

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

3MICT

ВИСОКОЧАСТОТНЕ ЗВАРЮВАННЯ

МЕТАЛУРГІЯ І ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ І НАПЛАВЛЕННЯ

Лобанов Л.М., Коржик В.М., Пащин М.О., Миходуй О.Л., Гринюк А.А., Ілляшенко Є.В., Гончаров П.В., Устименко П.Р. Бездеформаційне зварювання ТІG сплаву АМг6 із застосуванням електродинамічної обробки металу шва......14

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

ПРОЦЕСИ ПАЙКИ

ІНФОРМАЦІЯ

Як заощадити на контактних наконечниках і газових соплах – чотири ефективні способи	5
Проектування, ремонт та інжиніринг вертикальних цилідричних сталевих резервуарів5	7
Наукова співпраця зварювальних інститутів України та Німеччини	9
До 90-річчя від дня народження Борисова Юрія Сергійовича60	0
Календар серпня	1
Інститут електрозварювання ім. Є в Міжнародному та в Європейській з The E.O. Paton Electric Welding In	:.О. інс зва istit

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

CONTENT

HIGH-FREQUENCY WELDING

METALLURGY AND TECHNOLOGY OF WELDING AND SURFACING

Lobanov L.M., Korzhyk V.M., Pashchin M.O., Mikhodui O.L., Grynyuk A.A., Illyashenko E.V., Goncharov P.V., Ustymenko P.R. Deformation-free tig welding of AMr6 alloy with application of electrodynamic treatment of weld metal14

MATERIALS SCIENCE

PROTECTIVE COATINGS

WELDING EQUIPMENT

BRAZING PROCESSES

Sabadash O.M., Maksymova S.V. Reactive-flux brazing of	
aluminium to titanium	48

INFORMATION

How to save on contact tips and gas nozzles – four effective ways	55
Design, repair and engineering of vertical cylindrical steel tanks	57
Scientific cooperation of welding institutes of Ukraine and Germany	59
To the 90th anniversary of the birth of Yu.S. Borisov	60
August calendar	61
Патона НАНУ представляє Україну титуті зварювання рювальній федерації	
ute of the NASU represents Ukraine	

in International Institute of Welding and in European Federation for Welding

EWF

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: І.В. Крівцун (головний редактор), В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред) О.М. Берднікова, В.В. Книш, В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов, М.О. Пащин, В.Д. Позняков, І.О. Рябцев, К.А. Ющенко; **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./факс: (38044) 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

Журнал входить до переліку затверджених Міністерством освіти і науки України видань для публікації праць здобувачів наукових ступенів за спеціальностями 131, 132, 151 Наказ МОН України № 409 від 17.03.2020.

Рекомендовано до друку редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ 4788 від 09.01.2001 ISSN 0005-111X

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

Передплата 2023

Передплатний індекс 70031. 12 випусків на рік (видається щомісячно). Друкована версія: 3360 грн. за річний комплект з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю. Електронна версія: 3360 грн. за річний комплект (випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до архіву журнала). Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.

Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково перевидаються англійською мовою в журналі «The Paton Welding Journal»: www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU: I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief), V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief) O.M. Berdnikova, V.V. Knysh, V.M. Korzhyk, Yu.M. Lankin, L.M. Lobanov, S.Yu. Maksimov, M.O. Pashchin, V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev, K.A. Yushchenko; V.V. Dmitrik, 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 Kazymyr Malevych Str. Tel./fax: (38044) 205-23-90 E-mail: journal@paton.kiev.ua www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved by the Ministry of Education and Science of Ukraine for the publication of works of applicants for academic degrees in specialties 131, 132, 151. Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for 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 2023

Subscription index 70031. 12 issues per year (issued monthly), back issues available. \$384, subscriptions for the printed (hard copy) version, air postage and packaging included. \$312, subscriptions for the electronic version (sending issues of Journal in pdf format or providing access to IP addresses). Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

Підписано до друку 16.08.2022. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,44. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ХАРАКТЕРИСТИКИ ДУГИ З ТУГОПЛАВКИМ КАТОДОМ ПРИ ВИСОКОЧАСТОТНІЙ ІМПУЛЬСНІЙ МОДУЛЯЦІЇ СТРУМУ

I. Крівцун¹, В. Демченко¹, I. Крикент¹, U. Reisgen², О. Мокров², R. Sharma²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03680, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: krivtsun@paton.kiev.ua ²RWTH Аахенський університет, ISF – Інститут зварювання та з'єднання, Pontstr. 49, 52062 Аахен, Німеччина

Описано самоузгоджену математичну модель нестаціонарних процесів перенесення енергії, імпульсу, маси та заряду в плазмі стовпа та анодного шару електричної дуги з тугоплавким катодом, що горить в інертному газі атмосферного тиску при імпульсній модуляції струму. Виконано чисельне дослідження розподілених та інтегральних характеристик плазми аргонової дуги завдовжки 2 мм у випадку модуляції струму прямокутними імпульсами частотою 10 кГц з різними значеннями коефіцієнта заповнення (0,3, 0,5, 0,7) за умови, що величина середнього струму зберігається незмінною, рівною 140 А. Для обраних значень коефіцієнта заповнення наведено розрахункові залежності від часу температури, швидкості плазми та щільності струму в центрі стовпа дуги, а також осьових значень температури та тиску плазми поблизу поверхні анода, щільності струму на аноді та теплового потоку в анод. Розраховані радіальні розподіли усереднених за період модуляції струму значень теплового потоку, що вводиться дугою в анод, тиску і сили тертя потоку дугової плазми на його поверхні, які є визначальними для моделювання теплових і гідродинамічних процесів у зварюваному металі при ТІG зварюванні з високочастотною імпульсною модуляцією струму. Результати моделювання характеристик нестаціонарної дуги співставлені з відповідними результатами для дуги постійного струму, за величиною, що дорівнює середньому значенню модульованого. Аналіз отриманих результатів дозволяє зробити висновок, що у випадку ТІG зварювання з імпульсною модуляцією струму дуги на частоті 10 кГц зменшення коефіцієнта заповнення (збільшення струму в імпульсі) при постійному значенні середнього струму призводить до збільшення силового впливу такої дуги на метал зварювальної ванни і відповідно підвищення її проплавляючої здатності. Бібліогр. 20, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: електрична дуга, тугоплавкий катод, стовп дуги, анодний шар, ТІG зварювання, імпульсна модуляція струму, частота, коефіцієнт заповнення, моделювання

Вступ. Дугове зварювання електродом, що не плавиться, в інертному газі (TIG) на сьогоднішній день є одним з основних технологічних процесів отримання високоякісних нероз'ємних з'єднань конструкцій відповідального призначення зі сталей, титанових і алюмінієвих сплавів. Даний спосіб зварювання реалізується шляхом збудження електричної дуги постійного струму в захисному інертному газі (Ar, He або їх суміші) між тугоплавким (W) катодом, і виробом, що зварюється (анодом) [1].

Існують різні модифікації ТІG зварювання, однією з яких є модуляція зварювального струму. Експериментальному дослідженню особливостей данного процессу присвячено велику кількість робіт (див., наприклад, [2–8]). Досліджено режими ТІG зварювання з низькочастотною (частота модуляції $f \le 50$ Гц) [2–4, 7, 8], середньочастотною $(f \sim 5$ кГц) [3, 4] та високочастотною $(f \ge 10$ кГц) [3, 5, 6] модуляцією струму дуги. Результати цих досліджень дозволяють зробити висновок, що, варіюючи параметри модуляції зварювального струму, такі як частота, шпаруватість, амплітуда та форма імпульсів, можна керувати глибиною та формою проплавлення металу, термічним циклом зварювання, а, отже, впливати на структуру та властивості металу шва і зони термічного впливу.

Теоретичному дослідженню та математичному моделюванню процесів, що протікають у зварювальній дузі та зварюваному металі при ТІG зварюванні з низькочастотною імпульсною модуляцією струму, присвячені роботи [9–11]. Питанням моделювання розподілених та інтегральних характеристик дугової плазми та її впливу на зварюваний метал при ТІG зварюванні з високочастотною імпульсною (ВЧІ) модуляцією струму в сучасній науково-технічній літературі не приділено достатньої уваги. Тому метою цієї роботи є чисельний аналіз нестаціонарних процесів енерго-, масо- і електроперенесення у дузі з тугоплавким катодом при ВЧІ модуляції струму у діапазоні 30...400 А прямокутними імпульсами, що надходять з частотою 10 кГц.

Розглянемо нестаціонарну електричну дугу з тугоплавким катодом і водоохолоджуваним (таким, що не випаровується) анодом, що горить в інертному газі атмосферного тиску, схема якої показана на рис. 1. При побудові математичної моделі такої дуги основну увагу приділимо процесам, що протікають у стовпі та анодному шарі дугової плазми.

Крівцун І. - http://orcid.org/0000-0001-9818-3383, Крикент І.- http://orcid.org/0000-0002-4196-6800,

Reisgen U.- http://orcid.org/0000-0003-4920-2351, Мокров О. - http://orcid.org/0000-0002-9380-6905,

Sharma R. - http://orcid.org/0000-0002-6976-4530

© І. Крівцун, В. Демченко, І. Крікент, U. Reisgen, О. Мокров, R. Sharma, 2022



Рис. 1. Схема до моделювання нестаціонарної дуги: 1 -тугоплавкий катод; 2 -сопло для подачі захисного газу; 3 -захисний інертний газ; 4 -катодна область; 5 -стовп дуги; 6 -анодний шар; 7 -водоохолоджуваний анод; $R_c -$ радіус області катодної прив'язки дуги; $R_1 -$ радіус захисного сопла; R -радіус розрахункової області; L -довжина дуги

Для самоузгодженого опису зазначених процесів використовуємо підхід, докладно описаний у роботі [12], згідно з яким розділимо дугову плазму на дві області: стовп дуги, де плазма знаходиться в стані локальної термодинамічної рівноваги, та анодний шар термічно та іонізаційно нерівноважної плазми. Відповідно до цього, самоузгоджена математична модель даної системи повинна включати дві взаємопов'язані моделі:

модель нестаціонарних теплових, електромагнітних та газодинамічних процесів, що протікають у плазмі стовпа дуги при імпульсній модуляції струму;

модель анодного шару, що дозволяє сформулювати граничні умови на межі плазми стовпа із зазначеним шаром, які, з одного боку, необхідні для розв'язання рівнянь першої моделі, з іншого для визначення характеристик теплового, електричного і силового впливу нестаціонарної дуги на поверхню анода.

Модель стовпа нестаціонарної дуги. При побудові моделі теплових, електромагнітних та газодинамічних процесів у плазмі стовпа дуги при імпульсній модуляції струму будемо використовувати наступні наближення:

система вважається осесиметричною, поверхня анода плоска;

плазма стовпа дуги містить лише частинки захисного газу (випаровуванням матеріалу електродів нехтуємо), знаходиться в стані локальної термодинамічної рівноваги (використовується однотемпературна модель іонізаційно рівноважної плазми) і є оптично тонкою для власного випромінювання;

основним механізмом нагрівання плазми є джоулеве тепловиділення (робота сил тиску та в'язка дисипація не враховуються), а перенесення енергії в стовпі дуги здійснюється за рахунок теплопровідності, конвекції та транспорту енергії електронною компонентою плазми;

електромагнітні процеси в дуговій плазмі вважаються квазістаціонарними (струмами зміщення нехтуємо);

течія плазми стовпа дуги в'язка, дозвукова, режим течії ламінарний;

силою тяжіння нехтуємо, зовнішні магнітні поля відсутні.

Відповідна цим наближенням система диференціальних рівнянь для опису нестаціонарних процесів у плазмі стовпа дуги, записана в циліндричній системі координат $\{r, \vartheta, z\}$, має вигляд.

Рівняння безперервності.

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \rho v) + \frac{\partial}{\partial z} (\rho u) = 0, \qquad (1)$$

де ρ — масова щільність плазми; *v*, *u* — радіальна та аксіальна компоненти її швидкості.

Рівняння руху.

$$\rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + v \frac{\partial v}{\partial r} + u \frac{\partial v}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial r} - \frac{1}{2} B_{\varphi} + \frac{2}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \eta \frac{\partial v}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left[\eta \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \right] - (2)$$
$$-2 \eta \frac{v}{r^2} - \frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial r} \left\{ \eta \left[\frac{1}{r} \frac{\partial (rv)}{\partial r} + \frac{\partial u}{\partial z} \right] \right\};$$
$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + v \frac{\partial u}{\partial r} + u \frac{\partial u}{\partial z} \right) = -\frac{\partial P}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial z} \left[r \eta \left(\frac{\partial u}{\partial r} + \frac{\partial v}{\partial z} \right) \right] - (3)$$
$$-\frac{2}{3} \frac{\partial}{\partial z} \left\{ \eta \left[\frac{1}{r} \frac{\partial (rv)}{\partial z} + \frac{\partial u}{\partial z} \right] \right\};$$

де P — тиск; $j_{z^2} j_r$ — аксіальна та радіальна компоненти щільності струму в дузі; B_{φ} — азимутальна компонента вектора магнітної індукції; η — коефіцієнт динамічної в'язкості.

Рівняння енергії.

$$\rho C_{p} \left(\frac{\partial T}{\partial t} + v \frac{\partial T}{\partial r} + u \frac{\partial T}{\partial z} \right) =$$

$$= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \chi \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\chi \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \frac{k}{e} \times$$

$$\times \left\{ j_{r} \frac{\partial \left[(5/2 - \delta)T \right]}{\partial r} + j_{z} \frac{\partial \left[(5/2 - \delta)T \right]}{\partial z} \right\} +$$

$$+ \frac{j_{r}^{2} + j_{z}^{2}}{\sigma} - \psi, \qquad (4)$$

де C_p — питома теплоємність плазми з урахуванням енергії іонізації; T — температура плазми; χ — коефіцієнт теплопровідності; k — постійна Больцмана; e — заряд електрона; δ — постійна термодифузії; ψ — втрати енергії на випромінювання.

Рівняння електромагнітного поля.

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\,\sigma\frac{\partial\varphi}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\sigma\frac{\partial\varphi}{\partial z}\right) = 0; \tag{5}$$

$$B_{9}(r, z) = \frac{\mu^{0}}{r} \int_{0}^{r} j_{z}(\xi, z) \,\xi \, d\xi, \qquad (6)$$

де φ — електричний потенціал; σ — питома електропровідність плазми; μ⁰ — універсальна магнітна стала;

$$j_r = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial r}; \qquad j_z = -\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z}.$$
 (7)

Перш, ніж перейти до розгляду початкових і граничних умов рівнянь (1)–(5), коротко опишемо модель анодного шару дуги, що використовується в цій роботі.

Модель анодного шару. Згідно з моделлю, запропонованою в [12, 13], анодний шар передбачається нескінченно тонким порівняно з розмірами стовпа дуги, а падіння потенціалу в цьому шарі (анодне падіння) $U_a = \varphi_a - \varphi_{pa}$ є негативним і має неоднорідний розподіл уздовж поверхні анода. Тут φ_a — потенціал поверхні анода, який вважається постійним з огляду на високу провідність металу анода і вибирається надалі рівним нулю, а φ_{pa} — потенціал плазми стовпа дуги на межі з анодним шаром, значення якого для осесиметричної дуги

залежить від відстані *r* до її осі. Для обчислення радіального розподілу потенціалу плазми на вказаній межі будемо використовувати вираз [13], який у випадку аноду, що не випаровується (дугова плазма містить тільки атоми і однозарядні іони захисного газу) можна записати у вигляді

$$\varphi_{pa}(r) = \frac{kT(r,L)}{e} \ln \left(\frac{e n_e(r,L) \overline{\upsilon}_e(r,L)}{4 \left[j_a(r) + j_i(r) \right]} \right), \quad (8)$$

де T(r, L), $n_e(r, L)$, $\overline{v}_e(r,L) = \sqrt{\frac{8kT(r,L)}{\pi m_e}}$ — радіальні розподіли температури, концентрації та теплової швидкості електронів плазми на межі стовпа дуги з анодним шаром, m_e — маса електрона; $j_a(r) =$

$$= |j_{z}(r, L)|, \quad j_{i}(r) = en_{i}(r, L) \exp\left(-\frac{1}{2}\right) \sqrt{\frac{k\left[T(r, L) + T_{s}\right]}{M}} \quad -$$

відповідні розподіли нормальної до поверхні анода компоненти щільності струму дуги на аноді і струму іонів з плазми на його поверхню, $n_i(r, L)$ розподіл концентрації іонів плазми на межі стовпа дуги з анодним шаром, M — маса іона, T_s — температура поверхні анода. Враховуючи прийняте вище припущення про іонізаційну рівноважність плазми стовпа дуги, для розрахунку розподілів $n_e(r, L)$, $n_i(r, L)$ та відповідної концентрації атомів $n_a(r, L)$ можна використовувати рівняння Саха, умову квазінейтральності плазми та закон парціальних тисків [13].

Тепловий потік з плазми на поверхню анода представимо наступним чином $q_{pa} = q_e + q_i$, де q_e , q_i — потоки кінетичної та потенційної енергії, що переноситься електронами та іонами плазми, відповідно. Для обчислення радіальних розподілів зазначених величин будемо використовувати вирази [12], які у випадку анода, що не випаровується, можна записати в наступному вигляді:

$$q_e(r) = j_e(r) \frac{5kT(r,L)}{2e};$$
 (9)

$$q_{i}(r) = j_{i}(r) \left[\varphi_{pa}(r) + \frac{1}{2} \frac{kT_{s}}{e} + U_{i} \right].$$
(10)

Тут

$$j_e(r) = \frac{1}{4}en_e(r,L)\overline{\upsilon}_e(r,L)\exp\left[-\frac{e\varphi_{pa}(r)}{kT(r,L)}\right]$$

— електронний струм із плазми на поверхню анода; *U_i* — потенціал іонізації атомів захисного газу. Необхідно відзначити, що розподіл повного

теплового потоку в анод слід розраховувати з урахуванням роботи виходу електронів ζ_a , що дає

$$q_{a}(r) = q_{pa}(r) + j_{a}(r)\zeta_{a}.$$
 (11)

Таким чином, запропонована модель анодного шару дуги дозволяє обчислювати розподіли анодного падіння потенціалу $U_a(r)$ та шільності теплового потоку $q_a(r)$, що вводиться в анод, залежно від роду захисного газу, розподілів щільності електричного струму на аноді та температури плазми стовпа дуги на межі з анодним шаром, а також температури поверхні аноду T_s . У свою чергу, розподіли величин $j_a(r)$ і T(r, L) можуть бути визначені. виходячи з моделі стовпа дуги з самоузгодженими граничними умовами на аноді.

Завершуючи опис моделі анодного шару, відзначимо, що її використання у випадку нестаціонарної дуги вимагає врахування залежностей всіх величин, що входять у співвідношення (8)–(11), не тільки від радіальної координати r, а й від часу t. Оцінюючи час встановлення характеристик анодного шару за допомогою співвідношення $\tau_a \sim l_a/\overline{\upsilon}_e$, де l_a — товщина шару, $\overline{\upsilon}_{\rho}$ — теплова швидкість електронів, значення яких для аргонової дуги атмосферного тиску рівні відповідно 5·10⁻⁴ м і 5·10⁵ м/с [14], отримаємо
т_ $_a \sim 10^{_{-9}}$ с, що набагато менше часу зміни характеристик плазми стовпа дуги $\tau_{p} \sim 10^{-4}$ с [15] та періоду зміни струму при даній частоті модуляції. Таким чином, наведені вище співвідношення цілком застосовні для опису анодних процесів у дузі, що розглядається, з урахуванням того що розподілені характеристики дугової плазми на межі з анодним шаром, які входять до них, відповідним чином залежать від часу.

Початкові та граничні умови до моделі нестаціонарної дуги. Для розв'язання системи диференціальних рівнянь (1)-(5), що описує нестаціонарні процеси тепло-, масо- та електроперенесення в стовпі дуги, необхідно задати відповідні початкові та граничні умови. Оскільки поля температури та швидкості дугової плазми встановлюються досить швидко (як показують розрахунки, для встановлення періодичної зміни характеристик зазначених полів при частоті імпульсної модуляції струму дуги порядку 10 кГц достатньо 6...8 імпульсів [16]), початкові розподіли швидкості та температури плазми принципового значення не мають. Для компонент швидкості можна, наприклад, задавати нульові значення, а температуру в зоні струмового каналу вибирати такою, щоб забезпечити характерну для аргонової дуги провідність плазми.

У випадку нестаціонарної дуги з вольфрамовим катодом і водоохолоджуваним (таким, що не випаровується) анодом, який тут розглядається, граничні умови для функцій (*v*, *u*, *P*, *T*, φ), які треба обчислити, сформулюємо наступним чином.

Поблизу катода (площина z = 0 на рис. 1) умови для компонентів вектора швидкості задаються наступним чином:

$$v|_{z=0} = 0; \quad u|_{z=0} = \begin{cases} u_0, 0 \le r < R_1; \\ 0, R_1 \le r \le R, \end{cases}$$
(12)

де величина u_0 визначається витратою захисного газу та радіусом R_1 сопла для його подачі (див. рис. 1). Оскільки в результаті розв'язання рівнянь (1)–(3) тиск P знаходиться з точністю до довільної постійної, його значення слід визначати за умови, що тиск навколишнього середовища дорівнює атмосферному.

Для температури та електричного потенціалу в зоні катодної прив'язки нестаціонарної дуги (при $0 \le r \le R_{z}, z = 0$) приймемо умови:

$$T|_{z=0} = T_c(r,t); \quad \sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z}\Big|_{z=0} = j_c(r,t), \quad (13)$$

де $T_c(r, t)$, $j_c(r, t)$ — радіальні розподіли температури плазми і щільності електричного струму поблизу катода, що змінюються в часі при модуляції струму дуги, явний вигляд яких, слідуючи [17], задамо наступним чином:

$$j_{c}(r,t) = j_{c0}(t) \frac{1}{2} erfc \left\{ \frac{10[r - r_{0c}(t)]}{r_{0c}(t)} \right\}$$
(14)

і аналогічно для $T_c(r, t)$, з урахуванням того, що поза областю катодної прив'язки дуги $(r > R_c)$ температура захисного газу дорівнює температурі навколишнього середовища T_0 . Тут $j_{c0}(t)$ — осьове значення щільності струму; $erfc(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_x^\infty e^{-y^2} dy$; $r_{0c}(t)$ відстань від осі дуги на якій шільність струму па-

відстань від осі дуги на якій щільність струму падає удвічі.

Оцінюючи час встановления характеристик катодного шару τ_c за допомогою співвідношення $\tau_c \sim L_c / \overline{\upsilon}_e$, де L_c — товщина шару, $\overline{\upsilon}_e$ — середня теплова швидкість електронів у даному шарі, значення яких у випадку аргонової дуги атмосферного тиску з вольфрамовим катодом виберемо рівними $3 \cdot 10^{-4}$ м і $1, 2 \cdot 10^6$ м/с [18], отримаємо $\tau_c \sim 2, 5 \cdot 10^{-10}$ с. Оскільки цей час набагато менший періоду зміни струму дуги на частоті модуляції f = 10 кГц, будемо вважати, що радіальні розподіли щільності струму і температури плазми поблизу катода повністю відслідковують зміни струму дуги з даними значеннями f. Таким чином осьові значення щільності електричного струму $j_{c0}(t)$

і температури прикатодної плазми $T_{c0}(t)$ в кожен момент часу будемо задавати згідно рекомендаціям роботи [17] в залежності від миттєвого значення струму дуги, який визначається законом його модуляції I(t). Вибираючи радіус $R_c(t)$ зони катодної прив'язки дуги (див. рис. 1) як відстань від її осі, на якій щільність струму складає менше 1 % від j_{c0} у відповідний момент часу, з урахуванням (14) маємо $R_c(t) = 1,165r_{0c}(t)$. При цьому залежності величины r_{0c} від часу может бути визначена з інтегрального співвідношення для повного струму.

$$I(t) = 2\pi \int_{0}^{\infty} r j_{c}(r,t) dr.$$
 (15)

Поза зоною катодної прив'язки дуги (при $R_c < r \le R, z = 0$) покладемо:

$$T|_{z=0} = T_0; \quad \frac{\partial \varphi}{\partial z}\Big|_{z=0} = 0.$$
 (16)

На поверхні анода (площина z = L на рис. 1) приймемо умови прилипання»

$$v|_{z=L} = u|_{z=L} = 0.$$
(17)

На межі плазми стовпа дуги з анодним шаром або, враховуючи прийняте припущення про його нескінченно малу товщину, при z = L, як граничну умову можна використовувати таку умову енергетичного балансу

$$\begin{bmatrix} -\chi \frac{\partial T}{\partial z} + \left| j_z \right| \frac{k}{e} \left(\frac{5}{2} - \delta \right) T \end{bmatrix}_{z=L} = \\ = \phi_{pa}(r,t) j_a(r,t) + q_{pa}(r,t).$$
(18)

Оскільки електричний потенціал поверхні анода передбачається постійним і рівним нулю, граничну умову для потенціалу плазми на межі стовпа дуги з анодним шаром можна записати у вигляді

$$\varphi|_{z=L} = \varphi_{pa}(r,t).$$
⁽¹⁹⁾

Граничні умови для швидкості, температури плазми та електричного потенціалу на осі симетрії системи задаються стандартним чином

$$v|_{r=0} = 0; \left. \frac{\partial u}{\partial r} \right|_{r=0} = \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=0} = \frac{\partial \varphi}{\partial r} \Big|_{r=0} = 0.$$
 (20)

На зовнішній межі розрахункової області (*r* = *R*) для швидкості плазми та електричного потенціалу можемо записати

$$\frac{\partial(\rho v r)}{\partial r}\Big|_{r=R} = 0; \quad u\Big|_{r=R} = 0; \quad \frac{\partial \varphi}{\partial r}\Big|_{r=R} = 0.$$
(21)

Гранична умова температури плазми при r = Rвизначимо залежно від напрямку руху потоку

$$\begin{split} T|_{r=R} &= T_0, \ \text{при } v|_{r=R} \leq 0; \\ \frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} &= 0, \ \text{при } v|_{r=R} > 0. \end{split}$$
 (22)

Система диференціальних рівнянь (1)–(5) з описаними вище початковими та граничними умовами розв'язувалася чисельно, методом кінцевих різниць з використанням спільного Лаганжево– Ейлерового методу. Для визначення температурних залежностей термодинамічних характеристик, коефіцієнтів перенесення та втрат енергії на випромінювання дугової плазми, що входять до рівнянь моделі, використовувалися розрахункові дані з робіт [19, 20].

Результати моделювання. Як об'єкт чисельного дослідження обрано нестаціонарну дугу з тугоплавким катодом, що горить в умовах, характерних для ТІG зварювання з ВЧІ модуляцією струму. Вважатимемо, що струм дуги є однополярним $(I(t) \ge 0)$, а його модуляція здійснюється прямокутними імпульсами в діапазоні $I_1 < I(t) < I_2$, де I_1 — значення струму в паузі; I_2 — значення струму в імпульсі (амплітуда модуляції $A = I_2 - I_1$), які надходять з частотою f (період модуляції $T_m = 1/f$) при різних значеннях коефіцієнта заповнення б, який характеризує відношення тривалості імпульса до періоду модуляції. Середнє I_{av} і ефективне (діюче) I_{eff} значення струму дуги можуть бути визначені наступним чином:

де

$$\left\langle \phi(t) \right\rangle = \frac{1}{T_m} \int_{0}^{T_m} \phi(t) dt$$

 $I_{av} = \langle I(t) \rangle; \ I_{eff} = \sqrt{\langle I^2(t) \rangle},$

— інтегральне середнє значення періодичної функції $\phi(t)$ на відрізку $t \in [0; T_m]$.

Розглянемо нестаціонарну дугу довжиною L = 2 мм з тугоплавким катодом і водоохолоджуваним анодом, що не випаровується, яка горить в аргоні атмосферного тиску при наступних параметрах модуляції струму: частота f = 10 кГц ($T_m = 100$ мкс); коефіцієнт заповнення $\delta = 0,3$; 0,5 (меандр); 0,7; струм у паузі $I_1 = 30$ А, а величину струму в імпульсі I_2 визначатимемо з умови, що середнє значення струму дуги при всіх значеннях δ залишається постійним, рівним 140 А. Отримані таким чином значення I_2 , A, I_{eff} наведені в табл. 1.

Результати розрахунку розподілених та інтегральних характеристик дуги, що розглядаєть-

	1 1	10 0 0	
δ	<i>I</i> ₂ , A	<i>A</i> , A	$I_{e\!f\!f}$, A
0,3	396,7	366,7	218,7
0,5	250,0	220,0	178,0
0,7	187,1	157,1	157,4

Таблиця 1. Параметри модуляції струму дуги

ся, і її впливу на поверхню анода при зазначених параметрах модуляції струму порівнювалися з розрахунковими значеннями відповідних характеристик для дуги постійного струму, рівного середньому значенню модульованого.

На рис. 2 показано зміну в часі температури дугової плазми T_0 , її швидкості u_0 та щільності електричного струму $j_0 = |j_z|$ на осі стовпа дуги (r=0) у перерізі z=1 мм (середина довжини дуги). На цих рисунках і далі криві, відмічені цифрами 1, 2, 3, відповідають коефіцієнтам заповнення $\delta =$ = 0,3, 0,5, 0,7; штрихові лінії — відповідні значен-



Рис. 2. Залежність температури плазми (a), аксіальних компонент швидкості (δ) та щільності струму (s) у центрі стовпа дуги від часу

ня для дуги постійного струму (*I* = 140 A); відлік часу ведеться від початку паузи.

Розрахунки показують, що за розглянутих умов величини T_0 , u_0 і j_0 під час імпульсу струму виявляються істотно більшими, ніж під час паузи і тим більшими, чим менший коефіцієнт заповнення і, відповідно, вище значення струму в імпульсі *I*₂. Після закінчення дії імпульсу, охолодження плазми стовпа дуги здійснюється за рахунок дисипативного механізму перенесення енергії, тому величина Т₀ безперервно знижується протягом усього часу паузи. Характерний час релаксації температури дугової плазми в паузі для вибраних параметрів модуляції струму становить 50 мкс (див. рис. 2, а). На передньому фронті імпульсу плазма нагрівається джоулевим джерелом тепла, яке практично миттєво реагує на зміну струму дуги. При цьому, у випадку малих значень б (великих значень струму в імпульсі), температура плазми в центрі стовпа різко зростає до значень, що перевищують відповідні значення для дуги постійного струму, щодо рівнює I_2 , а потім плавно знижується за час приблизно 20 мкс (див. криву 1 на рис. 2, a).

Аналогічна картина спостерігається і для швидкості плазми в центрі стовпа дуги (див. рис. 2, δ), за винятком того, що величина и₀ при миттєвому збільшенні струму на передньому фронті імпульсу зростає повільніше, ніж температура. Це пов'язано з інерційністю газодинамічних процесів у дуговій плазмі [15]. Що стосується зміни в часі щільності електричного струму в центрі стовпа дуги, то вона практично миттєво зменшується при спаді струму на задньому фронті імпульсу і відповідно зростає на передньому фронті (див. рис. 2, в). Зазначимо тут, що при малих значеннях δ поведінка величин u_0 і j_0 при переході від паузи до імпульсу відповідає описаній вище екстремальній поведінці температури дугової плазми з наступною релаксацією (пор. криві 1 на рис. 2, а, б, в).

Проаналізуємо характеристики теплової, силової та електромагнітної дії дуги, що розглядається, на поверхню анода. На рис. З представлені залежності від часу осьових значень температури T_{a0} плазми стовпа дуги на межі з анодним шаром, повного тиску P_{a0} і щільності електричного струму j_{a0} на поверхні анода, а також теплового потоку, що вводиться дугою анод q_{a0} .

Величина T_{a0} веде себе подібно до температури дугової плазми в центрі стовпа дуги при істотно менших значеннях як у паузі, так і в імпульсі (пор. рис. 2, *a* і 3, *a*). Оскільки повний тиск поблизу поверхні анода може бути представлений у вигляді суми магнітного тиску P_m та газодинамічного тис-



Рис. 3. Залежності осьових значень температури дугової плазми на межі з анодним шаром (a), повного тиску (δ) та щільності струму на аноді (a), а також теплового потоку в анод (a) від часу

ку P_{g} потоку плазми при його гальмуванні на аноді [15], аналіз залежності величини Р_{а0} від часу слід проводити з урахуванням цієї обставини. Осьове значення магнітного тиску, що залежить від радіального розподілу густини струму, змінюється майже миттєво на передньому та задньому фронтах імпульсу, реагуючи на відповідні зміни струму дуги. Що стосується газодинамічного тиску, то його зміна відбувається більш повільно, що пов'язане з вже зазначеною інерційністю газодинамічних процесів у дуговій плазмі. Це призводить до двоетапної зміни осьового значення повного тиску на поверхні анода — практично миттєвому на першому етапі і повільнішому на другому, з характерним часом релаксації під час імпульсу близько 10 мкс (див. рис. 3, б).

Динаміка зміни у часі осьових значень щільності струму на аноді та питомого теплового потоку в анод показана на рис. 3, *в*, *г*. На відміну від відповідних значень температури і тиску дугової плазми поблизу поверхні анода, величина j_{a0} досить швидко спадає на задньому фронті імпульсу і залишається практично постійною під час паузи (пор. рис. 3, *a*, *б*, *в*). При подачі імпульсу зростання зазначеної величини (як і осьового тиску на поверхні анода) відбувається у два етапи. На першому етапі щільність струму на осі області анодної прив'язки дуги різко зростає, оскільки при подачі імпульсу великий струм пропускається через стру-

ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №8, 2022 ————

мовий канал малого перерізу, що зберігся після паузи. На другому етапі за рахунок конвективно-кондуктивного перенесення енергії в плазмі стовпа дуги відбувається перебудова радіального розподілу її температури, а отже електропровідності, що призводить до подальшого, більш повільного зростання величини j_{a0} . В результаті для всіх розглянутих коефіцієнтів заповнення осьове значення щільності струму на поверхні анода зростає до значень, що істотно перевищують відповідні значення для дуги постійного струму, який дорівнює I_{2} , а потім релаксує до них з характерним часом 20 мкс (див. рис. 3, в). Оскільки питомий тепловий потік в анод практично пропорційний щільності струму на аноді [14], зміна в часі величини q_{a0} аналогічна до зміни осьового значення щільності струму на поверхні анода (пор. рис. 3, e, e).

Розглянемо просторові розподіли характеристик теплової, силової та електромагнітної дії нестаціонарної дуги на анод. У роботі [15] показано, що при ТІG зварюванні з високочастотною $(f \sim 10 \text{ к}\Gamma \text{ц})$ імпульсною модуляцією струму теплова і силова дія дуги на поверхню металу, що зварюється (радіальні розподіли теплового потоку в анод і тиску дугової плазми на його поверхню) можна розглядати як усереднені за період модуляції, оскільки характерний час зміни температури та швидкості металу у зварювальній ванні становить величину порядку 10^{-2} с, що на два порядки



Рис. 4. Радіальні розподіли усереднених за періодом модуляції значень щільності електричного струму на аноді (*a*) та питомого теплового потоку в анод (б)

більше, ніж період модуляції струму із зазначеною частотою.

На рис. 4 наведені радіальні розподіли щільності електричного струму $\langle j_a(r,t) \rangle$ на аноді та питомого теплового потоку $\langle q_a(r,t) \rangle$, що вводиться в анод, усереднені протягом одного періоду модуляції струму дуги. Відповідні радіальні розподіли магнітного тиску $\langle P_m(r,t) \rangle$ та газодинамічного тиску $\langle P_g(r,t) \rangle$ потоку дугової плазми на поверхні анода показані на рис. 5.

На відміну від розглянутої вище екстремальної зміни миттєвих значень густини електричного струму на поверхні анода та теплового потоку в анод на осі області анодної прив'язки дуги (див. рис. 3, в, г), наведені на рис. 4 залежності демонструють протилежну тенденцію, а саме, усереднені осьові значення густини струму та теплового потоку в анод знижуються при зменшенні коефіцієнта заповнення б. Більше того, вони залишаються меншими за відповідні значення j_{a0} і q_{a0} для дуги постійного струму, що дорівнює середньому значенню модульованого. Це пов'язано з тим, що при зменшенні δ зростає тривалість паузи, протягом якої щільність струму на аноді та тепловий потік в анод набагато нижчі за відповідні величини для еквівалентної дуги постійного струму (див. рис. 3, в, г).

Згідно з даними, поданими в табл. 2, усереднена величина повного теплового потоку в анод $\langle Q_a \rangle = 2\pi \int_0^\infty \langle q_a(r,t) \rangle r dr$, на відміну від $\langle q_{a0}(t) \rangle$, зро-

стає при зменшенні б (збільшенні значення стру-

T. C	•	п. ч			
1 аолиця	2.	Повнии	тепловии	потік е	з анод

δ	$\langle Q_a \rangle$, Bt
0.3	1261
0.5	1212
0.7	1183
Постійний струм	1141

му в імпульсі) та постійному середньому струмі. Ця особливість пов'язана із зміною наповненості профілів $\langle q_a(r, t) \rangle$ залежно від коефіцієнта заповнення (див. рис. 4, δ).

Що стосується електромагнітної дії дуги з ВЧІ модуляцією струму на метал зварювальної ванни, то її також можна розглядати як усереднену за період модуляції [15], з урахуванням тієї обставини, що вираз для об'ємної сили Лоренца $\vec{F} = \mu^0 \vec{j} \times \vec{H}$, яка приводить в рух розплавлений метал, є квадратичним за щільністю струму *j* (напруженістю магнітного поля \vec{H}). Тому для визначення просторового розподілу усередненого значення електромагнітної сили необхідно знаходити розподіли зазначених величин у кожний момент часу використовуючи розподіл щільності електричного струму на поверхні анода у відповідний момент часу, потім обчислювати миттєві значення $\vec{F}(r, z, t)$ і тільки потім усереднювати за часом. При цьому замість наведеного на рис. 4 *a* розподілу $j_a(r, t)$ слід використовувати розподіли $j_{a}(r, t)$.

Порівняння розрахованої таким чином усередненої електромагнітної сили $\langle F_{mz}(r, z, t) \rangle$ у випадку розглянутої високочастотної (f = 10 кГц) модуляції струму прямокутними імпульсами у формі меандру ($\delta = 0,5$) і відповідної сили для еквівалентної дуги постійного струму показує, що величина цієї сили в першому випадку виявляється приблизно в 1,5 рази більшою, ніж у другому [15], і зростає при зменшенні δ . Оскільки дана сила викликає рух розплавленого металу в напрямку дна зварювальної ванни, проплавляюча здатність дуги з ВЧІ модуляцією струму повинна збільшуватися зі зменшенням коефіцієнта заповнення (збільшенням I_2) при збереженні I_{av} .

Як випливає з розрахункових даних, представлених на рис. 5, усереднений магнітний тиск поблизу поверхні анода нестаціонарної дуги вияв-



Рис. 5. Радіальні розподіли усереднених за періодом модуляції магнітного тиску (*a*) та газодинамічного тиску (*б*) на поверхні анода

ляється суттєво вищим за відповідний магнітний тиск для еквівалентної дуги постійного струму, зростаючи зі зменшенням б (див. рис. 5, а). Усереднений за період модуляції струму газодинамічний тиск потоку плазми на поверхню анода також збільшується зі зменшенням коефіцієнта заповнення, проте його значення при δ > 0,6 виявляються нижчими відповідних значень для дуги постійного струму, рівного 140 А. Середнє значення повного тиску поблизу поверхні анода, що є сумою магнітного і газодинамічного тисків для нестаціонарної дуги за розглянутих умов модуляції струму виявляється більшим повного тиску дуги постійного струму, що відповідає результатам експериментального вимірювання зазначеної величини в роботі [5].

Тут необхідно зазначити, що при визначенні форми вільної поверхні зварювальної ванни в якості актуальної складової тиску дугової плазми в балансі нормальних напружень на зазначеній поверхні слід використовувати тільки газодинамічний тиск P_g потоку плазми, оскільки магнітний тиск P_m не зазнає стрибка при переході через межу дугова плазма-метал [15]. Як було згадано, у випадку ВЧІ модуляції струму величина $\langle P_g(r, t) \rangle$, що визначає прогин поверхні зварювальної ванни, зростає зі зменшенням б (збільшенням струму в імпульсі) при постійному значенні середнього струму. Це сприяє заглибленню такої дуги в метал, що зварюється, і відповідно, підвищенню її проплавляючої здатності при збільшенні I_{z} і збереженні I_{zy} .

Важливим силовим фактором, що визначає гідродинамічну обстановку в зварювальній ванні при зварюванні ТІG (поряд з силою Лоренца і силою Марангоні) є сила в'язкого тертя потоку дугової плазми з поверхнею металу анода. У разі ВЧІ модуляції струму (f = 10 кГц) вказана сила, так само, як газодинамічний тиск плазми, може розглядатися як усереднена за періодом модуляції [15]. Раді-



Рис. 6. Радіальні розподіли усередненого за період модуляції дотичного напруження, що створюється силою тертя потоку плазми на поверхні анода

альний розподіл дотичного напруження $\langle P_{\nu}(r, t) \rangle$, що створюється цією силою, проілюстровано на рис. 6.

Подані на рис. 6 розрахункові дані показують, що, порівняно з розподілом P_{ν} для еквівалентної дуги постійного струму, максимум усередненого значення сили в'язкого тертя плазми дуги з поверхнею анода при ВЧІ модуляції струму дещо зменшується за величиною при збільшенні коефіцієнта заповнення, а його положення зміщується в бік більших значень *r*. Це свідчить про слабкий вплив модуляції ВЧІ струму на силу в'язкого тертя потоку дугової плазми з поверхнею зварювальної ванни при ТІG зварюванні.

Висновки

Проведений чисельний аналіз теплових, газодинамічних та електромагнітних характеристик дугової плазми, а також її впливу на поверхню анода в умовах, характерних для TIG зварювання з модуляцією струму прямокутними імпульсами різної тривалості та амплітуди (при постійному значенні середнього струму дуги), які надходять з частотою 10 кГц, дозволяяє зробити такі висновки. 1. При аналізованих параметрах модуляції щільність електричного струму в стовпі дуги майже миттєво реагує на зміни повного струму дуги, тоді як температура і швидкість дугової плазми є інерційнішими, з характерним часом встановленняблизько 20 мкс в імпульсі і близько 50 мкс при переході від імпульсу до паузи. При цьому значення згаданих величин під час імпульсу значно більші, ніж під час паузи і тим більші, чим менший коефіцієнт заповнення (вище значення струму в імпульсі).

2. Усереднені за період зміни струму дуги осьові значення теплового потоку в анод для умов модуляції, які розглядаються, знижуються при зменшенні коефіцієнта заповнення. Більше того, вони залишаються меншими за відповідні значення для дуги постійного струму, що дорівнює середньому значенню модульованого. При цьому повний тепловий потік в анод, навпаки, виявляється більшим за відповідну величину для еквівалентної дуги постійного струму, зростаючи при зменшенні коефіцієнта заповнення (збільшення струму в імпульсі).

3. Усереднений за період модуляції струму газодинамічний тиск потоку дугової плазми на поверхню анода зростає зі зменшенням коефіцієнта заповнення і при $\delta < 0,6$ стає більшим за відповідний тиск для дуги постійного струму, що дорівнює середньому значенню модульованого. В результаті зменшення тривалості імпульсу і відповідне підвищення амплітуди модуляції струму при зварюванні дугою з тугоплавким катодом призводить до збільшення прогину поверхні зварювальної ванни, що сприяє заглибленню дуги в метал, який зварюється, і підвищенню її проплавляючої здатності. Що стосується сили в'язкого тертя потоку дугової плазми, що викликає рух поверхневих шарів металу зварювальної ванни від її центру до периферії, збільшуючи тим самим ширину зони проплавлення за рахунок зменшення її глибини, вона практично не відрізняється від відповідної сили, що діє на поверхню розплаву плазмою еквівалентної дуги постійного струму.

4. Оцінка усередненого силового впливу розглянутої нестаціонарної дуги на розплав металу, що зварюється, свідчить про значне збільшення (порівняно з еквівалентною дугою постійного струму) об'ємної електромагнітної сили, що викликає рух розплаву і конвективне перенесення тепла від поверхні в напрямку дна зварювальної ванни, що також сприяє збільшенню глибини проплавлення при ТІG зварюванні з ВЧІ модуляцією струму.

ПОДЯКА

This work was carried out with the financial support of the German Research Foundation DFG Project No. 390246097/RE2755/51-1 "Investigation of the influence of non-stationary processes in the arc plasma on the penetration depth during high frequency TIG welding". The authors wish to express their thanks for this funding.

Література/References

- 1. (2011) Welding fundamentals and processes. Ed. by T.J. Lienert, S.S. Babu et al. ASM Handbook, Ohio, USA. ASM Int.
- Leither, R.E., McElhinney, G.H., Pruitt E.L. (1973) An investigation of pulsed GTA welding variables. *Welding J.*, *Res. Suppl.*, 9, 405s–410s.
- 3. Omar, A.A., Lundin, C.D. (1979) Pulsed plasma-pulsed GTA arcs: A study of the process variables. *Welding J., Res. Suppl.*, **4**, 97s–105s.
- Saedi, H.R., Unkel, W. (1988) Arc and weld pool behavior for pulsed current GTAW. Welding J., Res. Suppl., 11, 247s–255s.
- Onuki, J., Anazawa, Y., Nihei, M., et al. (2002) Development of a new high-frequency, high-peak current power source for high constricted arc formation. *Japan J. Appl., Phys.*, 41, 5821–5826.
- Karunakaran, N., Balasubramanian, V. (2011) Effect of pulsed current on temperature distribution, weld bead profiles and characteristics of gas tungsten arc welded aluminum alloy joints. *Transact. Nonferrous Met. Soc. China*, 21, 278–286.
- Cunha, T.V.d., Louise-Voigt, A., Bohorquez, C.E.N. (2016) Analysis of mean and RMS current welding in the pulsed TIG process. *J. of Materials Proc. Technology*, 231, 449–455.
- Silva, D.C.C., Scotti, A. (2017) Using either mean and RMS values to represent current in modeling of arc welding bead geometries. *J. of Materials Proc. Technology*, 240, 382–387.
- 9. Kim, W.H., Na, S.J. (1998) Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool. *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, Vol. 41(Issue 21), 3213–3227.
- Wu, C.S., Zheng, W., Wu, L. (1999) Modeling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weld pools. Modelling and Simul. *Mater. Sci. Eng.*, 7(1), 15–23.
- 11. Traidia, A., Roger, F., Guyot, E. (2010) Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pools. *Int. J. of Thermal Sci.*, 49, 1197–1208.
- Krivtsun, I., Demchenko, V., Krikent, I. et al. (2015) Distributed and integrated characteristics of the near-anode plasma of the welding arc in TIG and Hybrid (TIG + CO₂ Laser) welding. In: *Mathematical Modelling of Weld Phenomena* 11. Techn. Universitat Graz, Graz, Austria, 837–874.
- Krivtsun, I., Demchenko, V., Lesnoi, A. et al. (2010) Modelling of electromagnetic processes in system "welding arcevaporating anode". Pt 1: Model of anode region. *Sci. and Technol. of Welding & Joining*, 15(6), 457–463.
- 14. Semenov, I.L., Krivtsun, I.V., Reisgen, U. (2016) Numerical study of the anode boundary layer in atmospheric pressure arc discharges. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 49(10), 105204.
- Demchenko, V.F., Boi, U., Krivtsun, I.V., Shuba, I.V. (2017) Effective values of electrodynamic characteristics of the process of nonconsumable electrode welding with pulse modulation of arc current. *The Paton Welding J.*, 8, 2–11. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2017.08.01
- Sydorets, V.N., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F. et al. (2016) Calculation and experimental research of static and dynamic volt-ampere characteristics of argon arc with refractory cathode. *The Paton Welding J.*, 2, 2–8.
- 17. Wendelstorf, J., Simon, G., Decker, I. et al. (1997) Investigation of cathode spot behavior of atmospheric argon arcs by mathematical modeling. In: *Proc. of the 12th Int. Conf. on Gas Discharges and their Applications (Germany, Greifswald, 1997)*, Vol. 1, 62–65.

- Benilov, M.S., Marotta, A. (1995) A model of the cathode region of atmospheric pressure arcs. J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 28, 1869–1882.
- Cressault, Y., Murphy, A.B., Teulet, Ph. et al. (2013) Thermal plasma properties for Ar–Cu, Ar–Fe and Ar–Al mixtures used in welding plasma processes: II. Transport coefficients

at atmospheric pressure. J. Phys. D: Appl. Phys., Vol. 46, 415207.

 Essoltani, A., Proulx, P., Boulos, M.I. et al. (1994) Volumetric emission of argon plasma in the presence of vapours of Fe, Si and Al. *Plasma Chem. and Plasma Proc.*, 14(4), 437–450.

CHARACTERISTICS OF HIGH-FREQUENCY PULSED CURRENT ARC WITH REFRACTORY CATHODE

I. Krivtsun¹, V. Demchenko¹, I. Krikent¹, U. Reisgen², O. Mokrov², R. Sharma²

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

E-mail: krivtsun@paton.kiev.ua

²RWTH Aachen University, ISF – Welding and Joining Institute, Pontstr. 49, 52062, Aachen, Germany

A self-consisted mathematical model is presented, describing nonstationary processes of energy, momentum, mass and charge transfer in plasma column and anode boundary layer of an electric arc burning in atmospheric pressure inert gas at pulsed modulation of current. A numerical study of distributed and integrated characteristics of 2 mm long argon arc was performed in the case of current modulation by rectangular pulses at 10 kHz frequency and different values of the duty cycle (0.3; 0.5; 0.7) under the condition that the average current value remains unchanged and equal to 140 A. Calculated time dependencies of plasma temperature, velocity and current density in the arc column centre, as well as axial values of plasma temperature and pressure near the anode surface, anode current density and heat flux into the anode are given for the selected values of duty cycle. Radial distributions of averaged over the current modulation period heat flux, introduced by the arc into the anode, pressure and force of friction of arc plasma flow on its surface were calculated, which are the determinant ones for simulation of thermal and hydrodynamic processes in the metal being welded in TIG welding with high-frequency pulsed current (HFPC) modulation. Results of simulation of nonstationary arc characteristics are compared with the respective results for a direct current (DC) arc, at current equal to average value of modulated current. Analysis of the obtained results leads to the conclusion that in the case of HFPC TIG welding at 10 kHz frequency decrease of duty cycle (increase of pulse current) at constant value of average current leads to greater force impact of such an arc on weld pool metal and to increase of its penetrability, respectively. 20 Ref. , 2 Tabl., 6 Fig.

Key words: electric arc, refractory cathode, arc column, anode boundary layer, TIG welding, pulsed current modulation, frequency, duty cycle, simulation

Надійшла до редакції 13.04.2022



УДК 621.79;539.3;537.39

БЕЗДЕФОРМАЦІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТІG СПЛАВУ АМг6 ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛУ ШВА

Л.М. Лобанов¹, В.М. Коржик¹, М.О. Пащин¹, О.Л. Миходуй¹, А.А. Гринюк¹, С.В. Ілляшенко¹, П.В. Гончаров¹, П.Р. Устименко²

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

Застосування ЕДО з урахуванням особливостей зварювального процесу є новим трендом інженерної практики, що сприяє розширенню можливостей методу. В той же час необхідною умовою реалізації процесу зварювання плавленням є розігрів металу шва з подальшим його вистиганням до кімнатної температури. Реалізація технології ЕДО в процесі зварюваня сприяє більш інтенсивній релаксації зварювальних напружень в результаті ЕДО у порівнянні з обробкою металу шва при кімнатній температурі. По результатах досліджень встановлено, що електродинамічна обробка (ЕДО) зразків стикових зварим з'єднань призводить до переходу залишкових зварювальних напружень розтягу в стискання. Дослідна перевірка залишкового напружено-деформованого стану із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії підтвердила результати математичного моделювання, а саме зниження напружень розтягування і зростання напружень стискування в шві після ЕДО при температурі T = 150 °C у порівнянні з ЕДО при T = 20 °C. Доведено, що ЕДО зразків стикових з'єднань зі сплаву АМг6 в процесі зварювання ТІG підвищує точність їх виготовлення, що характеризується зниженням рівня їх залишкового поздовжнього жолоблення у порівнянні з ЕДО після зварювання. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: електродинамічна обробка, електродний пристрій, залишкові зварювальні напруження, алюмінієвий сплав, імпульс електричного струму, ударна взаємодія, електрод-індентор, мембранні напруження, зварювання неплавким електродом

Вступ. Залишкові зварювальні напруження негативно впливають на довговічність, корозійну стійкість та залишкові деформації тонколистових конструкцій із сплавів на основі алюмінію. В останні роки в світовій практиці спостерігається зростання об'ємів виготовлення таких конструкцій і тому проблема зменшення залишкових напружень розтягування набуває особливої актуальності. Традиційні методи оптимізації залишкових напружених станів, які потребують застосування металоємного оснащення та (або) значних витрат енергії, не відповідають вимогам сучасної інженерної практики [1, 2].

Розвиток високотехнологічних галузей промисловості стимулює впровадження енергозберігаючих технологій бедеформаційного зварювання сплавів на основі алюмінію. Використання імпульсних електромагнітних полів (ІЕМП) для оптимізації залишкових напружено-деформованих станів і механічних характеристик зварних з'єднань є сучасним трендом інженерної практики по заміні традиційних технологій металообробки на перспективні та енергоефективні [3, 4].

Актуальність досліджень. Одним із нових підходів до оптимізації залишкових напружених станів тонколистових конструкцій є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних з'єднань, яка базується на ефекті електропластичності (ЕПЕ), що виникає при проходженні імпульсу електричного струму (IEC) щільністю більш за 1 кА/мм² через метал виробу [5–7]. Внаслідок дії ЕПЕ в металі виникають пластичні деформації, які ініціюють механізми релаксації залишкових зварювальних напружень.

В роботах [8, 9] доведено, що супутній підігрів зони електроімпульсного впливу сприяє релаксації напружень розтягування. Це стимулює дослідження нових можливостей ЕДО, одним з яких є її застосування в процесі зварювання плавленням.

Слід зазначити, що до теперішнього часу не проводили оцінку впливу термічного циклу зварювання на особливості регулювання залишкових напружених станів під дією ЕДО.

Враховуючи наведене вище метою роботи є розробка наукових засад технології зварювання із застосуванням ЕДО для регулювання залишкових напружено-деформованих станів зварних з'єднань із алюмінієвих сплавів.

Враховуючи дані роботи [9] можна зазначити, що ЕДО в умовах нагріву металу шва є більш ефективною (у порівнянні з ЕДО без підігріву) для зниження залишкових напружень у зварних пластинах із алюмінієвого сплаву. При тому, як

```
Лобанов Л.М. – https://orcid.org/0000-0001-9296-2335, Коржик В.М. – https://orcid.org/0000-0001-9106-8593, Пащин М.О. – https://orcid.org/0000-0002-2201-5137, Міходуй О.Л. – https://orcid.org/0000-0001-6660-7540, Ілляшенко Є.В. – https://orcid.org/0000-0001-9876-0320,
```

[©] Л.М. Лобанов, В.М. Коржик, М.О. Пащин, О.Л. Миходуй, А.А. Гринюк, С.В. Ілляшенко, П.В. Гончаров, П.Р. Устименко, 2022

відзначено вище, джерелом такого нагріву може бути тепло вистигаючого зварного з'єднання.

Апаратурне забезпечення способу зводиться до організації синхронного переміщення зварювального пальника (ЗП) та електродного пристрою для ЕДО (ЕП ЕДО), що конструктивно об'єднані у моноблок із пристроєм фіксації їх взаємного розташування. На рис. 1 подано конструктивні варіанти схем портального типу із моноблоковою компоновкою ЕП ЕДО та ЗП. Конструктивні варіанти переміщення електрода забезпечують надійний електричний контакт електрода з металом шва в момент електродинамічної дії. Контактна взаємодія ЕП ЕДО з металом шва може здійснюватись на базі механічного приводу за допомогою ексцентрика (рис. 1, а) або електричного – з використанням лінійного соленоїду переміщення (рис. 1, б). Кожна зі схем рис. 1 має переваги та недоліки, обговорення яких виходить за межі даної роботи.

Застосування схем дозволяє забезпечити оптимальну відстань L_{EQO} між ЕП ЕДО та ЗП. Моноблок включає ЕП ЕДО – 3 та ЗП – 1, які встановлені вздовж зварного з'єднання на відстані L_{EQO} між 1 та 3 (рис. 1, *a*). Значення L_{EQO} задає температуру нагріву T_{EQO} зони обробки в умовах дії термічного циклу зварювання. Мережі живлення для зварювання та ЕДО формуються незалежно та окремо одна від одної.

Пошук оптимального режиму ЕДО в умовах зварювання пов'язаний з експериментальною оцінкою електрофізичних і механічних характеристик матеріалу, що обробляється. Альтернативним рішенням проблеми є математичне моделювання процесу ЕДО, яке дозволяє оцінювати еволюцію напружено-деформованих станів зварних з'єднань в результаті ЕДО. Згідно результатів моделювання, оптимальним значенням $T_{\rm EДO}$ при ЕДО сплаву АМг6 є 150 °C [10–13].

Методика і результати експериментальних досліджень впливу термічного циклу зварювання, що є сумісним із ЕДО, на залишкові напружено-деформовані стани стикових з'єднань сплаву АМг61.

Для реалізації технології ЕДО в процесі зварювання виготовлено апаратурний комплекс для автоматичного зварювання ТІG алюмінієвих сплавів, що є сумісним із процесом ЕДО (рис. 2). Складові комплексу конструктивно об'єднані в моноблок.

Для оцінки ефективності ЕДО в процесі зварювання із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії [14] проводили порівняльні дослідження залишкових напружено-деформованих станів зварних пластин зі сплаву АМг61, виконаних при застосуванні ЕДО після та в процесі зварювання, тобто при значеннях *T* відповідно 20 і 150 °С. Проводили експериментальне оцінювання поздовжної (вздовж лінії шва) компоненти σ_x (рис. 3, *a*) залишкових зварювальних напружень та прогинів f_x поздовжних кромок зразків за допомогою штангенциркуля та струганої лінійки [5].

Для дослідження термічного впливу на ефективність ЕДО були виготовлені зразкі стикових зварних з'єднань пластин зі сплаву АМг61 розміром 450×200×3 мм (рис. 3). Зразки були зварені з двох пластин розмірами 450×100×3 мм методом TIG у середовищі аргону на режимі, наведеному у табл. 1 в умовах спирання на жорстку основу. В якості присадного матеріалу використовували дріт марки ER5356.

Зразок № 1 виконували без застосування ЕДО. Зразок № 2 (рис. 3, *a*) було зварено без обробки та піддано ЕДО після зварювання при T = 20 °C. На зразку № 3 ЕДО виконували в процесі зварювання при T = 150 °C. ЕДО Зразків № 2 і 3 виконували при аналогічних значеннях параметрів режиму



Рис. 1. Варіанти конструктивних схем ЕДО у процесі зварювання з моноблоковою компоновкою робочих органів: *a* – притиснення ЕП ЕДО до металу шва із застосуванням ексцентрика 2; *б* – притиснення ЕП ЕДО до металу шва із застосуванням лінійного соленоїду переміщення 2 (*v*_m – напрямок зварювання, *l* – ЗП, *3* – ЕП ЕДО)



Рис. 2. Апаратурний комплекс для автоматичного зварювання TIG, яке є сумісним із ЕДО зварного шва: 1 – система для подання присадного дроту; 2 – пальник для зварювання; 3 – електродний пристрій; 4 – лінійний соленоїд переміщення електрода ЕДО

обробки, що забезпечували енергію однократної електродинамічної дії на рівні 1 кДж.

Глибина h точкових зон (лунок) дії ЕДО і висота підсилення шва складали відповідно 0,2 та 0,6 мм. Таким чином, глибина h лунок не перевищувала висоту підсилення шва, тобто не зменшувала площу робочого перерізу зварного з'єднання. Це виключає негативний вплив лунок на механічні характеристики зварних з'єднань [5, 6]. Відстань між точковими зонами дії ЕДО складала 5,0 мм (рис. 3, a).

На рис. 3, б зображено співставлення залишкових прогинів f_x поздовжніх кромок зразків № 1–3. Можна бачити, що ЕДО після та в процесі зварювання зменшує значення f_x відповідно у 1,8 та 3,7 разів. Даний факт можна пояснити як релаксацією залишкових напружень внаслідок ЕДО, так і

Таблиця 1. Режим зварювання ТІС зразків зварних з'єднань зі сплаву АМг61

«жорсткою» фіксацією пластин. Це виключало їх вертикальне переміщення в процесі зварювання і сприяло формуванню залишкових пластичних деформацій розтягування в шві. Результатом взаємодії останніх із залишковими деформаціями стискування від зварювання було зниження прогинів *f*.

Розподіли залишкових напружень о зразків № 1-3 наведено на рис. 4-6, для яких є характерними деякі загальні особливості. Так, у вихідному стані значення σ в центрі шва є меншими на зовнішньому боці пластини (крива *I* – Верх) у порівнянні зі зворотнім боком зразка (крива 3 – Низ). Це можна пояснити більш інтенсивним тепловідведенням з відкритої зовнішньої поверхні зразка у порівнянні із зворотньою, що контактує із абсолютно жорсткою основою - зварювальним столом, який є тепловим екраном. Напівширина зони пікових значень залишкових о розтягування у зразках № 1–3 не перевищувала 15 мм. Враховуючи той факт, що в усіх експериментах виконували ЕДО центру шва, у подальшому у зразках проводили порівняльне оцінювання напружених станів зони, яка була піддана обробці.

У вихідному стані значення σ_x розтягування в центрі шва зразка № 1 досягали відповідно 50 та 130 МПа на зовнішньому (крива *1* – Верх) і зворотньому (крива *3* – Низ) боках пластини (рис. 4). Проводили оцінювання мембранних напружень $<\sigma_x >$ без урахування складової вигину (крива 2). Величини $<\sigma_x >$ розраховували як середнє між експериментально визначеними σ_x на кривих 1 та 2. Значення $<\sigma_x >$ в центрі шва не перевищували 90 МПа.

Після ЕДО при T = 20 °С значення σ_x в центрі шва зразка № 2 досягали відповідно -75 і 100 МПа на зовнішньому (крива I -Верх) і зворотньому

Напруга дуги $U_{\rm g}$, В	Струм дуги <i>I_д</i> , А	Швидкість зварювання v _{зв} , мм/с	Швидкість подання дроту v _{пд} , мм/с	Швидкість подання аргону v _{Ar} , л/мін	Діаметр присадного дроту <i>d</i> , мм
16.2	160	33	23.3	15	1.2



Рис. 3. Зовнішній вигляд зразків № 1–3: *а* – зразок № 2, де на шві розташовані точкові зони ЕДО, стрілкою вказано напрямок дії компоненти напружень σ₂; *б* – поздовжні прогини *f*, кромки зразків № 1–3

(крива 3 – Низ) боках пластини (рис. 5). Таким чином, після ЕДО σ_x розтягування в зоні контакту трансформувалися у стискування, а на протилежному боці пластини σ_x розтягування зменшилися на 20 %. Мембранні напруження $<\sigma_x >$ розтягування в центрі шва не перевищували 12 МПа, тобто знизилися до 90 %. Аналізуючи дані рис. 5 можна бачити, що ЕДО при T = 20 °C здійснює домінуючий вплив на напружений стан контактної поверхні пластини і суттєво менший – на значення σ_x на зворотньому боці зразка № 2.

Після ЕДО при T = 150 °С значення σ_x в центрі шва зразка № 2 досягали відповідно –100 і 10 МПа на зовнішньому (крива 1 – Верх) і зворотньому (крива 3 – Низ) боках пластини. Таким чином, після ЕДО σ_x розтягування в зоні контакту трансформувалися у стискування, а на зворотньому боці σ_x розтягування зменшилися більш ніж на 90 %. Мембранні напруження $<\sigma_x >$ стискування в центрі шва досягли –50 МПа, тобто після ЕДО змінили знак. Аналізуючи дані рис. 6 можна бачити, що ЕДО при T = 150 °С здійснює суттєвий вплив на напружений стан контактної і зворотньої поверхонь зразка № 3.

Результати моделювання [10] та експериментальних досліджень залишкових напружень σ_x у зразках № 1–3 узагальнені в порівняльній табл. 2. Слід зазначити, що в якісному відношенні експе-



Рис. 4. Розподіл напружень σ_x у центральному поперечному перерізі зразка № 1: крива *1* – Верх; *2* – мембранні напруження; *3* – Низ



Рис. 5. Розподіл напружень σ_x у центральному поперечному перерізі зразка № 2: крива *1* – Верх; *2* – мембранні напруження; *3* – Низ

риментальні дані підтверджують результати математичного моделювання залишкових напружених станів пластин зі сплаву АМг61 після ЕДО при температурах T = 20 та 150 °C.

Порівнювали експериментальні результати оцінки напружень σ_x у зразка № 1 (рядок 1) із зразками № 2 (рядок 2) та № 3 (рядок 4). Слід зазначити, що ЕДО сприяє переходу напружень розтягування у стиснення в зоні контакту, а термічний вплив сприяє підвищенню значень σ_y .

ЕДО при T = 20 °С сприяє трансформації σ_x розтягування в зоні контакту у стиснення (стовпчик 3), що видно при порівнянні рядків 1 і 2. Термічний вплив інтенсифікує релаксаційні механізми, задіяні ЕДО, що сприяє формуванню більших за величиною σ_x стиснення (порівняння рядків 2 і 4).

ЕДО при T = 20 °С сприяє зниженню напружень розтягування сплаву АМг61 біля жорсткої основи (стовпчик 4), що видно при порівнянні рядків 1 і 2. Термічний вплив інтенсифікує релаксаційні механізми, задіяні ЕДО (порівняння рядків 2 і 4).

При відповідному порівнянні рядків 2 і 3 та 4 і 5 можна бачити, що моделювання дає більші значення напружень після ЕДО, ніж експерименти. Це пояснюється неурахуванням (при моделюванні) конвективного тепловідведення з поверхонь зразків, яке може понижувати характеристики супутнього нагріву пластин, що сприяє зменшенню (відносно розрахунку) ефективності ЕДО. В зоні контакту (стовпчик 3) розраховані σ_x в 1,4...1,7 рази більші за експериментальні. При тому як розраховані, так і експериментальні σ_x є стиснення. Якщо при моделюванні термічний вплив підвищує значення σ_x стиснення до 8 % (порівняння рядків 3 і 5), то в експерименті – до 30 % (рядки 2 і 4) при менших абсолютних значеннях останніх.

Інший характер розподілу σ_x біля спирання пластини на жорстку основу (стовпчик 4). Якщо в експериментах σ_x після ЕДО є розтягування (рядки 2 і 4), то в розрахунку – стискування (рядки 3 і 5). Тобто по результатах порівняння експериментальних даних ефективність ЕДО як засобу регу-



Рис. 6. Розподіл напружень σ_x у центральному поперечному перерізі зразка № 3: крива *1* – Верх; *2* – мембранні напруження; *3* – Низ

Номер	Характери	стика зразка	σ _x , МПа Верх	σ _x , МПа Низ	< σ _{<i>x</i>} >, МПа
1		2	3	4	5
1	Зразок № 1 Без ЕДО	Експеримент (рис. 4)	50	130	90
2	Зразок № 2	Експеримент (рис. 5)	-75	100	12
3	ЕДО при <i>T</i> = 20 °С	Моделювання	-132	-109	-156
4	Зразок № 3	Експеримент (рис. 6)	-100	10	-45
5	ЕДО при <i>T</i> = 150 °С	Моделювання	-142	-127	-155

Таблиця 2. Результати експериментальних досліджень залишкових зварювальних напружень бу у зразках № 1–3

лювання σ_x на зворотньому боці – Низ є меншою у порівнянні із зовнішнім боком – Верх. Але на боці Низ суттєво зростає вплив термічної дії, яка сприяє зниженню σ_x розтягування на 70 % за ЕДО при T = 150 °C у порівнянні із T = 20 °C (відповідне порівняння рядків 4 і 2).

Таким чином, суттєве зниження $\langle \sigma_x \rangle$ (стовпчик 5) при дії нагріву визначається релаксацією напружень біля жорсткої основи – Низ (порівняння рядків 2 і 4). При моделюванні зниження σ_x сягає лише 16 % (порівняння рядків 3 і 5), що пояснюється неурахуванням конвективного тепловідводу, про що було доведено вище.

Враховуючи результати рис. 4–6 і табл. 2 можна зробити висновок, що термічна дія, яка супутня ЕДО, є ефективним регуляторним фактором впливу на напружено-деформовані стани зварних з'єднань зі сплавів на основі алюмінію з метою їх оптимізації.

Залишкові напруження стискування уповільнюють розповсюдження втомного руйнування металу зварних з'єднань [5, 6]. Базуючись на представлених вище даних слід вважати, що ЕДО в процесі зварювання є перспективним засобом оптимізації напружено-деформованих станів і підвищення точності тонколистових зварних конструкцій із алюмінієвих сплавів. Дана технологія може бути застосована у промислових умовах для бездеформаційного зварювання тонкостінних оболонкових і панельних конструкцій аерокосмічної техніки, до аеродинамічних характеристик і напружених станів яких традиційно застосовуються жорсткі вимоги. Використання ЕДО в процесі зварювання сприятиме скороченню часу виготовлення виробів та подовженню їх ресурсу.

Висновки

1. Доведено, що застосування електродинамічної обробки (ЕДО) металу шва, яка виконується в єдиному процесі сихронно з дуговим зварюванням, є більш ефективним у порівнянні з роздільною ЕДО після зварювання, що виражається в більш оптимальному залишковому напружено-деформованому стані готового зварного з'єднання.

2. Дослідна перевірка залишкового напружено-деформованого стану із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії підтвердила результати математичного моделювання, а саме зниження напружень розтягування і зростання напружень стискування в шві після ЕДО при температурі T = 150 °C у порівнянні з ЕДО при T = 20 °C.

3. Доведено, що ЕДО зразків стикових з'єднань зі сплаву АМг61 в процесі зварювання підвищує точність їх виготовлення, що характеризується зниженням рівня їх залишкового поздовжнього жолоблення у порівнянні з ЕДО після зварювання.

4. Встановлено, що ЕДО зразків стикових з'єднань зі сплаву АМг6 (1561) в процесі дугового зварювання неплавким електродом сприяє оптимізації їх напружених станів, яка характеризується зниженням залишкових зварювальних напружень розтягування в шві до 70 % у порівнянні з ЕДО після зварювання.

Список літератури/References

- 1. Madi, Y., Besson, J. (2014) *Effect of residual stresses on brittle fracture*. Mat. ECRS-9. UTT, Troyes, Franse.
- Masubuchi, K. (1980) Analisis of welded structures, Pergamon Press, Oxford, United Kingdom.
- Shao, Quan, Kang, Jiajie, Xing, Zhiguo et al. (2019) Effect of pulsed magnetic field treatment on the residual stress of 20Cr2Ni4A steel. *Journal of Magnetizm and Magnetic Materials*, 476, 218–224.
- Stepanov, G.V., Babutskii, A.I., Mameev, I.A., et al. (2011) Redistribution of residual welding stresses in pulsed electromagnetic treatment. *Strength of Materials*, 43(3), 326–331. DOI: 10.1007/s11223-011-9300-2
- Lobanov L.M., Pashchyn N.A., Kondratenko I.P. et al. (2018) Development of Post-weld Electrodynamic Treatment Using Electric Current Pulses for Control of Stress-Strain States and Improvement of Life of Welded Structures. *Materials Performance and Characterization*, 7, 4. https:// doi.org/10.1520/MPC20170092. ISSN 2379-1365
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Tymoshenko, O.M. et al. (2020) Increase in the life of welded joints of AMg6 aluminum alloy. *TPWJ*, 4, 2–8. https://doi.org/10.37434/as2020.04.01
- 7. Conrad, H., Sprecher, A. (1989) *The electroplastic effect in metals.* Elsevier Science Publishers B.V., Dislocations in Solids Ed. by F.R.N. Nabarro.
- Stepanov, G.V., Babutskii, A.I., Mameev, I.A. (2004) High-Density Pulse Current-Induced Unsteady Stress-Strain State in a Long Rod. *Strength of Materials* 36, 377–381. https://doi.org/10.1023/B:STOM.0000041538.10830.34
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhoduj, O.L. et al. (2022) Electrodynamic treatment of welded joints of aluminium AMg6 alloy in the process of heating the weld metal. *Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)*, **4**, 3–7. https://doi.org/10.37434/as2022.04.01
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhoduj, O.L., Sydorenko Yu.M. (2017) Effect of the Indenting Electrode Impact on the Stress-Strain State of an AMg6 Alloy on Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, 49, 3, 369–380. https://doi. org/10.1007/s11223-017-9877-1

18 -

- Sydorenko, Y.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2020) Effect of Pulse Current on Residual Stresses in AMg6 Aluminum Alloy in Electrodynamic Treatment. *Ibid*, 52(5), 731–737. DOI: 10.1007/s11223-020-00226-2
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhoduj, O.L., Sydorenko Yu.M. (2018) Electric Pulse Component Effect on the Stress State of AMg6 Aluminum Alloy Welded Joints Under Electrodynamic Treatment. *Ibid*, 50(2), 246–253. DOI: 10.1007/ s11223-017-9862-8
- Лобанов Л.М., Пащин М.О., Миходуй О.Л. та ін. (2022) Розрахункова оцінка напружено-деформованих станів зварних з'єднань із алюмінієвого сплаву АМг61 під дією електродинамічної обробки металу шва в процесі зва-

рювання плавленням. *Автоматичне зварювання*, **7**, 3–8. DOI: https://doi.org/10.37434/as2022.07.01

Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L., Sydorenko Yu.M. (2022) Calculated evaluation of stress-strain states of welded joints of aluminium AMg61 alloy under the action of electrodynamic treatment of weld metal in the process of fusion welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 3-8. DOI: https:// doi.org/10.37434/as2022.07.01

Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhoduj, O.L., Khokhlova J.A. (2016) Investigation of residual stresses in welded joints of heat-resistant magnesium alloy ML10 after electrodynamic treatment. *Journal of Magnesium and Alloys*, 4, 2, 77–82. DOI: 10.1016/j.jma.2016.04.005

DEFORMATION-FREE TIG WELDING OF AMr6 ALLOY WITH APPLICATION OF ELECTRODYNAMIC TREATMENT OF WELD METAL

L.M. Lobanov¹, V.M. Korzhik¹, M.O. Pashchin¹, O.L. Mikhodui¹, A.A. Grynyuk¹, E.V. Illyashenko¹,

P.V. Goncharov¹, P.R. Ustymenko²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», $\vec{6/2}$ Dashavska Str., 03506, Kyiv. E-mail: mail@kpi.ua

Application of electrodynamic treatment (EDT), taking into account the welding process peculiarities, is a new trend in engineering practice, enhancing the process capabilities. At the same time, a necessary condition for realization of fusion welding process, is heating of the weld metal with its further cooling to room temperature. Realization of EDT technology during welding promotes more intensive relaxation of welding stresses as a result of EDT, compared to weld metal treatment at room temperature. Proceeding from investigation results it was found that EDT of butt welded joint samples leads to transition of residual tensile welding stresses into compressive stresses. Experimental verification of the residual stress-strain state with application of the method of electron speckle interferometry confirmed the results of mathematical modeling, namely lowering of tensile stresses and increase of compressive stresses in the weld after EDT at temperature T = 150 °C, compared to EDT at T = 20 °C. It was proved that EDT of samples of butt joints from AMg6 alloy during TIG welding improves their production accuracy that is characterized by lowering of the level of their residual longitudinal grooving, compared to postweld EDT. 14 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: electrodynamic treatment, electrode device, residual welding stresses, aluminium alloy, electric current pulse, impact interaction, indenter-electrode, membrane stresses, nonconsumable-electrode welding

Надійшла до редакції 21.06.2022

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

ПЕРЕДПЛАТА 2023

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

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

Передплату на журнали можна оформити по каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любий термін, в т.ч. на попередні періоди та окремі статті, починаючи з першого року видання.

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

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



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

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ КОМБІНОВАНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛЕЙ 15Х2М2ФБС (ПЗ) ТА X10CrMoVNb91 (Р91)

В.Ю. Скульський¹, М.О. Німко¹, А.Р. Гаврик¹, І.Г. Осипенко¹, О.В. Вавілов², О.Г. Кантор², Л.П. Рубашка²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua ²АТ «Укренергомашини». 61037, м. Харків, просп. Героїв Харкова, 199. E-mail: office@ukrenergymachines.com

В рамках актуальної на сьогодні проблеми реконструкції й відновлення устаткування теплових енергоблоків ТЕС/ТЕЦ проведено роботу зі створення основ зварювання корпусних елементів парової турбіни з низьколегованої сталі 15Х2М2ФБС (ПЗ) з патрубками з високохромистої мартенситної сталі X10CrMoVNb91 з 9 % Cr (P91). Наведено результати визначення теплового режиму зварювання таких комбінованих з'єднань для запобігання уповільненому руйнуванню. На основі вивчення впливу різних режимів високого відпуску на ударну в'язкість металу швів і твердість загартованих при зварюванні ділянок зварних з'єднань обрано режими термічної обробки залежно від типу електродного матеріалу. Показано, що результуючі механічні властивості зварних з'єднань відповідають встановленим при виконанні роботи вимогам. Бібліогр. 12, табл. 5, рис. 9.

Ключові слова: сталі теплостійкі, низьколегована сталь, високохромиста мартенситна сталь, комбіновані зварні з'єднання, холодні тріщини, високий відпуск, механічні властивості

Вступ. Як свідчать інформаційні джерела, на сьогодні котельне устаткування енергоблоків ТЕС/ ТЕЦ знаходиться в незадовільному стані. До його загальної характеристики відносять моральну застарілість проектних технологій, значне зношення обладнання (наприклад, перевищення «межі фізичного зношення у 200 тис. годин» приблизно у 80 % енергоблоків), обмеження робочих параметрів теплоносія з причини недостатньої теплостійкості сталей, проблеми очищення від викидів забруднюючих речовин, включаючи забезпечення чинних вимог до емісії парникового газу тощо [1].

З урахуванням існуючих проблем в енергетичній галузі [1, 2] та економічних можливостей України доцільним, крім будівництва нових енергоблоків, є проведення своєчасних ремонтів і реконструкції устаткування з використанням прогресивних технологічних рішень і вдосконалених конструкційних матеріалів. Стосовно вузлів, що працюють під впливом високих температур і тиску, можна використовувати нові модифікації високохромистих сталей з більш високими тривалою міцністю і опором корозії в робочих умовах, ніж традиційні низьколеговані сталі. На сучасному етапі найвірогіднішим матеріалом-кандидатом для робіт з відновлення і реконструкції котлоагрегатів може бути сталь з 9 % Сг типу Р91(X10СгМоVNb91). Ця сталь, а також її нові модифікації проходять дослідження і знаходять широке застосування у світовій практиці при виготовленні високотемпературних компонентів устаткування теплових енергоблоків [3, 4]. Перевагами використання таких сталей є можливість збільшення робочих параметрів теплоносія (до температури 600...620 °С, тиску до 31 МПа), зменшення маси конструкцій при забезпеченні їхньої підвищеної надійності при експлуатації.

У запропонованій роботі на прикладі модернізації енергетичного устаткування наведено результати розробки технології зварювання трубних елементів (патрубків) зі сталі Р91 з корпусом парової турбіни з низьколегованої сталі ПЗ (15Х2М-2ФБС). Роботу виконано у співпраці з АТ «Укренергомашини» (колишній АТ «Турбоатом»).

Матеріали і методи досліджень. Хімічний склад застосовуваних сталей наведено у табл. 1. Для зварювання їх комбінованого з'єднання обрано електроди з типом легування наплавленого металу, близького до складу кожної сталі (табл. 2). Перед використанням електроди прожарювали за режимом, рекомендованим виробником (Böhler Thyssen Schweisstechnik), при 300...350 °C, 2 год. Кількість дифузійного водню Н_{лиф} визначали спиртовим аналізом з використанням «олівцевих» проб електродного металу, наплавленого у мідний кокіль [5]. Для електродів Thermant Chromo 9V Н_{диф} становило 0,117...0,5, для Thermanit P24 - 0,582...1,9 см³/100 г. Враховуючи схильність сталей до загартування, оцінювали вплив термічного режиму зварювання (попереднього підігріву) на запобігання уповільненому руйнуванню, для чого використовували традиційні методи випробувань - Implant та зварювання стикових жорстких з'єднань типу Tekken з асиметричною У-подібною розробкою кромок у контрольній зоні (ДСТУ EN ISO 17642-2, ДСТУ EN ISO 17642-3 [6, 7]). Зразки

Скульський В. Ю. – https://orcid.org/0000-0002-4766-5355, Німко М. О. – https://orcid.org/0000-0002-9672-4921, Гаврик А. Р. – https://orcid.org/0000-0002-0793-2754, Осипенко І. Г. https://orcid.org/0000-0002-9969-7375 © В.Ю. Скульський, М.О. Німко, А.Р. Гаврик, І.Г. Осипенко, О.В. Вавілов, О.Г. Кантор, Л.П. Рубашка, 2022

Implant (діаметром 8 мм) на кінці робочої частини, що приварюється до пластини, мали спіральний концентратор напружень у вигляді канавки V-подібного профілю завглибшки 0,5 мм з кутом розкриття 40° і радіусом заокруглення у вершині 0,1 мм (відповідно до ДСТУ EN ISO 17642-3). При випробуваннях Implant температуру попереднього підігріву вимірювали потенціометром і термопарою типу XA (у захисній керамічній оболонці), пропущеною через отвір у опірній пластині й привареною до зразка за допомогою конденсаторної розрядної машини [8]. При випробуваннях Tekken і зварюванні контрольних стикових з'єднань застосовували контактну термопару цього ж типу з по-



Рис. 1. Вплив температури попереднього підігріву при випробуваннях Implant на критичні напруження, що викликають уповільнене руйнування зварних з'єднань: *a* – сталь П3, електроди Thermanit P24; *б* – сталь P91, електроди Thermanit Chromo 9V



Рис. 2. Поперечні шліфи, вирізані зі з'єднань Tekken: a – електрод Thermanit P24; $T_n = 150$ °C (тріщини є); δ – електрод Thermanit Chromo 9V; $T_n = 175$ °C (тріщин нема)

тенціометром КСП 4. Механічні властивості визначали відповідно до положень чинних стандартів щодо випробувань на статичне розтягування (металу шва і зварних з'єднань відповідно ДСТУ EN ISO 5178:2015, ДСТУ EN ISO 4136:2014), ударні випробування швів (ДСТУ EN ISO 9016:2019) та статичний згин зварних з'єднань (ДСТУ ЕN ISO 5173:2019). Твердість за методом Віккерса вимірювали при навантаженні 5 кг. Для оцінювання тривалої міцності (металу швів і зварних з'єднань) використовували зразки, виготовлені згідно з ДСТУ ISO 204:2019. Зразки для випробувань виготовляли зі стикових комбінованих з'єднань сталей П3+Р91 завтовшки 20 мм зі скосом кромок 30°. Зварювання виконували обома типами досліджуваних електродів на таких режимах: для кореневих проходів струм $I_{\rm m} = 95...105$ А, напруга $U_{\rm m} = 24$ В, швидкість зварювання v_{зв} ~5 м/год; для заповнюючих прохо $dib - I_{_{3B}} = 130...140 \text{ A}, U_{_{A}} = 24 \text{ B}, v_{_{3B}} \sim 16...20 \text{ м/год};$ попередній підігрів, прийнятий за результатами експериментів (див. далі) становив 200...230 °С. Металографічні дослідження мікроструктур проводили з використанням світлового мікроскопа «Neophot-32».

Результати та їх аналіз. При проведенні роботи головним завданням було забезпечення як стійкості зварних з'єднань проти уповільненого руйнування (холодних тріщин), що завжди вимагається при зварюванні гартівних сталей, так і ударної в'язкості металу швів не нижче 51 Дж/см² (41 Дж [6]) при їхній міцності не нижче основного металу.

Як відомо, головним технологічним чинником протидії уповільненому руйнуванню, крім обмеження концентрації дифузійного водню, що потрапляє у шов, є термічний режим зварювання. Останній, у свою чергу, регулюється попереднім/супутнім підігрівом металу в зоні з'єднання. На рис. 1 наведено результати кількісної оцінки впливу попереднього підігріву на стійкість досліджуваних сталей проти цього виду руйнування, отримані за випробуваннями Іmplant. Критерієм є максимальні – критичні – напруження, перевищення яких веде до ушкодження з'єднання.

З результатів випробувань з'єднань сталі ПЗ видно, що підігрів приблизно до 100 °С не впливає на опір руйнуванню. Критичні напруження залишаються на тому ж рівні як і при зварюванні без підігріву. Проте при підігріві до 150 °С і вище опір тріщиноутворенню різко зростає. Це підтверджує доцільність зварювання сталі ПЗ з підігрівом більше 150 °С.

У з'єднань мартенситної сталі Р91 інтенсивність зростання стійкості проти тріщин відбувається при температурі вище 200 °С. Однак у за-

Таблиця 1. Хімічний склал застосовуваних	у робот	і теплостійких	сталей.	мас. %	
--	---------	----------------	---------	--------	--

				J 1		,				
Сталь	С	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Мо	V	Nb
П3	0,115	0,468	0,67	0,023	0,027	1,95	0,16	1,12	0,32	0,072
P91	0,085	0,33	0,43	0,015	0,013	8,85	0,12	1,0	0,25	0,069
	,	,	,	,	· · · · ·	,	,	,	,	



adding a minin change cheripogneto metalij, maet 70											
Марка електрода	C	Si	Mn	S	Р	Cr	Ni	Мо	V	Nb	Ti
Thermanit Chromo 9V	0,12	0,1	0,55	<0,001	0,010	9,0	0,75	0,98	0,25	0,038	0,006
Thermanit P24	0,11	0,1	0,33	<0,001	0,011	2,6	0,01	0,90	0,20	0,028	0,002

10

6 т. год





Рис. 3. Вплив режиму відпуску на ударну в'язкість металу швів зварних з'єднань сталей П3+Р91: *а-в* – зварювання електродами Thermanit Chromo 9V; *г*, *д* – зварювання електродами Thermanit P24

значених умовах ці з'єднання витримують менші критичні напруження, ніж з'єднання сталі ПЗ, тобто мартенситна складнолегована хромиста сталь має більш високу схильність до уповільненого руйнування, ніж сталь ПЗ. Враховуючи цей факт, при отриманні комбінованих з'єднань обох сталей слід застосовувати термічний режим, який зменшує ризик появи тріщин саме при зварюванні хромистої сталі. Як видно з результатів випробувань Implant (рис. 1, δ), це може бути підігрів до 200...250 °C.

Оскільки випробування Implant дозволяють навантажувати зварні з'єднання до напружень, які можуть не відповідати напруженням в реальних з'єднаннях і значно їх перевищувати, проведено перевірку стійкості проти уповільненого руйнування з використанням технологічних проб - стикових з'єднань Tekken. Для кожного термічного режиму застосовували по два комбінованих з'єднання сталей Р91+ПЗ, в яких кожна сталь мала один та два скоси кромки (враховуючи асиметричну У-подібну конфігурацію кромок у стику). Після зварювання перед подальшим контролем з'єднання витримували не менше 24 год. Наявність тріщин визначали візуально при огляді поверхні стику та обстеженні на світловому мікроскопі поперечних темплетів, вирізаних зі з'єднання, прошліфованих і протравлених хімічним способом для виявлення макроструктури (рис. 2). Отримані дані наведено в табл. 3.

Узагальнюючи результати випробувань технологічної міцності, можна вважати достатнім підігрів і підтримання між проходами температури 175...250 °C. При зварюванні з'єднань великого перерізу і за умов інтенсивного тепловідведення температуру підігріву слід збільшувати (до 250...300 °C) для попередження її зменшення в зоні зварювання нижче зазначеного мінімального рівня.

При зварюванні гартівних сталей основним технологічним прийомом регулювання механічних властивостей, структурного і напруженого стану є відпуск. Однак ця операція стає проблемною при термічній обробці комбінованих з'єднань сталей з суттєвими відмінностями у легуванні, коли для кожної з них рекомендовано різні режими і особливо при відсутності співпадінь в інтервалах температур рекомендованого відпуску. У таких випадках технологія отримання з'єднань значно ускладнюється – необхідним стає використання металів проміжного складу (зварювального металу або вставок інших сталей) і термічна обробка у кілька етапів. Це питання буде розглянуто в окремій публікації.

За літературними і довідковими даними, відпуск сталі ПЗ можна проводити при 730...750 °С, сталі Р91– при 750...760 °С (згідно з [10] можливим є більш широкий діапазон – 740...780 °С). За рекомендаціями виробника електродів (Böhler Thyssen), найбільш сприятливими для металу швів типу Thermanit Р24 є 740 °С і Thermanit Chromo 9V – 760 °С. Для всіх матеріалів у комбінованому з'єднанні інтервал близьких температур відпуску становить 740...750 °С.

Остаточний режим термічної обробки вимагав уточнення, враховуючи такі умови: 1) відпуск при більш високій температурі дає більшу гарантію отримання необхідних властивостей і за більш короткий час; 2) збільшення температури відпуску для металу з обмеженою максимальною температурою нагрівання може призвести до більшого його знеміцнення; 3) відома «інертність» швів типу Р91 щодо зростання пластичності й ударної в'язкості вимагає застосування більш високих температур, відпуск при знижених температурах стримує вихід на необхідний рівень цих показників і може вимагати збільшення тривалості відпуску.

З цього приводу проведено дослідження впливу режимів термічної обробки на ударну в'язкість металу швів, твердість металу в зоні з'єднання і результативні механічні властивості. Враховуючи попередній досвід і літературні дані, відпуск проводили з різною витримкою при температурах 740, 750 і 760 °С, меншу температуру не використовували з причини можливого одержання незадовільних результатів для швів типу Р91.

Першочерговою задачею було забезпечення роботи удару більш проблемних мартенситних хромистих швів не менше критеріального значення – 41 Дж (KCV = 51 Дж/см²). Враховували також вплив режиму відпуску на приближення твердості металу ЗТВ до початкової твердості основного металу, що було прийнято за приблизний критерій досягнення однорідності структурного стану і механічних властивостей металу навколошовної зони.

Отримані результати випробувань наведено на рис. 3–6. На рис. 3 штриховими лініями показано цільові рівні ударної в'язкості – регламенто-

Таблиця 3. Результати зварювання стикових комбінованих проб Tekken зі сталей П3+Р91

·	-			
Температура підігріву T_{n} , °С	Шов (9 % Cr) Thermanit Chromo 9V	Шов (2,5 % Cr) Thermanit P24		
	Наявні	сть тріщин		
150	\mathbb{C}^*	Нема		
175	Нема	_»_		
200	_>>_	_>>_		
*Тріщина в шві.				



ваний мінімум для мартенситних швів з 9 % Сг (рис.3, *a*-*в*) і усереднений рівень, який, за даними виробника електродів, зазвичай забезпечують шви типу Р24 (рис. 4, *г*, *д*).

Виходячи з одержаних закономірностей, у зміні ударної в'язкості сприятливими режимами можна вважати:

1) для з'єднань, виконаних електродами Thermanit Chromo 9V:

740 °С, 2...3 год;

750 °С, 1...2 год;

760 °С, 1 год;

2) для з'єднань, виконаних електродами Thermanit P24:

740 °С, 2 год;

750 °С, 1 год.

Для зазначених режимів отримані середні значення KCV перевищують цільовий рівень для обох типів швів. Між тим для швів з 9 % Сг, оброблених при 740 °С, спостерігається підвищений розкид результатів випробувань і можливість зниження окремих значень KCV до мінімального рівня (див. рис. 3, *a*). Однак в цілому, враховуючи інформацію про допустимість зниження роботи удару для хромистих швів до 27 Дж (або *KCV* до 34 Дж/см²) [11, 12], такі результати можна вважати прийнятними.

Як видно з рис. 4, 5, досліджувані сталі виявляють різну чутливість до відпускного нагрівання, що простежується за характером зміни твердості загартованого металу ЗТВ. Так, в сталі ПЗ при всіх температурах твердість різко падає і досягає рівня основного металу (240...225 HV) приблизно за 1...1,5 год. При мінімальній температурі (740 °C) витримка більше 3...4 год веде до помітного зменшення твердості нижче цього рівня. Більш суттєве знеміцнення відбувається з переходом до відпуску при 750 і 760 °С, починаючи з витримки більше 2 год. Загартовані ділянки в сталі Р91 відпускаються менш інтенсивно. При використаних режимах твердість поступово знижується до рівня, близького до початкової твердості основного металу (233 HV), залишаючись дещо більшою, як видно з даних, отриманих при 740 °С. Суттєвого знеміцнення після тривалих витримок (4...5 год) при більш високих температурах (750, 760 °C) не зафіксовано. Характер зміни



Рис. 5. Вплив температури та тривалості відпуску після зварювання на твердість металу ЗТВ на ділянці загартування зварних з'єднань сталей ПЗ+Р91 (зварювання електродами Thermanit P24): *a* – твердість металу ЗТВ сталі ПЗ; *б* – твердість металу ЗТВ сталі Р91

твердості металу швів при різних режимах, близький до зміни твердості металу ЗТВ (рис. 6).

Слід зазначити, що практика відпуску зварних з'єднань окремих теплостійких гартівних сталей передбачає використання температур на 20...40 °С нижчих за температуру відпуску сталі при її виробництві. Метою цього заходу є запобігання додаткових структурних змін і можливого зниження початкових міцнісних характеристик основного металу. За таких умов твердість металу ЗТВ буде більш високою, ніж у сталі в стані постачання. Крім того, згідно зі стандартом ДСТУ EN ISO 15614-1 твер-



Рис. 6. Вплив тривалості відпуску при 740 °C на твердість металу швів зварних з'єднань сталей П3+Р91, зварених різними електродами: *a* – електроди Thermanit Chromo 9V з 9 % Cr; *б* – електроди Thermanit P24 з 2,25 Cr %



Рис. 7. Мікроструктура з'єднання, звареного електродами Thermanit Chromo 9V: *a* – 3TB і ділянка сплавлення П3/шов; *б* – метал шва; *в* – метал 3TB і ділянка сплавлення Р91/шов



Рис. 8. Мікроструктура з'єднання (×400), звареного електродами Thermanit Р24: *а* – ЗТВ і ділянка сплавлення Р91/шов; *б* – метал шва; *в* – метал ЗТВ і ділянка сплавлення шов П3/шов

дість металу зварних з'єднань мартенситних хромистих сталей не повинна перевищувати 350 *HV*. Тобто більш високу твердість металу 3TB збоку сталі Р91, що спостерігається при зниженій температурі відпуску (як при 740 °C), не слід вважати бракувальною характеристикою.

З урахуванням умов забезпечення необхідного рівня ударної в'язкості швів, обмеження перегріву основного металу і металу в зоні зварного з'єднання обрано такі режими відпуску комбінованого сполучення ПЗ+Р91: при зварюванні електродами Thermanit Chromo 9V – 740 °C, 3 год, електродами Thermanit P24V – 740 °C, 2 год.

Перевірка визначених технологічних заходів полягала в оцінці якості й механічних властивос-

тей контрольних стикових з'єднань, одержаних із застосуванням обох типів обраних електродів. Зварювання виконували з попереднім підігрівом



Рис. 9. Зразки зварних з'єднанань після випробувань на статичний згин при 20 °C: a – шов Thermanit Chromo 9V; δ – шов Thermanit P24

Марка елек-			1	Метал шва*	Зварне з'єднання			
трода	$T_{\text{випр}}, ^{\circ}\text{C}$	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	Ψ, %	<i>КСV</i> , Дж/см ²	σ _в , ΜΠα	Місце руйнування
Thermanit	20	601,0 602,5 (601,8)**	729,0 725,3 (727,2)	20,0 17,0 (18,5)	64,8 40,2* (64,8)	110,1 119,7 59,1 (96,3)	617,4 613,7 (615,6)	Метал ЗТВ ПЗ Метал ЗТВ ПЗ
Chromo 9V	570	376,9 345,9 (361,4)	407,9 394,0 (401,0)	20,3 24,7 (22,5)	79,8 82,7 (81,3)	_	353,6 366,9 (360,3)	Метал ЗТВ Р91 Метал ЗТВ Р91
Thermanit	20	621,7 618,5 (620,1)	714,7 718,6 (716,7)	21,0 19,7 (20,4)	67,6 69,7 (68,7)	178,9 209,0 193,8 (193,9)	666,0 669,5 (667,8)	Метал ЗТВ ПЗ Метал ЗТВ Р91
P24	570	409,9 411,2 (410,6)	447,5 454,4 (451,0)	19,3 21,7 (20,5)	79,8 81,2 (80,5)	_	396,2 383,7 (390,0)	Метал ЗТВ Р91 Метал ЗТВ Р91
*Розрив у кра	ая робочої	30НИ.						

Таблиця. 4. Механічні властивості комбінованих зварних з'єднань

**В дужках наведено середнє значення.

187

87

rushinga oʻr eosynbrurn binipooybunb nu rpibbary siiqinerb kosmosirining sbupining s eqhunb erusen ne riyr									
Тип зразка		Межа тривалої міцності (МПа) та місце руйнування							
	за 10 ³ год	Місце руйнування	за 10 ⁴ год	Місце руйнування	за 10 ⁵ год				
Наплавлений метал Thermanit P24	193	-	147	-	112				
Зварне з'єднання, шов Thermanit Р24	147	Метал ЗТВ ПЗ	94	3ТВ П3	60				

Таблиця 5. Результати випробувань на тривалу міцність композитних зварних з'єднань сталей П3+Р91

209

152

200 °C і міжпрохідною температурою до 230 °C, відпуск – за означеними вище режимами. Якість оцінювали візуально і металографічним обстеженням поперечних мікрошліфів. Результати візуального контролю і металографічного аналізу підтвердили відсутність тріщин у зварних з'єднаннях. Пор, шлакових включень, несплавлень не виявлено (рис. 7, 8). В стані після відпуску шви обох типів мали твердість на рівні 230 *HV*.

Наплавлений метал Thermanit Chromo 9V

Зварне з'єднання, шов Thermanit Chromo 9V

Механічні властивості швів і зварних з'єднань після короткочасних випробувань на розтягування і ударний згин наведено в табл. 4. Випробування поперечних зразків на розтягування показали, що при кімнатній і робочій температурах міцність швів була вище міцності основного металу – всі зразки були зруйновані по металу ЗТВ. При статичному згині на кут 120° (рис. 9) дефекти у з'єднаннях не виникали.

Для максимальної температури експлуатації (570 °C) одержано значення межі тривалої міцності металу швів і зварних з'єднань шляхом прямих випробувань для періодів у 10³ і 10⁴ год і методом апроксимації – для 10⁵ год (табл. 5). У всіх випадках випробувань поперечних зразків зі зварних з'єднань руйнування відбувалось у металі ЗТВ низьколегованої сталі ПЗ. Метал швів мав значно вищий опір тривалому руйнуванню, ніж основний метал.

Висновки

1. Показано, що запобігання уповільненому руйнуванню комбінованих з'єднань сталей П3+Р91 при зварюванні електродами Thermanit Chromo 9V або Thermanit Р24 може бути досягнене при попередньому підігріві не нижче 175 °С.

2. На основі проведених досліджень рекомендовано такі режими високого відпуску залежно від застосованого типу зварювальних електродів: 740 °C, 3 год (електроди Thermanit Chromo 9V) і 740 °C, 2 год (електроди Thermanit P24).

3. Зварюванням контрольних комбінованих з'єднань підтверджено, що використання запропонованих термічних режимів зварювання і високого відпуску забезпечує відсутність холодних тріщин, відносно однорідну структуру відпуску з твердістю 220...240 *HV* попередньо загартованих ділянок з'єднань, високу ударну в'язкість металу швів (у середньому 98 Дж/см² для швів Thermanit Chromo 9V і 190 Дж/см² для швів Thermanit P24) і їхню більш високу короткочасну (при 20 °C) і тривалу міцність (при 570 °C), ніж у основного металу. 4. Розроблений процес зварювання прийнято АТ «Укренергомашини» для практичного застосування.

3ТВ П3

167

50

Список літератури

Метал ЗТВ ПЗ

- 1. Вугільна теплоенергетика: шляхи реконструкції та розвитку (2016). 12-та Міжнародна науково-практична конференція. Збірка наукових праць. Київ.
- Тесленко О.І., Горський В.В., Маляренко О.Є. (2020) Аналіз тенденцій та напрямів розвитку теплової енергетики в Україні. *The problems of general energy*, 1,60 38–46.
- Liratzis, T., Forno, M., Piombino, C. et al. (2010) Acciai martensitici al 9Cr–1Mo–Nb–V: proprietà, soldabilità e controlli. *Riv. Ital. Saldatura*, 2, Marzo/Aprile, 161–168.
- 4. Ahmet Shibli (2014) Coal Power Plant Materials and life Assessement. Developments and Applications. Woodhead Publisbing.
- 5. Козлов Р.А. (1986) Сварка теплоустойчивых сталей. Ленинград, Машиностроение.
- Sawhill, J.M., Dix, A.W., Sawage, W.F. (1974) Modifild Implant Test for Studying Delayed Cracking. *Weld. J.*, 35, 12, 554–560.
- 7. Гривняк И. (1984) Свариваемость сталей. Москва, Машиностроение.
- Skulsky, V.Yu., Strizhius, G.H., Nimko, M.A. et al. (2019) Delayed fracture resistance of welded joints of rotor steel 25Kh2NVFA after welding reheating. *The Paton Welding J.*, 2, 7–12.
- Brózda, J. (2004) Stale żarowitrymałe nowei generacji, ich spawalność i własności złączny spawanych. Część IV. Stal E911. Biuletyn Institutu Spawalnictwa, 4, 49–54.
- 10. *Технические данные* (1993) Werkstoffblatt 435 R. Ausgabe März. Mannesmannröhren-Werke AG, Düsseldorf.
- Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. et al. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heatresistant steel welded joints made by electrodes thermanit MTS616. *The Paton Welding J.*, 9, 47–50.
- Мохила П., Фолдынова К. (2014) Влияние послесварочной термической обработки на механические свойства сварных соединений стали Р92, выполненных дуговой сваркой под флюсом. Металловедение и термическая обработка металлов, 4, 36–39.

References

- 1. (2016) Coal thermal power engineering: Ways of reconstruction and development. *In: Proc. of Int. Sci.-Pract. Conf. Kyiv.*
- Teslenko, O.I., Gorskyi, V.V., Maliarenko, O.Ye. (2020) Analysis of tendencies and directions of development thermal power engineering. *The problems of general energy*, 1(60), 38–46 [in Ukrainian].
- Liratzis, T., Forno, M., Piombino, C. et al. (2010) Acciai martensitici al 9Cr–1Mo–Nb–V: proprietà, soldabilità e controlli. *Riv. Ital. Saldatura*, 2, Marzo/Aprile, 161–168.
- 4. Ahmet Shibli (2014) *Coal Power Plant Materials and life Assessement. Developments and Applications.* Woodhead Publisbing.
- 5. Kozlov, R.A. (1986) *Welding of heat-resistant steels*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
- Sawhill, J.M., Dix, A.W., Sawage, W.F. (1974) Modifild implant test for studying delayed cracking. *Weld. J.*, 35, 12, 554–560.
- 7. Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

- Skulsky, V.Yu., Strizhius, G.H., Nimko, M.A. et al. (2019) Delayed fracture resistance of welded joints of rotor steel 25Kh2NVFA after welding reheating. *The Paton Welding J.*, 2, 7–12.
- Brózda, J. (2004) Stale żarowitrymałe nowei generacji, ich spawalność i własności złączny spawanych. Część IV. Stal E911. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 4, 49–54.
- (1993) Specification. Werkstoffblatt 435 R. Ausgabe März. Mannesmannröhren-Werke AG, Düsseldorf.
- Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Gavrik, A.R. et al. (2016) Selection of modes of high-temperature tempering of heat-resistant steel welded joints made by electrodes Thermanit MTS616. *The Paton Welding J.*, 9, 47–50.
- 12. Mokhila, P., Foldynova, K. (2014) Effect of postweld heat treatment on mechanical properties of R92 steel welded joints performed by submerged-arc welding. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **4**, 36–39 [in Russian].

PECULIARITIES OF WELDING JOINTS OF 15KH2M2FBS (P3) AND X10CrMoVNb91 (P91) STEELS

V.Yu. Skulskyi¹, M.O. Nimko¹, A.R. Gavryk¹, I.G. Osypenko¹, O.V. Vavilov², O.G. Kantor², L.P. Rubashka²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²JSC «Ukrenergymachines». 199 Heroyiv Kharkova Ave., 61037, Kharkiv. E-mail: office@ukrenergymachines.com

Within the framework of currently urgent problem of reconstruction and restoration of equipment of thermal power units of TPP, work has been performed on development of basic technology of welding body elements of a steam turbine from low-alloyed 15Kh2M2FBS (P3) steel to branchpipes from high-chromium martensitic X10CrMoVNb91 steel with 9 % Cr (P91). The paper gives the results of determination of the thermal mode of welding such combined joints to prevent delayed fracture. Proceeding from study of the influence of different modes of high-temperature tempering on impact toughness of weld metal and hardness of welded joint areas hardened during welding, heat treatment modes were selected, depending on electrode material type. It is shown that the resultant mechanical properties of welded joints correspond to the requirements specified during work performance. 12 Ref., 5 Tabl., 9 Fig.

Keywords: heat-resistant steels, low-alloy steel, high-chromium martensitic steel, combined welded joints, cold cracks, high-temperature tempering, mechanical properties

Надійшла до редакції 05.02.2022

РОЗРОБЛЕНО В УКРАЇНІ

Електронно-променевий 3D-друк металевим дротом

Металевий 3D-друк дозволяє більше не вибирати між високою точністю, структурою металу без дефектів і високою продуктивністю. Нові запатентовані рішення засновані на ексклюзивній здатності газорозрядної електронно-променевої гармати генерувати порожнистий конічний електронний промінь, забезпечуючи унікальні фізичні умови для точно контрольованого осадження металу та формування необхідної металевої структури у виготовленій металевій деталі. 3D-друк має набір технічних, технологічних і комерційних переваг, які допомагають йому вирізнятися з-поміж будь-яких інших у адитивному виробництві (більш детально про технологію 3D-друку можна прочитати в журналі «Автоматичне зварювання» №9, 2022).

https://xbeam3d.com/



ВПЛИВ СКЛАДУ КОМПОНЕНТІВ ШИХТИ ПОРОШКОВИХ СТРІЧОК СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ С–Fe–Cr–Nb HA ХІМІЧНИЙ СКЛАД І СТРУКТУРУ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

О.П. Ворончук, О.П. Жудра, Т.В. Кайда, О. В. Петров, Л.М. Капітанчук, І.Л. Богайчук

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua Загальновідомо, що зносостійкість наплавленого карбідохромового шару, додатково легованого такими карбідоутворювальними елементами, як молібден, ніобій та інші, значною мірою залежить від характеристик армуючої фази, її концентрації та якостей сплаву матриці. Працездатність таких сплавів за умов абразивного зношування при температурах до 600 °C досягається шляхом введення до складу сплаву ніобію. В даній роботі досліджено вплив компонентів шихти порошкових стрічок системи легування С-Fe-Cr-Nb на хімічний склад і структуру наплавленого металу. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів металу типу 500Х22Б7, наплавленого порошковими стрічками, встановлено залежність концентрації, форми, орієнтації, фазових складових та інтегральної твердості наплавленого шару від виду введення в шихту основного карбідоутворювального елемента – хрому та перетину порошкової стрічки. Встановлено, що при введенні в шихту порошкової стрічки карбіду хрому Cr.C, концентрація карбідної фази в наплавленому шарі збільшується на 10 %. У наплавленому металі для всіх зразків переважно наявні складні карбіди системи – (CrFe), С., Ніобій утворює окремі карбідні складові зі значно меншими розмірами порівняно зі складними карбідами хрому. Оптимальна концентрація карбідної фази наплавленого порошковою стрічкою металу типу 500Х22Б7 досягається завдяки введенню в шихту електродного матеріалу карбідоутворювального елемента – хрому у вигляді карбіду хрому та ферохрому. Перетин порошкової стрічки та режими наплавлення практично не впливають на показники наплавленого шару. Бібліогр. 11, табл. 8, рис. 4.

Ключові слова: порошкова стрічка, карбід хрому, ферохром, ніобій, карбіди, твердість, мікроструктура, матриця, концентрація

Вступ. Багато деталей металургійного обладнання працюють за умов абразивного і газоабразивного зношування при нормальних і підвищених температурах в поєднанні з ударними навантаженнями [1-3 та ін.]. Вибір типу сплаву для наплавлення таких деталей визначається можливостями наплавлення певних виробів, фінансовою можливістю, а також характером навантаження, особливо у поєднанні абразивного зношування і удару при підвищених (до 600 °C) температурах [4]. Для обгрунтованого легування зносостійких сплавів необхідно встановити раціональні межі легування, які б забезпечили оптимальні властивості наплавленого шару [5–7]. Вивчення зв'язку між зносостійкістю сплавів і будовою карбідної фази, а також між закономірністю утворення карбідів та хімічним складом сплаву найбільш важливо для доцільного легування матеріалів. Відомо, що найбільшу зносостійкість мають сплави, до складу яких входять карбіди високої твердості з кубічною решіткою [8-10 та ін.]. Проте задовільну зносостійкість має також наплавлений метал з карбідами і з іншою кристалічною решіткою, наприклад з гексагональною. Для одного і того ж типу карбіду його властивості будуть дещо відрізнятися залежно від легування. Так, метал з карбідами типу Me₇C₃, в яких наявна велика кількість заліза, буде відрізнятися за зносостійкістю

від металу з карбідами того ж типу, але з меншою кількістю заліза. Потрібно відзначити, що від ступеня легування карбідів залежить їхня твердість, що в свою чергу впливає на зносостійкість наплавленого металу. Кінетика утворення карбідів при затвердінні металу пов'язана з величиною співвідношення Me/C (метал/вуглець). При наявності кількох карбідоутворювальних елементів у наплавленому металі в першу чергу утворюються карбіди елементів, що мають найбільшу спорідненість з вуглецем.

Метою даної роботи є дослідження впливу карбідоутворювальних компонентів шихти порошкової стрічки ПЛ-АН185, перетину електродного матеріалу і впливу режимів наплавлення на структуру та фазові складові наплавленого металу з метою отримання покриття, стійкого за умов абразивного і газоабразивного зношування при підвищених температурах.

Методики та обладнання для проведення досліджень. Методами рентгеноструктурного, металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізів досліджували наплавлений метал типу 500Х22Б7. Вимірювання твердості проводили на мікротвердомірі М-400 фірми «Leco», для рентгеноспектральних, електронної спектроскопії та рентгеноструктурних досліджень використовували прилади «JAMP-9500F» і «ДРОН-УМ1». До-

© О.П. Ворончук, О.П. Жудра, Т.В. Кайда, О. В. Петров, Л.М. Капітанчук, І.Л. Богайчук, 2022

слідження мікроструктури виконували за допомогою мікроскопа «Neophot-32».

Наплавлення зразків виконано електродуговим способом з використанням самозахисної порошкової стрічки ПЛ-АН185, що забезпечує отримання наплавленого металу такого хімічного складу, % мас.: 4,5 С; 22 Сг; 7 Nb. Наплавлення виконували порошковими стрічками перетином 16,5×4,0 (зразки № 1, 3) і 10,0×3,0 мм (зразок № 2). Порошкову стрічку ПЛ-АН185 використовують для наплавлення зносостійких біметалевих листів завтовшки від 5 до 30 мм та інших деталей металургійного, енергетичного, гірничо-збагачувального обладнання [11].

В системі легування C-Fe-Cr-Nb армуючою фазою виступають наявні переважно карбіди хрому і карбіди ніобію, а матрицею – сплав на залізній основі. Важливо визначити, як на концентрацію карбідів та інші характеристики наплавленого шару впливає спосіб введення в шихту порошкової стрічки основного карбідоутворювального компонента – хрому. Для введення хрому використовували високовуглецевий ферохром марки ФХ900 (зразок № 3) та карбід хрому в інших зразках. Останній за своїм хімічним складом близький до стехіометрії карбіду Cr₂C₂. Ніобій до складу шихти порошкової стрічки вводили за допомогою фероніобію. Крім того, до складу шихти додатково вводили графіт та інші технологічні присадки.

Експериментальні дослідження та їх результати. Дослідження проводили на зразках металу типу 500Х22Б7, наплавленого стрічкою зі стандартною шихтою з карбідом хрому, виконаних при різних режимах: $I_{_{3B}} \sim 750...850$ А (зразок $N \ge 1$), $I_{_{3B}} \sim 450...500$ А (зразок $N \ge 2$), зразок $N \ge 3$, виконано з використанням електродної стрічки з високовуглецевим ферохромом марки ФХ900 при режимі $I_{_{CB}} \sim 750...$ 850 А. При цьому інші компоненти шихти залишалися незмінними. В табл. 1

Таблиця 1. Середній хімічний склад наплавленого металу 500X22Б7, мас. %

Номер зразка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Мо	Nb	Fe
1	4,8	1,04	0,29	24,6	≤0,1	0,086	7,3	Основа
2	4,7	1,02	0,49	24,4	≤0,1	0,057	7,2	->>-
3	4,5	1,02	0,47	19,6	≤0,1	0,089	8,6	->>-

наведено середній склад в зразках типу наплавленого металу.

Наплавлення проводили в два шари, тому що при двошаровому наплавленні стрічками вплив основного металу (перший шар) зменшується і робоча зона (другий шар) формується лише під впливом матеріалу порошкової стрічки.

Масову частку фазових складових, тип кристалічної решітки та її параметри оцінювали методом рентгеноструктурного аналізу: γ-Fe – 54,4; (Fe,Cr)₇C₃ – 22,3; NbC – 17,3: Me₂C – 6,0 (зразок № 1); $\dot{\gamma}$ -Fe – 57,2; (Fe,Cr)₇C₃ – 23,2; NbC – 15,7; Ме₂C – 3,8 (зразок № 2); γ-Fe – 65,7; (Fe,Cr)₂C₂ – 16,0; NbC – 15,9; Me₂C – 2,4 мас. % (зразок № 3). При отриманні цього типу наплавленого металу велике значення відіграє структура матриці, оскільки при високих навантаженнях та наявності ударної дії більш доцільна аустенітна матриця. Структура досліджуваних зразків у перехідній зоні (перший шар наплавленого металу) являє собою аустенітну матрицю з дендритно-комірковою формою кристалізації, карбіди ніобію і евтектику, яка виділилася по границях дендритів і комірок. Структура робочої зони (другий шар наплавленого металу) всіх досліджуваних зразків являє собою леговану аустенітну матрицю з дендритно-комірковим характером кристалізації. В зразках № 1 і 2 леговані карбіди (Fe,Cr), C, і NbC ланцетоподібної форми завдовжки 20...25 мкм хаотично розміщено на всій площині. Характер кристалізації зразка № 3 в робочому шарі дещо відрізняється – карбіди більш дисперсні, їхній розмір 2...8 мкм, розташовані вони по границях комірок.

Порівняльний аналіз наплавлених зразків № 1 і 2, виконаних при різних режимах (широкою стрічкою при $I_{_{3B}} = 750$ А та вузькою при $I_{_{3B}} = 450$ А), показав, що масова частка аустенітної складової $A_{_{9}} = 54,4$ мас. % при $I_{_{3B}} = 750$ А; $A_{_{9}} = 57,2$ мас. % при $I_{_{3B}} = 450$ А, а при однакових режимах ($I_{_{3B}} = 750$ А) зразків № 1 (стандартна шихта з карбідом хрому) і 3 (шихта з високовуглецевим ферохромом марки ФХ900) аустенітна складова зразка № 3 становить 65,7 мас. %. В цьому випадку карбідна складова зменшується приблизно на 10 %. Інтегральна твердість в робочому шарі зразків № 1–3 становить відповідно 6868; 6870 та 5490 МПа.

Таблиця 2. Хімічний склад твердого розчину і карбідних фаз наплавленого металу типу 500Х22Б7, мас. %

Howen anostes	а Твердий розчин робочої зони				Карбіди (Fe,Cr) ₇ C ₃ i NbC				Tun confinin	
помер зразка	С	Fe	Cr	Nb	С	Fe	Cr	Nb	тип кароідів	
1	1 17	82.50	14.25	0.95	8,62	32,90	57,80	0,45	$(Fe,Cr)_7C_3$	
1	1,17	82,30	14,35	0,85	11,20	1,20	1,19	85,60	NbC	
2	1.05	82.70	12.00	12.00 0.20	8,64	32,70	58,00	0,44	(Fe,Cr) ₇ C ₃	
2	1,25	82,70	13,90	0,30	11,40	0,95	2,25	84,20	NbC	
2	1 70 92 02 12 45 0 20	1 70 82.02	12.45	0.20	8,55	48,60	41,60	0,25	(Fe,Cr) ₇ C ₃	
3	1,70	82,02	15,45	0,20	10,80	1,28	1,65	84,80	NbC	

В табл. 2 наведено середній склад легуючих елементів твердого розчину наплавленого металу (зразки № 1–3) його карбідних складових. Хімічний склад твердого розчину і карбідів ніобію трьох зразків практично не змінюється, а ступінь легування карбідів (Fe,Cr)₇C₃, розміщених в евтектиці по границях комірок у зразка № 3 (без введення в шихту карбіду хрому із заміною його на високовуглецевий ферохром), дещо відрізняється від ступеня легування того ж типу карбідів у зразках № 1 і 2.

Інтегральна твердість за висотою наплавленого шару поступово змінюється від основного металу до його поверхні в діапазоні від 3700 до 6700... 6900 МПа (зразки № 1, 2) і від 3800 до 5400 МПа (зразок № 3) та вирівнюється в другому шарі наплавленого металу, що відповідає зміні хімічного складу на інтегральних кривих лінійного розподілу легуючих елементів. Зона сплавлення з основним металом має плавний концентраційний перехід з подальшим вирівнюванням хімічного складу в робочій зоні. Лінійний розподіл легуючих елементів за висотою наплавленого шару представлено на рис. 1. Хімічний склад наплавленого металу вздовж лінії проходження електронного зонда можна визначити за шкалою концентрацій.

Структура кристалізації перехідної зони основний метал – наплавлений шар дендритно-коміркова з виділенням евтектики в міждендритних ділянках по границях комірок і окремо виділеними карбідами ніобію. Спостерігаються два види евтектики – на основі карбіду ніобію і на основі карбіду (Fe,Cr)₇C₃. Електронне зображення перехідної зони основний метал – наплавлений шар і середній хімічний склад структурних складових представлено на рис. 2 і в табл. 3–5.

Вплив основного металу в перехідній зоні та першому шарі наплавленого металу практично однаковий.



Рис. 1. Електронне зображення і лінійний розподіл легуючих елементів за висотою наплавленого шару: а-в - відповідно зразки № 1-3

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО



Рис. 2. Електронне зображення структурних складових перехідної зони наплавленого металу: а-в – відповідно зразки № 1-3

Таблиця 3. Середній х	імічний склад	(твердого розчину та е	:в-
тектичних утворень зр	разка № 1. Пар	раметри обробки мас. С	%

Габлиця 5.	Середній	хімічний	склад	твердого	розчину	тае	ев-
гектичних	V ТВОРЕНЬ	зразка М	3. Пап	аметри о	бробки и	vac.	%

тектичних утворень	зразка л⊻	1. Параме	гри оброб	ки мас. 70
Номер спектра	С	Cr	Fe	Nb
1	11,87	1,28	3,64	83,07
2	11,51	3,96	18,89	65,45
3	1,30	6,72	90,55	0,55
4	1,42	7,16	90,20	0,41
5	2,61	12,00	84,45	0,24
6	2,63	12,91	83,72	0,00
7	2,06	8,60	81,63	6,96
8	2,52	8,34	80,17	8,27
9	1,90	9,38	87,72	0,18
10	1,37	8,82	88,69	0,20

Таблиця 4. Середній хімічний склад твердого розчину та евтектичних утворень зразка № 2. Параметри обробки мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	9,76	0,00	1,69	0,77	2,67	83,67
2	11,44	0,05	1,85	0,18	3,39	82,61
3	2,10	0,44	8,71	1,22	86,78	0,42
4	2,40	0,48	8,21	1,69	86,62	0,11
5	1,39	0,43	5,49	0,92	91,41	0,28
6	1,74	0,42	6,39	0,91	89,87	0,55
7	2,94	0,53	6,50	0,95	77,81	11,10
8	2,66	0,51	8,30	1,06	74,98	12,01
9	5,25	0,29	25,71	1,05	67,68	0,00
10	5,29	0,24	24,76	1,71	67,17	0,67
11	1,28	0,37	7,33	1,41	88,93	0,35
12	1,34	0,45	7,36	1,72	88,73	0,00

Структури наплавленого металу в робочій зоні (другий шар), його електронне зображення і хімічний склад структурних складових представлений на рис. 3, *а*–*в* та в табл. 6–8. Спектр № 1, 2 – NbC; спектр 3, 4 – (Fe,Cr)₇C₃; спектр 5, 6 – твердий розчин. Прослідковується зміна структуроутворення зразків № 1 і 3 залежно від зміни складу шихти.

ektii iinx yrbobeiib spaska 5/2 e. Hapamerph oopookni mae. 70								
Номер спектра	С	Si	Cr	Fe	Nb			
1	2,20	0,69	8,88	87,82	0,00			
2	2,36	0,72	9,53	86,63	0,23			
3	11,30	0,01	1,80	2,46	83,68			
4	1,19	0,03	1,44	2,57	83,87			
5	2,33	0,36	7,21	81,99	7,81			
6	2,12	0,41	6,90	82,50	7,63			
7	5,36	0,38	26,65	67,24	0,16			
8	5,21	0,26	24,90	68,89	0,60			
9	1,39	0,49	10,19	87,34	0,14			
10	1,52	0,54	9,57	87,15	0,62			

Розподіл легуючих елементів за структурними складовими в наплавленому металі другого шару представлено на рис. 4. Такі структурні складові наплавленого металу з утворенням карбідів високої твердості сприяють значному збільшенню якості виробів, що працюють за умов абразивного зношування. При порівнянні зразків, виконаних на різних режимах (N_{2} 1, 2) і на одному режимі, але з різним складом шихти (№ 1, 3), можна дійти висновку, що масова частка А в робочій зоні збільшується від зразка № 1 до зразка №З приблизно на 10...12 мас. %, а масова частка карбідної фази зменшується. Прослідковується зміна в структуроутворенні: в зразках № 1 і 2 структура являє собою аустенітну матрицю з хаотично розміщеними карбідами Cr і Nb різної форми. В зразку № 3 структура кристалізації дендритно-коміркова з карбідами (Fe,Cr)₂C₂ в складі евтектики, розміщеної по границях комірок і в міждендритному просторі, та з карбідами ніобію різної форми, що розміщуються довільно на всій висоті наплавленого шару. Ступінь легування карбідів у зразках № 1 і 2 практично однаковий, а у зразка № 3 – дещо вищий (див. табл. 2).



Рис. 3. Електронне зображення структурних складових робочої зони наплавленого металу: а-в – відповідно зразки № 1-3



Рис. 4. Лінійний розподіл легуючих елементів C, Fe, Cr, Nb за структурними складовими наплавленого металу: *a*–*в* – відповідно зразки № 1–3

Таблиця 6. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 1. Параметри обробки: мас. %

Номер спектра	С	Si	Cr	Fe	Nb
1	11,56	0,10	0,75	1,34	85,30
2	10,80	0,04	1,60	1,04	85,66
3	8,53	0,00	58,21	32,61	0,56
4	8,70	0,00	57,38	33,17	0,40
5	1,12	0,96	15,22	81,66	0,41
6	1,22	1,25	13,50	83,37	0,17
7	1,12	0,12	0,64	2,10	0,00
8	1,16	0.12	0,73	1,70	0,30

Таблиця 7. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 2. Параметри обробки: мас. %

	_	_	_	_	
Номер спектра	C	Si	Cr	Fe	Nb
1	11,21	0,08	2,44	0,54	84,45
2	11,67	0,02	2,18	1,30	83,89
3	8,70	0,00	58,59	31,93	0,72
4	8,58	0,06	57,57	33,35	0,17
5	1,26	1,11	14,12	82,54	0,21
6	1,42	1,15	13,70	82,95	0,13
7	_	0,35	3,08	11,80	1,89

Таблиця 8. Хімічний склад структурних складових робочої зони (другого шару) зразка № 3. Параметри обробки: мас. %

Номер спектра	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	10,89	0,00	1,33	0,55	0,95	85,00
2	10,68	0,10	1,97	0,00	1,60	84,04
3	8,67	0,06	49,19	0,00	41,28	0,31
4	8,29	0,02	48,02	1,07	41,91	0,24
5	1,87	0,91	13,06	0,78	82,03	0,00
6	1,65	1,05	13,23	0,27	82,07	0,20
7	-	0,09	4,55	7,62	5,99	0,00
8	-	0,00	0,81	1,68	2,28	0,00

Обговорення результатів. З представлених даних прослідковується зменшення карбідної складової при відсутності у складі шихти карбіду хрому. Визначено масову частку фазових складових, тип кристалічної решітки та її параметри, що оцінювали методом рентгеноструктурного аналізу: γ -Fe – 54,4; (Fe,Cr)₇C₃ – 22,3; NbC – 17,3; Me₂C – 6,0 мас. % (наплавлення стрічкою перетином 16,5×4,0 мм); γ -Fe – 57,2; (Fe,Cr)₇C₃ – 23,2; NbC – 15,7; Me₂C – 3,8 мас. % (наплавлення стрічкою перетином 10,0×3,0 мм на менших режимах); γ -Fe – 65,7; (Fe,Cr)₇C₃ – 16,0; NbC – 15,9; Me₂C – 2,4 мас. % (складний карбід, який містить залізо та інші карбідоутворювальні елементи, наплавлення порошковою стрічкою перетином 16,5×4,0 мм із заміною карбіду хрому на високовуглецевий ферохром у складі шихти).

Інтегральна твердість за висотою наплавленого шару поступово змінюється від основного металу до поверхні зміцненого шару в діапазоні від 3700 до 6700...6900 МПа (зразки № 1, 2) і від 3800 до 5400 МПа (зразок № 3) та вирівнюється в другому шарі наплавленого металу, що відповідає зміні хімічного складу на інтегральних кривих лінійного розподілу легуючих елементів.

Зносостійкий шар, отриманий з використанням порошкових стрічок різного перетину та при різних режимах наплавлення, практично не відрізняється за своїми характеристиками. Заміна у складі шихти карбіду хрому на високо вуглецевий ферохром зменшує кількість карбідної фази та інтегральну твердість зміцненої поверхні.

Висновки

Встановлено, що оптимальна концентрація карбідної фази у металі, наплавленої порошковою стрічкою типу ПЛ-АН185, досягається завдяки введенню в шихту електродного матеріалу карбідоутворювального елемента – хрому у вигляді карбіду хрому. Заміна у складі шихти карбіду хрому на високовуглецевий ферохром призводить до збільшення аустенітної складової та зменшення інтегральної мікротвердості наплавленого шару. В наплавленому металі у всіх зразках переважно наявні складні карбіди системи – $(CrFe)_7C_3$. Ніобій утворює окремі карбідні складові, рівномірно розміщені в робочій зоні та сприяє утворенню дрібнодисперсної структури наплавленого шару.

Список літератури

- 1. Рябцев И.А., Сенченков И.К., Турык Э.В. (2015) Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
- Рябцев И.А. (2005) Высокопроизводительная широкослойная наплавка электродными проволоками и лентами. Автоматическая сварка, 6, 36–41.
- Походня И.К., Шлепаков В.Н., Максимов С.Ю., Рябцев И.А. (2010) Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона в области электродуговой сварки и наплавки порошковой проволокой. *Там же*, **12**, 34–42.
- Ворончук А.П., Жудра А.П., Петров А.В., Кочура В.О. (1991) Влияние температуры на твердость и износостойкость наплавленных порошковыми лентами высокохромистых чугунов. Там же, 6, 44–50.
- Жудра А.П., Ворончук А.П. (2012) Наплавочные порошковые ленты (обзор). *Там же*, **1**, 39–44.
- Кусков Ю.М., Богайчук И.Л., Черняк Я.П., Евдокимов А.И. (2013) Электрошлаковая наплавка чугунной дробью деталей, изготовленных из высокохромистого чугуна. *Там же*, 8, 47–49.
 Кусков Ю.М., Евдокимов А.И. (2014) Электрошлаковая
- Кусков Ю.М., Евдокимов А.И. (2014) Электрошлаковая наплавка износостойких легированных чугунов. Упрочняющие технологии и покрытия, 10, 21–24.
- Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумелли Э.Г. (1969) Основы легирования наплавленного металла. Москва, Машиностроение.
- Кудинов В.Д., Филимонов Б.В., Шевнов С.А., Нетеса И.В. (1985) Наплавка композиционным сплавом деталей металлургического оборудования, *Автоматическая сварка*, 5, 48–50.

- Ворончук А.П. (2009) Влияние концентрации твердых частиц на газоабразивную износостойкость композиционного сплава. Там же, 8, 54–56.
- Жудра А.П., Ворончук А.П., А.В. Петров, В.О. Кочура (2012) Технология, оборудование и материалы для производства листовых футеровочных элементов. Сварочное производство, 11, 40–43.

References

- Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej.
- Ryabtsev, I.A. (2005) High-efficiency wide-layer surfacing using electrode wires and strips. *The Paton Welding J.*, 6, 36–41.
- Pokhodnya, I.K., Shlepakov, V.N., Maksimov, S.Yu., Ryabtsev, I.A. (2010) Research and developments of the E.O.Paton Electric Welding Institute in the field of electric arc welding and surfacing using flux-cored wire (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 34–42.
- 4. 4. Voronchuk, A.P., Zhudra, A.P., Petrov, A.V., Kochura, V.O. (1991) Influence of temperature on hardness and heat resistance of high-chromium cast irons deposited by flux-cored strips. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 44–50 [in Russian].
- 5. Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34–38.
- Kuskov, Yu.M., Bogajchuk, I.L., Chernyak, Ya.P., Evdokimov, A.I. (2013) Electroslag surfacing of parts, made of high-chrome cast iron, using cast iron shot. *The Paton Welding J.*, 8, 47–49.
- 7. Kuskov, Yu.M., Evdokimov, A.I. (2014) Electroslag surfacing of wear-resistant alloyed cast irons. *Uprochniayushchie Tekhnologii i Pokrytiya*, **10**, 21–24 [in Russian].
- 8. Livshits, L.S., Grinberg, N.A., Kurkumelli, E.G. (1969) *Fundamentals of alloying of deposited metal.* Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Kudinov, V.D., Filimonov, B.V., Shevnov, S.A., Netesa, I.V. (1985) Cladding by composite alloys of metallurgical equipment parts. *Avtomatich. Svarka*, 5, 48–50 [in Russian].
- Voronchuk, A.P. (2009) Effect of concentration of hard particles on gas-abrasive wear resistance of composite alloy. *The Paton Welding J.*, 8, 43-44.
- Zhudra, A.P., Voronchuk, A.P., Petrov, A.V., Kochura, V.O. (2012) Technology, equipment and materials for manufacturing of sheet lining elements. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 40–43 [in Russian].

INFLUENCE OF THE COMPOSITION OF CHARGE COMPONENTS OF FLUX-CORED STRIPS OF C–Fe–Cr–Nb ALLOYING SYSTEM ON CHEMICAL COMPOSITION AND STRUCTURE OF THE DEPOSITED METAL

O.P. Voronchuk, O.P. Zhudra, T.V. Kaida, O.V. Petrov, L.M. Kapitanchuk, I.L. Bogaichuk

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

It is common knowledge that wear resistance of the deposited chromium carbide layer, additionally alloyed by such carbide-forming elements, as molybdenum, niobium, etc., largely depends on the reinforcing phase characteristics, its concentration, and qualities of matrix alloy. Good performance of such alloys under the conditions of abrasive wear at up to 600 °C temperature, is achieved by adding niobium to the alloy composition. This work is a study of charge components of flux-cored strips of C–Fe–Cr–Nb alloying system on the deposited metal composition and properties. The methods of X-ray structural, metallographic and X-ray microprobe analysis of metal of 500Kh22B7 type deposited by flux-cored strips, revealed the dependence of concentrations, form, orientation, phase components and integral hardness of the deposited layer on the type of addition of the main carbide-forming element, namely chromium, to the charge and flux-cored strip cross-section. It was found that at addition of chromium carbide Cr_3C_2 to the flux-cored strip charge, carbide phase concentration in the deposited layer increases by 10 %. Complex carbides of (CrFe)₇C₃ system are predominatly present in the deposited metal for all the samples. Niobium forms individual carbide components of much smaller dimensions, compared to chromium carbide components. Optimal concentration of the carbide phase in the metal of 500Kh22B7 type deposited by flux-cored strip is achieved by addition of a carbide-forming element, namely chromium, to the electrode material charge, in the form of chromium carbide components. Optimal concentration of the carbide phase in the metal of 500Kh22B7 type deposited by flux-cored strip is achieved by addition of a carbide-forming element, namely chromium, to the electrode material charge, in the form of chromium carbide and ferrochromium. Flux-cored strip cross-section and surfacing modes practically do not affect the deposited layer properties. 11 Ref., 8 Tabl., 4 Fig.

Keywords: flux-cored strip, chromium carbide, ferrochromium, niobium, carbides, hardness, microstructure, matrix, concentration

Надійшла до редакції 14.06.2022

ДОСЛІДЖЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ З ІНТЕРМЕТАЛІДУ ТІАІ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ПАРАМЕТРИЧНОЇ ДІАГРАМИ ОКИСЛЕННЯ

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, О.П. Грищенко, Т.В. Цимбаліста, М.А. Васильківська

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua Досліджено жаростійкість плазмових покриттів з інтерметаліду ТіАl шляхом нагрівання в повітряному середовищі при температурах 700...1000 °С з визначенням зміни ваги зразка і побудови параметричної діаграми жаростійкості, а також фазовий склад покриттів до та після випробувань. Встановлено, що основним продуктом окислення покриття TiAl є оксид титану (TiO₂), а за більш високих температур суміш оксидів TiO₂ і Al₂O₃, у складі окалини виявлені нітрид титану (TiN), оксиди TiO, Ti₂O, Ti₂O₃ та інтерметалід Ti₃Al. За кінетичними залежностями процесу окислення поведені розрахунки параметрів жаростійкості для температур 700...1000 °С, що дозволяє оцінювати довговічність покриття з інтерметаліду TiAl для будь-яких температур до 1000 °С. Розрахунки середньої швидкості окислення показали, що за допомогою діаграми жаростійкості можна визначити основні характеристики жаростійкості – питому втрату маси та глибину рівномірної корозії. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: плазмове напилення, інтерметаліди, система Ti-Al, жаростійкість, окислення, параметрична діаграма

Вступ. Інтерметаліди (ІМ) є унікальним класом матеріалів з широким спектром корисних властивостей, завдяки чому вони застосовуються як конструкційні сплави та покриття, що забезпечують опір корозії.

Що стосується інтерметалідів титану (TiAl, Ti_3Al), то завдяки таким характеристикам, як висока температура плавлення, низька щільність (удвічі менша, ніж у суперсплавів на основі нікелю (3,9...4,2 г/см³)), висока міцність у широкому діапазоні температур, підвищений опір повзучості та втомі, високий модуль пружності та хороша стійкість до окислення, можуть конкурувати з суперсплавами на основі нікелю в таких галузях, як авіація та ракетна техніка

Так, застосування алюмінію титану призводить до зниження ваги деталей на 20...30 %, витрат палива до 20 %, шуму на 50 % та викидів NO_x на 80 % [1]. Інтерметалід TiAl можна застосовувати як захисний матеріал для титанових сплавів, так як він має більш високу стійкість до окислення, ніж звичайні сплави титану, а наявність проміжного дифузійного шару між покриттям і основою забезпечує хороше зчеплення на межі розділу без утворення крихких фаз.

Алюмініди титану перспективні для застосування в таких галузях, як медицина, хімічне та атомне машинобудування, де поряд з іншими особливі значення мають такі характеристики, як корозійна стійкість і жаростійкість при високих температурах.

Аналіз літературних даних [2–7] про жаростійкість інтерметаліду ТіАІ та сплавів на його основі свідчать про те, що температурний інтервал їх застосування становить приблизно 600...850 °С (при більш високих температурах їх механічні властивості та опір окислення відносно невеликі). Відомо, що граничні робочі температури алюмінієвих сплавів становлять 450 °С, а титанових – 600...700 °С. У той же час оксид алюмінію Al_2O_3 має захисні властивості від окислення при температурах до 1425 °С.

Практично у всіх роботах. присвячених дослідженню процесів окислення інтерметалідів системи Ti–Al, міститься твердження про те, що основними продуктами окислення є оксиди титану TiO₂ і алюмінію Al₂O₃. При цьому тільки Al₂O₃ здатний створювати суцільну плівку, що гальмує процес окислення.

Переважне утворення оксидної плівки Al_2O_3 у порівнянні з TiO₂ залежить від вмісту Al в інтерметаліді, парціального тиску кисню та температури.

Так, у роботі [2], присвяченій дослідженню процесу окислення Al₃Ti i TiAl, показано, що стабільність до окислення Al₃Ti при 1000 °C протягом 48 год у 30 разів краще, ніж TiAl. В той час TiAl втрачає Al, переходить в Ti₃Al на межі TiAl i окалини, а дифузія Ti через шар Al₂O₃ i утворення TiO₂ лише посилює окислення TiAl.

Як показують результати роботи [8], присвяченої дослідженню впливу парціального тиску кисню на окислення інтерметалідів системи Ti–Al, при температурах від кімнатної до 1000 °C вже при дуже низькому тиску (5 мбар) утворюється переважно Al_2O_3 , а при підвищенні тиску кисню переважним процесом стає утворення TiO₂. При 1000 °C утворюється нова оксидна фаза Al_2TiO_5 .

Борисов Ю.С. – https://orcid.org/0000-0002-6019-8464, Борисова А.Л. – https://orcid.org/0000-0002-7376-3370,

Грищенко О.П. – https://orcid.org/0000-0003-2640-8656, Цимбаліста Т.В. – https://orcid.org/0000-0001-9569-7776, Васильківська М.А. – https://orcid.org/0000-0001-8311-6428

[©] Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, О.П. Грищенко, Т.В. Цимбаліста, М.А. Васильківська, 2022

Основним фактором, що обмежує область застосування TiAl, є те, що цей сплав погано чинить опір окисленню при температурі вище 800 °C, оскільки зовнішній шар оксидної окалини складається з TiO₂ або суміші оксидів TiO₂ і Al_2O_3 , а не із захисного шару Al_2O_3 . Через близьку спорідненість Ti та Al до кисню оксиди TiO₂ і Al_2O_3 з однаковою швидкістю ростуть конкурентно на поверхні TiAl у процесі окислення, що підтверджується діаграмою стану Ti–Al–O [7, 8]. Змішана окалина не може запобігать подальшому окисленню TiAl, тому TiAl має низьку стійкість до окислення при високих температурах.

Крім того, при окисленні на повітрі титан одночасно реагує з киснем та азотом. Розчинення азоту в решітці рутила призводить до утворення дефектної решітки, прискорення дифузії кисню і підвищення швидкості окислення. Утворення нітридів титану на повітрі перешкоджає формуванню захисного шару Al₂O₃ [9].

Що стосується робіт у галузі технології та застосування захисних покриттів на основі інтерметалідів системи Ті-Аl, то вони дуже нечисленні. Відомі лише дослідження отримання покриттів методом магнетронного напилення. Так автори роботи [4] отримали покриття хорошої якості з TiAl, яке показало високу стійкість при температурах 800...900 °С при окисленні на повітрі. У роботі [3] представлені результати одержання градієнтних та багатошарових покриттів з використанням методу магнетронного розпилення. При цьому в градієнтних покриттях вміст АІ збільшувався в напрямку від основи до поверхні, а в багатошарових покриттях шари формувалися в тому ж напрямку від Ti₂Al до TiAl i TiAl₂. Покриття показали хорошу стійкість до окислення при температурі 750 °С.

Якщо механізм взаємодії інтерметалідів системи Ті–Al з киснем досить добре вивчений, то відомості про жаростійкість цих матеріалів у вигляді захисних покриттів нечисленні, а тим більше роботи з оцінки прогнозування їх довговічності в даний час відсутні.

У той же час задача дослідження жаростійкості покриттів полягає не тільки в тому, щоб оцінити роль покриття в захисті основного металу, але і в тому, щоб прогнозувати термін служби системи метал–захисне покриття в реальних умовах експлуатації.

Метою цієї роботи було дослідження жаростійкості плазмових покриттів з інтерметаліду TiAl і побудова параметричних діаграм окислення для оцінки довговічності покриттів при температурах до 1000 °С.

Методика дослідження. Для виготовлення зразків з покриттям використовували порошок TiAl (сплав ПВТ65Ю35) з розміром частинок ≤ 80 мкм.

Плазмове напилення (ПН) покриттів проводили на установці УПУ-8М при наступних параме-

трах: I = 500 A, U = 40 B, витрата плазмоутворюючого газу (Ar + N₂) – 25 л/хв, L = 120 мм.

Для дослідження жаростійкості покриттів зразки виготовляли із сталі марки Ст45 у вигляді «жолудів» діаметром 15 мм та завдовжки 20 мм (товщина покриття становила 700...800 мкм).

Дослідження жаростійкості як порошків, так і покриттів проводили методом безперервного зважування зразків при температурах 700...1000 °C та ізотермічній витримці до 6 год.

Ваговий метод (за збільшенням маси зразка) був обраний у зв'язку з тим, що при окисленні зразків системи Ti–Al можуть утворитися лише тверді продукти.

Установка для випробувань на жаростійкість дозволяла здійснювати зважування випробуваних зразків безпосередньо в печі, так як обладнана аналітичними вагами, на одному плечі коромисла яких підвішений зразок на тонкому платиновому дроті. Установка мала автоматичне регулювання температури з точністю ±5 °C, аналітичні ваги дозволяли забезпечувати точність ± 0,1 мг.

Для дослідження структури та фазового складу покриттів застосовували методи металографії (мікроскоп «Неофот-32», оснащений приставкою для цифрової зйомки); рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) виконували на дифрактометрі ДРОН-3 у СиКα-випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні 0,1 градуси та часу експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп'ютерною обробкою цифрових даних. Ідентифікацію фаз робили за допомогою бази даних ASTM.

Результати експериментів та їх обговорення. В результаті аналізу кінетичних залежностей процесу окислення порошків ТіАІ було встановлено, що у всьому температурному інтервалі 700...1000 °С процес підпорядковується параболічному тимчасовому закону з показником параболи, близьким до 2, що свідчить про те, що лімітуючою ланкою процесу є дифузійна стадія (рис. 1). При цьому основним продуктом окислення порошку ТіАІ при температурі 700 °С є оксид титану ТіО₂, а при 800 °С і більш високих температурах крім ТіО₂ утворюється Al₂O₃ (рис. 2).



Рис. 1. Кінетичні залежності окислення порошку ТіАІ



Рис. 2. Рентгенограми порошку TiAl після окислення при температурах, °C: a - 700; $\delta - 800$; 1 - TiAl; $2 - \text{Ti}_3\text{Al}$; $3 - \text{TiO}_2$; $4 - \text{Al}_2\text{O}_3$

Процеси окислення плазмових покриттів і порошків описуються параболічною залежністю (рис. 3), проте швидкість розвитку процесу у першому випадку істотно вище (див. рис. 1), причиною чого є розмір поверхні, що контактує з киснем.

При порівнянні фазового складу покриттів, що пройшли випробування на жаростійкість, з покриттями у вихідному стані (рис. 4) було встановлено, що в результаті окислення при всіх температурах збільшується вміст ТiO_2 і $\text{TiN} - \phi a_3$, які утворилися в покритті ще в процесі напилення в результаті взаємодії частинок порошку з повітрям, що міститься у плазмовому струмені. Крім того, у продуктах окислення крім TiO_2 виявлені в невеликих кількостях оксиди титану TiO, Ti_2O , Ti_2O_3 , як і у разі окислення порошку TiAl при температурах 800 °C і вище утворюється Al_2O_3 . Кількість оксиду TiO_2 із підвищенням температури зростає.

При металографічному аналізі покриттів, що пройшли випробування на жаростійкість (рис. 5), було встановлено, що покриття залишаються щільними, без відшарування від основи, а на їх поверхні утворюється оксидна плівка.

Слід зазначити, що товщина оксидної плівки при підвищенні температури випробувань збільшується, а при 900 °С вона має чітку двошарову структуру.

Як раніше відзначалося, результати дослідження показали, що швидкість зростання оксидного шару на порошках і покриттях з інтерметаліду TiAl є дифузійно-контрольованим процесом (параболічне окислення, рис. 1, 5). При



Рис. 3. Кінетичні залежності окислення плазмових покриттів

цьому може спостерігатися або дифузія катіонів металів через оксид до поверхні та їх взаємодія з киснем на оксид/газ, або дифузія аніонів кисню через оксид всередину та їх взаємодія з металом на метал/оксид. Судячи з двошарової структури окалини, тут має місце поєднання обох процесів.

Однією з важливих характеристик захисних жаростійких покриттів є прогноз довговічності їхньої служби. Такий прогноз можна зробити шляхом побудови параметричних діаграм жаростійкості [10, 11].

Параметрична діаграма жаростійкості є залежністю втрати (збільшення) маси матеріалу покриття при окисленні від жаростійкості. Параметр жаростійкості – це фізична величина, швидкість зміни в часі якої пропорційна (з протилежним знаком) істинній швидкості окислення матеріалу покриття, обчисленої за величинами відносних втрат (збільшення) його маси.

Методика для побудови параметричних діаграм полягає у визначенні величин n і Q, де n – показник ступеня параболічної залежності процесу окислення, Q – енергія активації.

Показник n визначається із експериментальної кінетичної залежності питомого приросту (втрати маси) q від часу t:

$$q^n = K \cdot t$$
,

де K – константа швидкості окислення, яка при побудові в логарифмічних координатах «lgq–lgt» перетворюється в лінійну залежність:

 $n \lg q = \lg K + \lg t$ afo $\lg q = 1/n \lg K + 1/n \lg t$.

Звідси $n = \text{сtg } \alpha$ в координатах час– $\Delta m/s$, мг/см², де α – кут нахилу прямої до осі абсцис або може бути розрахований за формулою:

$$n = \lg \frac{t_2}{t_1} / \lg \frac{q_2}{q_1}, \tag{1}$$

де t_1, t_2 – два значення часу (год) на кінетичній залежності, що досить далеко віддалені один від одного; q_1 і q_2 – питомі збільшення (вграта) маси покриття (г/см²) за час окислення, що відповідають значенням t_1 і t_2 .





Рис. 4. Рентгенограми плазмових покриттів із порошку TiAl у вихідному стані (а), після окислення при температурах, °С: 700 (б), 800 (в), 900 (г), 1000 (∂); 1 – TiAl; 2 – Ti₃Al; 3 – TiN; 4 – TiO₂; 5 – Ti₂O₃; $6 - TiO; 7 - Ti_2O; 8 - Al_2O_3$



Точність розрахунку показника ступеня *n* за формулою (1) тим вище, чим далі віддалені один від одного значення t_1 і t_2 .

вих покриттів із порошку ТіАl у вихідному стані (а), після окислення при температурах, °С: 700 (б), 800 (в), 900 (г), 1000 (д) протягом 6 год

Енергію активації процесу окислення (Q)визначають, використовуючи температурну залежність $K = K_0 \exp(-Q/RT)$ через тангенс кута φ , що

Температура, К	$10^{3}/T$, 1/K	Час окислення,	lg t	Питомий приріст маси мг/см ²	$\lg q$	(Qlge)/RT	Параметр жаростій-
		1	0	3.185	0.503		11 986
		2	0.301	3.450	0.538		11,685
		3	0.477	3.715	0.570		11.509
973	1,027	4	0.602	3.842	0.584	11,986	11.384
		5	0,699	4,057	0,608	-	11,287
		6	0,778	4,234	0,627		11,208
		1	0	3,740	0,572	10,869	10,869
		2	0,301	4,805	0,682		10,568
1072	0,932	3	0,477	5,446	0,736		10,392
1073		4	0,602	5,940	0,770		10,267
		5	0,699	6,320	0,800		10,170
		6	0,778	6,680	0,825		10,091
	0.852	1	0	5,674	0,754	0.025	9,925
		2	0,301	8,468	0,928		9,624
1172		3	0,477	10,00	1,000		9,448
11/5	0,032	4	0,602	10,58	1,025	9,923	9,323
		5	0,699	10,858	1,036		9,226
		6	0,778	11,862	1,074		9,147
		1	0	14,887	1,173		9,160
		2	0,301	15,42	1,188		8,860
1272	0.785	3	0,477	15,84	1,200	9,16	8,684
12/3	0,785	4	0,602	16,18	1,209		8,560
		5	0,699	19,40	1,288		8,462
		6	0,778	19,63	1,293		8,383

Таблиця 1. Результати розрахунку параметрів жаростійкості плазмових покриттів

утворений прямою на графіку $\lg q - 1/T$ після логарифмування: $\lg K = \lg K (-Q/RT)$ lge.

Енергію активації можна розрахувати також за формулою:

$$Q = \frac{n \lg q_2/q_1 \cdot R}{\lg e \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)},$$
(2)

де e – основа натуральних логарифмів; R – універсальна газова постійна; T_1 і T_2 – досить далеко віддалені один від одного на графіку lg q – 1/T значення температури, K; q_1 , q_2 – питомі збільшення (втрата) маси, що відповідають значенням температур T_1 і T_2 .

Як і при розрахунку величини n в цьому випадку рекомендується вибирати значення T_1 і T_2 , що досить далеко віддалені один від одного.

Величина параметра жаростійкості (P) визначається виходячи з величини енергії активації процесу окислення покриття, розрахованої за формулами (1) і (2), а також використовуючи результати випробувань, проведених для отримання залежностей $\lg q - \lg t$ і $\lg q - 1/T$:

$$P = \frac{Q \lg e}{RT} - \lg t .$$
 (3)

Результати розрахунку параметра жаростійкості на підставі дослідження кінетичних залежностей процесу окислення плазмових покриттів при температурах 700...1000 °С представлені в табл. 1.

Проведені дослідження дозволили шляхом побудови параметричних діаграм жаростійкості (рис. 6) проводити оцінку довговічності захисних покриттів для будь-яких температур до 1000 °С (номограма).

Параметричним методом можна розрахувати середню швидкість корозії (окислення) металу [12]. Питома втрата (збільшення) маси та глибина корозії металу (товщина плівки) при заданих температурі та часу впливу окисного середовища можуть бути визначені двома способами. Один з



Рис. 6. Поєднана параметрична діаграма стану плазмового покриття з номограмою

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Таблиця 2. Розрахунки середньої швидкості корозії (окислення) ТіАІ плазмового покриття за допомогою параметричної діаграми жаростійкості

Температура, К	q_2	q_1	V_q
1023	5,52	4,52	0,25
1113	6,57	5,58	0,2475

них – аналітичний, що полягає в наступному: обчислюють параметр за формулою (3), потім із відповідної точки на осі Р параметричної діаграми (рис. 6) проводять ординату до перетину з параметричною лінією і з точки їх перетину – абсцис до oci lg q, де можна прочитати шукану величину втрати (збільшення) маси чи глибини корозії металу (товщини плівки). За заданими значеннями температури та часу окислення металу визначають за параметричною діаграмою величину втрати (збільшення) маси або глибини корозії (товщини плівки). Потім за допомогою співвідношення v = q/t визначають середню швидкість корозії металу протягом заданого часу. При цьому мають на увазі, що окислення починається коли метал має чисту поверхню, тобто до моменту, коли t = 0 метал не окислюється. Якщо потрібно визначити середню швидкість корозії для інтервалу часу $t_1 - t_2$, то з параметричної діаграми знаходять відповідні початку і кінця цього інтервалу величини q_1 і q_2 , а потім середню швидкість обчислюють за формулою

$$V_q = \frac{q_2 - q_1}{t_2 - t_1}.$$
 (4)

Другий спосіб визначення характеристик жаростійкості – графічний, він більш простий, тому що не вимагає жодних обчислень. В цьому випадку для зручності користування параметричною діаграмою, щоб не розраховувати значення параметрів, діаграму поєднують з номограмою *P*-1/*T* (рис. 6), причому осі Р номограми і діаграми паралельні, мають однаковий масштаб, а початок координат на обох осях розташовано друг проти друга. При спільному використанні діаграми та номограми характеристики жаростійкості визначають за розрахованими даними параметра жаростійкості, знаходячи спочатку на осі 1/T номограми значення заданої температури, потім – лінію заданого часу на номограмі, а вже за ними – параметр (на верхній осі діаграми) і так далі, як у першому випадку. Всі ці операції зводяться до переміщень по номограмі та діаграмі. Як приклад в табл. 2 наведено результати розрахунку для $t_1 = 1,5$ год, $t_2 = 5,5$ год.

Висновки

1. Жаростійкість порошків TiAl зі сплаву ПВТ65Ю35 та плазмових покриттів з нього досліджували шляхом нагрівання в середовищі повітря до 700...1000 °С з визначенням зміни ваги зразка і побудови параметричної діаграми жаростійкості.

2. В результаті аналізу кінетичних залежностей процесу окислення порошків ТіАl встановлено, що в усьому температурному інтервалі 700...1000 °С процес підпорядковується параболічному закону, тобто лімітуючою стадією є дифузія. Основним продуктом окислення при температурі 700 °С є оксид титану TiO₂, а при 800 °С і більш високих температурах утворюється також оксид алюмінію Al₂O₃.

3. При окисленні покриттів у дослідженому температурному інтервалі в якості додаткових фаз виявлено оксиди титану – TiO_2 та Ti_2O_3 . Кількість оксиду TiO_2 з підвищенням температури зростає.

4. Товщина оксидної плівки при підвищенні температури випробувань збільшується, а при 900 °С вона має чітку двошарову структуру, що свідчить про те, що в процесі дифузії утворення оксидної плівки відбувається як на границі метал– оксид, так і оксид–газ.

5. Встановлено, що питомий приріст маси (мг/см²·год) покриття TiAl при температурах 700...900 °С становив 0,18...0,62 і збільшився до 3,28 при 1000 °С.

6. Використання побудованої параметричної діаграми жаростійкості дозволяє оцінювати довговічність покриттів на основі TiAl для будь-яких температур до 1000 °C.

Список літератури

- Поварова К.Б., Антонова А.В., Банных И.О. (2003) Высокотемпературное окисление сплавов на основе TiAl. *Металлы*, 5, 61–72.
 Povarova, K.B., Antonova, A.V., Bannykh, I.O. (2003) Hightemperature oxidation of TiAl-based alloys. *Metally*, 5, 61–
- [in Russian].
 Umakoshi Y., Yamaguchi M., Sakagami T., Yamane T.(1989) Oxidation resistance of intermetallic compounds AI₃Ti and TiAl. *Journal of materials science*, 24, 1599–1603.
- Leyens C., Peters M., Kaysser W. (1997) Intermetallic Ti– Al coatings for protection of titanium alloys: oxidation and mechanical behavior. *Surfacce and Coatings Technology*, 94-95, 34–40.
- Liu, Z., Wang, G. (2005) Isothermal oxidation behavior of Ti₃Al-based alloy at 700 and 1000 °C in air. *Materials Science and Engineering A*, 397, 50–57.
- Ostrovskaya, O., Badini. C., Baudana, G. et al. (2018) Thermogravimetric investigation on oxidation kinetics of complex Ti–Al alloys. *Intermetallics*, 93, 244–250.
- 6. Dai J., Zhu J., Chen Ch., Weng F. (2018) High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of titanium alloys and titanium aluminides: A review. *Journal of Alloys and Compounds*, 685, 784–798.
- Leyens, C., Peters, M., Kaysser, W.A. (1996) Influence of intermetallic Ti–Al coatings on the creep properties of timetal 1100. *Scripta Materialia*, 35(12), 1423-1428.
- 8. Das K., Choudhury P., Das S. (2002) The Al-O-Ti (Aluminum-Oxygen-Titanium) System. *Journal of Phase Equilibria*, 23(6), 525-536.
- Ilatovskaia, M., Savinykh, G., Fabrichnaya, O. (2017) Thermodynamic Description of the Ti–Al–O System Based on Experimental Data. *J. Phase Equilib. Diffus.*, 38, 175–184.

40

 Никитин В.И. (1976) Расчет жаростойкости металлов. Москва, Металлургия. Nikitin, V.I. (1976) Calculation of heat-resistance of metals.

Moscow, Metallurgiya [in Russian]. 11. Гимельфарб В.Н. (1980) Построение параметрической

 Гимельфарб В.Н. (1980) Построение параметрической диаграммы окисления самофлюсующихся сплавов. Известия АН БССР. Gimelfarb, V.N. (1980) Construction of parametric diagram of self-fluxing alloy oxidation. Izvestiya BSSR [in Russian].

Никитин В.И. (1981) Метод прогнозирования долговечности защитных покритий. Физ.-хим. механики материалов, 3, 95–99.
 Nikitin, V.I. (1981) Method of service life prediction of

protective coatings. *Fiz.-Khim. Mekhanika Materialov*, **3**, 95–99 [in Russian].

INVESTIGATION OF HEAT RESISTANCE OF PLASMA COATINGS FROM TIAI IN-TERMETALLIC WITH APPLICATION OF PARAMETRIC OXIDATION DIAGRAM

Yu.S. Borysov, A.L. Borysova, O.P. Gryshchenko, T.V. Tsymbalista, M.A. Vasylkivska

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

Heat resistance of plasma coatings from TiAl intermetallic was studied by heating in air environment at temperatures of 700...1000 °C with determination of the change of sample weight and plotting of the parametric diagram of heat resistance, as well as phase composition of coatings before and after testing. It was determined that titanium oxide TiAl (TiO₂) is the main product of coating oxidation, and at higher temperatures it is a mixture of TiO₂ and Al₂O₃ oxides. Titanium nitride (TiN), TiO, Ti₂O, Ti₂O₃ oxides and Ti₃Al intermetallic were found in the scale composition. Kinetic dependencies of oxidation process were used to perform calculations of heat resistance parameters for temperatures of 700...1000 °C that allows assessment of durability of TiAl intermetallic coating for any temperatures up to 1000 °C. Calculations of average oxidation rate showed that heat resistance diagrams can be used to determine the main heat resistance characteristics: specific weight loss and uniform corrosion depth. 12 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: plasma spraying, intermetallics, Ti-Al system, heat resistance, oxidation, parameteric diagram

Надійшла до редакції 16.06.2022



конференція ЗВАРЮВАННЯ ТА ТЕХНІЧНА ДІАГНОСТИКА ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ЕКОНОМІКИ УКРАЇНИ

м. Київ

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

Тематика конференції

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

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

- Автоматизація і роботизація технологій з'єднання та обробки матеріалів, математичне моделювання процесів та інформаційні технології
- Створення нових функціональних та конструкційних матеріалів і технологій їх отримання методами спеціальної електрометалургії
- Нові процеси і технології нанесення покриттів різного призначення та інженерія поверхні
- Матеріали, технології і вироби медичного призначення

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

Технології ремонту та відновлення інфраструктурних і промислових об'єктів.

Контрольні дати

Подання заявок для участі в конференції

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

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



ВИСОКОЧАСТОТНІ ГЕНЕРАТОРИ КОРОТКИХ ПОТУЖНИХ ІМПУЛЬСІВ СЕРІЇ АВІ-3500

Г.С. Маринський, В.А. Ткаченко, Н.А. Чвертко, С.В. Ткаченко, С.Д. Грабовський

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

В роботі представлені матеріали щодо створення в IE3 ім. Є.О. Патона компактних потужних високочастотних генераторів імпульсів високої напруги, які можуть виступати в якості прототипів апаратури для реалізації процесу незворотної електропорації – перспективного методу боротьби із злоякісними новоутвореннями. Коротко наведені особливості даного процесу та стан світового ринку обладнання для його реалізації. Описані основні особливості конструкції та представлені базові технічні характеристики пілотних зразків відповідних апаратів конструкції IE3 ім. Є.О. Патона. Бібліогр. 12, рис. 11.

Ключові слова: високочастотні імпульсні генератори високої напруги, електрохірургія, незворотня електропорація, апаратура для боротьби із злоякісними новоутвореннями

Вступ. На сьогодні одним із перспективних напрямків боротьби зі злоякісними новоутвореннями вважається незворотня електропорація (або IRE), що полягає в безпосередньому впливу на пухлину надзвичайно коротких електричних імпульсів високої енергії [1–7]. Між декількох (від двох до шести) голкоподібних електродів, які вводяться в область злоякісного новоутворення короткими імпульсами протяжністю декілька десятків мікросекунд напругою до 3 кВ (рис. 1) проводиться електричний струм силою, що виміряється десятками ампер. Він дестабілізує клітинну структуру, утворюючи всередині мембрани нанощілини. Злоякісна клітина з пошкодженою мембраною гине. Пухлина руйнується. Точність влучення електричного розряду пухлини коригується КТ та УЗД.

Технологія IRE дозволяє проводити операції навіть у тих випадках, коли пухлина важкодоступна та поширила поодинокі метастази до інших органів. Вона виявляється особливо ефективною в лікуванні раку печінки, легенів, підшлункової залози та інших пухлин, розташованих поблизу кровоносних судин, нервів, а також інших чутливих структур організму. Винятково важливим є те, що процедуру лікування можна проводити повторно і при рецидивах ракових захворювань, і при віддалених метастазах, а також у разі неоперабельного раку, коли видалити пухлину класичним хірургічним способом вже неможливо.

Слід відзначити, що для реалізації технології Є.О. Патона НАН Ук ІRE необхідно досить специфічне та складне обладнання, яке досить обмежено представлене на світовому ринку. Одним із небагатьох відомих авторам пристроєм для здійснення незворотної електропорації, за допомогою якого виконана переважна більшість робіт з даного питання, є система NanoKnife (Наноніж) виробництва компа-© Г.С. Маринський, В.А. Ткаченко, Н.А. Чвертко, С.В. Ткаченко, С.Д. Грабовський, 2022

нії AngioDynamics, США, що у 2011 р. отримала дозвіл на практичне використання від Управління США з контролю за продуктами та ліками FDA за формою 510k (к102239). Зміни, пов'язані з удосконаленням Системи NanoKnife, внесені у форму 510к та зареєстровані FDA (к150089) 18 червня 2015 р. [8–10].

На рис. 2, *а* показано зовнішній вигляд системи NanoKnife з сенсорним монітором, електроди двох розмірів (15 та 25 см) та взаємне розташування двох, трьох та чотирьох електродів (рис. 2, δ). В апараті передбачений USB-рогt для експорту даних про проведену процедуру. Система комплектується інструментарієм, що має в своєму складі до шістьох електродів.

€ відомості [11], що в Інституті біологічного приладобудування РАН розроблено прилад для електропорації клітин, який використовується в клітинній інженерії, біотехнології та біології. Електропоратор складається з двох електрично зв'язаних блоків – контролера та камери. Одиничний імпульс чи серія імпульсів генеруються у двох діапазонах. У першому – амплітуда імпульсів – 100...500 В при тривалості 300 мкс...99 мс. У другому діапазоні – 500...3000 В тривалістю 5...99 мкс. Кількість імпульсів у серії – 1...99.

На базі попередніх досліджень, аналізу сучасних світових тенденцій та узагальнення власного досвіду з досліджень впливу високочастотного струму на різні біологічні тканини, IE3 ім. Є.О. Патона НАН України розроблена та відпрацьована загальна концепція створення генератора коротких високочастотних імпульсів надвисокої потужності, який може розглядатися в якості прототипу апарата для реалізації процедури незворотної електропорації. Дана концепція базується на використанні потужного накопичувача енергії, що живиться від стандартної електричної мережі, та



Рис. 1. Схема незворотної електропорації з використанням чотирьох електродів [7]: a - в ході попередніх обстежень визначається зона обробки методом IRE; $\delta - за$ допомогою ультразвуку голкоподібні електроди вводяться безпосередньо в зону розташування ракової пухлини; e - напруга в декілька тисяч вольт подається між кожною парою електродів у вигляді ультракоротких імпульсів протяжністю 10…100 мкс; e - потужне електричне поле руйнує мембрани клітин в зоні впливу з утворенням нанопор; $\partial -$ власні імунні клітини організму видаляють мертві клітини пухлини; e - клітини пухлини вбиті та зруйновані. Анатомічна структура збережена



Рис. 2. Зовнішній вигляд системи NanoKnife (*a*), види розташування електродів (б) [10]

перетворювача, який, використовуючи накопичену енергію, генерує серію коротких високочастотних імпульсів необхідної напруги та сили струму. Це дозволяє при мінімальному зовнішньому споживанні енергії отримати в імпульсі потужність, що може сягати в нашому випадку 120 кВт і вище. Тривалість імпульсів та частота їх повторюваності залежать від ємності накопичувача енергії та його здатності до відновлювання. Для реалізації даної концепції був розроблений спеціалізований апарат ABI-3500 (апарат високочастотний імпульсний), який дозволяє генерувати відповідні високочастотні імпульси та може розглядатися в якості прототипу обладнання для реалізації в клінічних умовах методу незворотної електропорації (рис. 3).

За попередньою концепцією і технічними умовами були створені нові схемні рішення із застосуванням потужної елементної бази та спеціально розробленого програмного забезпечення, яке уможливило високу якість контролю та керування процесом. Розроблені спеціальні високочастотні (ВЧ) модулі, що мають підвищену імпульсну вихідну потужність. Апарат має сучасну схему керування, звукову та світлову сигналізацію, що дозволяє хірургу контролювати процес, а також зрозумілий для хірурга інтерфейс.

Загальна структурна схема цього генератора представлена на рис. 4.

Блок живлення, структурна схема якого представлена на рис. 5, працює від мережі 220 В, 50 Гц. Здвоєний мережевий фільтр захищає його від зовнішніх перешкод. Після фільтрів напруга поступає на мережевий силовий випрямляч, через який живиться схема силових ключів перетворювача. Силові ключі через гальванічну розв'язку пов'язані зі схемою керування, яка задає закон роботи основних ключів для забезпечення стабільності вихідної напруги необхідної величини і забезпечує обме-



Рис. 3. Зовнішній вигляд апарата ABI-3500 (a) і він же зі знятим захисним кожухом (б)



Рис. 4. Структурна схема електронного блоку АВІ-3500

ження вихідного струму для підтримки необхідної вихідної потужності. Завдання вихідних параметрів напруги та струму надходить іззовні, через схему формування команд керування.

Інформація про струм і напругу на виході блока живлення через вимірювальний модуль надходить в схему керування даним блоком. Обмеження струму через силові ключі забезпечує схема захисту. Мережева напруга після випрямляча та модуля силових ключів перетворюється в змінну напругу частотою 60 кГц, яка через трансформатор гальванічної розв'язки потрапляє на силовий випрямляч. Згладжена LC фільтрами постійна напруга через вузол розряду накопичувальних конденсаторів подається на силовий модуль. В цьому блоці є вузол живлення схеми керування, який формує на виході стабільні напруги: +5 B, 2 A; +15 B, 1 A; ±15 B, 1A; ±25 B, 3 A;

Схема блоку живлення розділена на три гальванічно відокремлені зони:

- гальванічно пов'язана з мережею 220 B;
- гальванічно пов'язана з ВЧ-перетворювачем;
- гальванічно пов'язана з ланцюгами схеми керування.



Рис. 5. Структурна схема блоку живлення



Рис. 6. Схема блоку керування силовими модулями ВЧ (вузол формування аналогових сигналів)

Блок керування силовими модулями ВЧ (рис. 6) побудований на базі мікроконтролера, аналізує величини струму і напруги, а також команди керування, що надходять з вузла формування команд обміну. Сигнали з мікроконтролера, що забезпечує керування силовими модулями ВЧ за заздалегідь заданим алгоритмом, поступають на вузли формування цифрових та аналогових команд керування, де формуються сигнали управління силовим блоком ВЧ, блоком живлення по напрузі та струму, а також перемикання режимами роботи апарата.

Схема блоку керування складається з мікроконтролера, аналогового нормуючого підсилювача, вузла обробки аналогових сигналів, підсилювача сигналів керування для блоку живлення, ключа вмикання блоку живлення, а також зі схеми формування сигналів керування для високочастотного перетворювача, ключів керування, вузлів цифрових та аналогових команд керування та вузла формування команд обміну для зв'язку з контролером вищого рівня.

Мікроконтролер здійснює керування блоком живлення і високочастотною силовою частиною, відповідно алгоритму формує керуючі команди та обробляє сигнали зворотного зв'язку, а також підтримує необхідну вихідну потужність. Зворотній зв'язок, пов'язаний з властивостями тканини, здійснюється за допомогою контролю вихідних струму та напруги, на основі яких розраховується опір тканини та аналізується динаміка його зміни. Аналізуючи швидкість і напрямок зміни опору ураженої тканини, контролер має інформацію про стан тканини. Закладений алгоритм впливу на тканину, з використанням зворотного зв'язку по струму і опору тканини, дозволяє забезпечувати необхідний вплив на уражені ділянки тканини. Крім того, контролер формує команди перемикання величини вихідної напруги і підключення вихідної напруги до інструмента.

Команди керування та обміну з контролером верхнього рівня через гальванічну розв'язку подаються на мікроконтролер. Між контролерами проходить обмін інформацією. В схемі керування силовими модулями ВЧ присутня світлова індикація, яка вказує на наявність напруги та струму.

Структурна схема силового блоку ВЧ представлена на рис. 7.

Для гарантованого проходження сертифікаційних випробувань на пробивну напругу в 4,5 кВ, плата силового блоку високої частоти розбита на чотири гальванічно розв'язаних вузли.

В цьому блоці реалізована схема захисту силових транзисторів по струму, що включає датчик струму, комутатор і ланцюг гальванічної розв'язки. Вихід компаратора підключено до блокуючих входів драйверів, що забезпечує оперативний захист силових транзисторів.

Драйвери, згідно поданих команд, формують керуючі імпульси для силових польових транзисторів, зібраних в мостову схему. Силова частина може використовувати напругу від 20 до 400 В, що суттєво збільшує діапазон вихідної потужності.

Для захисту по струму на виході силової напруги високої частоти встановлено датчик струму, який видає пропорційні величинам струму сигнали.



Рис. 7. Структурна схема блоку силового модуля

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Трансформатор напруги є елементом гальванічної розв'язки і забезпечує вимірювання вихідної напруги, що допомагає здійснювати зворотний зв'язок в схемі керування та звукової індикації.

Структурна схема блоку індикації та програмування високочастотного апарата представлена на рис. 8. Головним елементом блока індикації є мікропроцесор, який обробляє інформацію, що надходить на його входи від клавіатури та вузлів зв'язку з нижнім процесором, та забезпечує алгоритм роботи апарату. Аналізуючи команди, які надходять із зовнішніх пристроїв, та маючи зв'язок з контролером нижнього рівня, мікроконтролер, згідно закладеному алгоритму, забезпечує зміну параметрів вихідного сигналу апарата та його роботу згідно вибраних параметрів та алгоритмів.

Проведені випробування генератора показали відповідність його параметрів вимогам, що ставляться до такого роду апаратури.

Основні технічні характеристики апарата ABI-3500

Потужність, що споживається від мережі живле	ння,
В А, не більше	600
Частота діючого струму, кГц:	
стандартна	
підвищена	
Максимальна вихідна напруга, В, не більше	
стандартна	
підвищена	3000
Вихідна потужність імпульсів, кВт, не більше	
стандартна	12,5
підвищена	
Максимальний вихідний струм, А, не більше	
стандартний	25
підвищений	40
Тривалість пакета імпульсів, мкс, не більше	
стандартна	60
підвищена	

На рис. 9 представлена осцилограма типового одиночного імпульсу напругою близько 500 В та силою струму понад 40 А на частоті 250 кГц потужністю понад 20 кВт. Тривалість імпульсу близько 90 мкс.

За результатами випробувань апарату ABI-3500, базуючись на тих самих принципах, був створений прототип багатоцільового апарату, що отримав назву ABI-3501, зовнішній вигляд якого представлений на рис. 10, а базові технічні характеристики наведені нижче. Беручі до уваги широкий діапа-



Рис. 8. Структурна схема блоку індикації



Рис. 9. Осцилограма одиночного імпульсу, отриманого на генераторі ABI-3500

зон вихідної напруги, цей апарат може з успіхом використовуватися як для ВЧ імпульсного зварювання живих тканин, що показало свою ефективність [12], так і для робіт в галузі незворотної електропорації.

Даний дослідний зразок-прототип пройшов попередні базові випробування, в результаті яких були підтверджені його основні технічні характеристики.

Технічні характеристики апарата ABI-3501
Потужність, що споживається від мережі живлення,
В.А, не більше
Частота діючого струму, кГц
Тривалість пакета імпульсів, мкс, не більше100
Максимальна імпульсна високочастотна вихідна
напруга, В, не більше
Максимальний імпульсний високочастотний
вихідний струм, А, не більше20
Габаритні розміри корпусу електронного блоку
апарата, не більше, мм 440×450×170
Маса електронного блоку апарата, не більше, кг15



Рис 10. Зовнішній вигляд дослідного зразка-прототипу апарата ABI-3501



Рис. 11. Зовнішній вигляд апарата ABI-3501 з рідкокристалічним дисплеєм (проект)

Можливе подальше удосконалення апарата ABI-3501 за рахунок використання рідкокристалічного дисплея, який, замість цифрової індикації, подає більш розширену інформацію та здатен показувати повну графіку, малюнки, діаграми, а також дає можливість вдосконалення технічних характеристик, підвищення точності відпрацювання програм за рахунок введення прискореного зворотного зв'язку з пристроями. Один із варіантів проекту такого апарата наведено на рис. 11. Можливо також збільшення вихідної напруги імпульсів до 3 кВ за рахунок використання додаткових силових блоків.

В цілому слід зазначити, що дана розробка є важливою складовою комплексу апаратури для незворотної електропорації, яка має включати ще відповідний інструментарій та систему моніторингу його позиції відносно ділянки тіла, що обробляється.

Список літератури/References

1. Salvatore Paiella, Roberto Salvia, Marco Ramera et al. (2016) Local Ablative Strategies for Ductal Pancreatic Can-

cer (Radiofrequency Ablation, Irreversible Electroporation): A Review. Hindawi Publishing Corporation Gastroenterology Research and Practice, Article ID 4508376, 10. http://dx.doi. org/10.1155/2016/4508376

- Matilde Tschon, Francesca Salamanna, Mattia Ronchetti et al. (2016) Feasibility of Electroporation in Bone and in the Surrounding Clinically Relevant Structures: A Preclinical Investigation. *Technology in Cancer Research & Treatment*, 15(6), 737–748.
- Панченков Д.Н., Иванов Ю.В., Пикунов Д.Ю. и др. (2013) Необратимая электропорация метастазов колоректального рака в печень с использованием системы «NANOKNIFE». Клиническая практика, 1, 37–42.
 Panchenkov, D.N., Ivanov, Yu.V., Pikunov, D.Yu. et al.

(2013) Irreversible electroporation of metastases of colorectal cancer into liver using NanoKnife system. *Klinicheskaya Praktika*, **1**, 37–42 [in Russian].

- Natanel Jourabchi, Kourosh Beroukhim, Bashir A. Tafti et al. (2014) Irreversible electroporation (NanoKnife) in cancer treatment. *Gastrointest Interv*, 3, 8–18.
- 5. Peter GK Wagstaff, Mara Buijs, Willemien van den Bos et al. (2016) Irreversible electroporation: state of the art. *OncoTargets and Therapy*, **9**, 2437–2446.
- Stephen T. Kee, Julie Gehl, Edward W. Lee. (2011) *Clinical* Aspects of Electroporation. Springer Science+Business Media, LLC.
- 7. https://swissnanoknife.com/en/nanoknife/
- 8. http://eurodoctor.ru/medUSA/CancertreatmentsystemNano-KnifeintheUS/
- 9. Рекламна брошура NanoKnife NanoKnife promotional booklet.
- 10. https://oncogermany.de/nano-knifeGermany/
- Хохлов А.М., Шугайло, Кононенко В.В., Костенко С.А. (2007) Устройство для электропорации клеток. *Научное приборостроение*, 17, 4, 79–81. Khokhlov, A.M., Shugajlo, Kononenko, V.V., Kostenko, S.A. (2007) Device for cell electroporation. *Nauchnoe Priborostroenie*, 17(4), 79–81 [in Russian].
- Маринський Г.С., Лопаткіна К.Г., Чернець О.В. та ін. (2021) Нові алгоритми високочастотного зварювання біологічних тканин. Автоматичне зварювання, 2, 17–21. Marynskyi, G.S., Lopatkina, K.G., Chernets, O.V. et al. (2021) New algorithms of high-frequency welding of biological tissues, The Paton Welding J., 2, 14-17.

HIGH-FREQUENCY GENERATORS OF SHORT POWERFUL PULSES OF ABI-3500 SERIES

G.S. Marynskyi, V.A. Tkachenko, N.A. Chvertko, S.V. Tkachenko, S.D. Grabrovskyi

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 work presents materials on development at PWI of compact powerful high-frequency generators of high-voltage pulses, which can act as prototypes of equipment for realization of the process of irreversible electroporation – a promising method to combat malignant tumors. The peculiarities of this process and the state of the world market of equipment for its realization are briefly given. Described are the main design features and basic technical characteristics of pilot samples of the respective apparatuses of PWI design. 12 Ref., 11 Fig.

Keywords: high-frequency high-voltage pulse generators, electrosurgery, irreversible electroporation, apparatuses for fighting malignant tumors

Надійшла до редакції 26.05.2022

XVI Міжнародна конференція з проблем корозії та протикорозійного захисту матеріалів

«Корозія-2022»

15-16 листопада 2022 р., Львів, Україна

Оргкомітет продовжує реєстрацію учасників до 30 вересня 2022 р. та формує збірник тез конференції.

Матеріали доповідей, що містять нові та оригінальні результати, будуть відібрані для публікації у журналі «Materials Science» (Scopus). https://www.ipm.lviv.ua/corrosion2022

РЕАКТИВНО-ФЛЮСОВЕ ПАЯННЯ АЛЮМІНІЮ З ТИТАНОМ

О.М. Сабадаш, С.В. Максимова

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

При паянні різнорідних з'єднань алюмінію АД1 з титаном ВТ1-0 при температурі 605…610 °С припоєм Al–12Si в аргоні застосування реактивного флюсу $KAlF_4-10K_2SiF_6$ з добавками сполук CoF_2 , K_2ZrF_6 , сприяє формуванню якісного з'єднання за рахунок утворення на контактній поверхні легкоплавкого сплаву системи Al–Si. Новоутворений при реактивно-флюсовому паянні легкоплавкий сплав системи Al–Si може самостійно виконувати функцію припою при формуванні з'єднання з різнорідних металів. Відновлений з флюсу кобальт мало впливає на структуру шва і міцність з'єднання. При застосуванні припою Al–12Si і реактивного флюсу $KAlF_4-10K_2SiF_6-5K_2ZiF_6$, який містить калій–цирконій фторид (K_2ZiF_6), спостерігається певне подрібнення структури (дендритів твердого розчину на основі алюмінію) паяного шва зі сторони алюмінію, що сприяє підвищенню міцності на зсув паяних з'єднань алюміній – титан. Бібліогр. 33, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: алюміній, титан, реактивно-флюсове паяння, припій Al–Si, реактивний флюс системи KF– AlF_3 – K_2SiF_{o} паяне з'єднання

Вступ. Конструкції з алюмінію і титану є оптимальними за співвідношенням міцність/вага, мають високу корозійну стійкість і міцність та характеризуються широким спектром потенційних застосувань в автомобільній та аерокосмічній промисловості.

На даний час активно розробляються методи зварювання і паяння алюмінію з титаном, механічно навантажені з'єднання яких використовуються в конструкціях різних виробів. Формування якісного з'єднання алюмінію і титану, а також їх сплавів є складною проблемою через значну відмінність фізико-хімічних властивостей металів (температура плавлення, коефіцієнт теплового розширення, теплопровідність, корозійна стійкість), активну взаємодію з газами (O₂, N₂, H₂), присутність на поверхні щільної плівки з тугоплавких оксидів і здатність утворювати крихкі інтерметалідні сполуки.

Ефективне використання електромагнітного випромінювання, присаджувального матеріалу, конфігурації з'єднання при лазерному зварюванні-паянні [1-6]; вдосконалення геометричної форми обертального інструмента і оптимізація режимів його руху при зварюванні тертям з перемішуванням [7-9] - це не повний комплекс засобів, спрямованих на руйнування високостабільної оксидної плівки, створення сприятливої структури шва і міцного з'єднання. При точковому зварюванні-паянні тертям з перемішуванням (близько температури плавлення евтектики Zn-Al) алюмінієвого сплаву A2014 і сплаву Ті6Al4V застосування подвійного покриття (Al i Zn) на титані підвищує (на 110 %) міцність з'єднання на зсув [10] порівняно з традиційною технологією.

Високотемпературне паяння в вакуумі (очищеному аргоні) алюмінієвим припоєм нижче критичної температури: (T < 800 °C) титану, (T < 630 °C) алюмінію, їх сплавів є кращим вибором щодо вартості та збереження механічних властивостей з'єднання з різнорідних металів [11–16]. Обмеження температури обумовлено небажаними змінами мікроструктури і властивостей як тонкостінного основного металу, так і з'єднання: тобто нижче $\alpha \leftrightarrow \beta$ -фазового перетворення в Ті [17, 18] і значної втрати міцності алюмінієвого сплаву при нагріві [19]. При взаємодії титану з рідким алюмінієм і припоями (систем Al--Me (Me = Ag, Cu, Si), Al-Si-Cu, Al-Si-Mg) утворюються крихкі інтерметалідні сполуки за стехіометричним складом близькі до TiAl, [20-22], Al, Ti[23] і Al, Si, Ti [12, 14, 24, 25], прошарок з яких по-різному впливає на міцність паяного з'єднання. Наприклад, збільшення часу витримки ($t \le 25$ хв) при температурі паяння 620 °С сприяє підвищенню міцності паяного припоєм Al-12Si-1Mg з'єднання Al/Ti [12]. При температурі 620 °С в результаті дифузії кремнію з припою в Al проходить ізотермічна кристалізація твердого розчину, а на титані утворюється подвійний шар з інтерметалідних сполук Al₅Si₁₂Ti₇, Al₁₂Si₂Ti₅

Попереднє нанесення проміжного шару зі сплаву (67Ад–33Аl) або покриття (50Zn–50Аl) на титан при паянні припоєм Al-Si шляхом занурення в розплав флюсу [26] і у вакуумі [27] не призводить до суттєвого зростання міцності на зсув ($\tau_{xc} \le 40$ МПа) з'єднання Al/Ti.

За результатами досліджень встановлено, що застосування реактивного флюсу сольової системи KF–AlF₃–K₂SiF₆ покращує змочування і формування з'єднання між деталями при високотемпературному паянні алюмінієвих сплавів з низьким ($\leq 0,7$ мас. %) вмістом магнію і алюмінію зі сталлю [28–30]. При реактивно-флюсовому паянні

Сабадаш О.М. – https://orcid.org/0000-0003-0158-5760, Максимова С.В. – https://orcid.org/0000-0002-9582-8673 © О.М. Сабадаш, С.В. Максимова, 2022

проходить активне очищення контактної поверхні алюмінію, за короткий час зі сполуки K_2SiF_6 відновлюється кремній, в результаті дифузії в рідкому стані змінюється його вміст в шві і, відповідно, властивості з'єднання з однорідних і різнорідних металів.

Покращення змочування припоєм алюмінію і титану при флюсовому паянні, поверхня яких вкрита міцною тугоплавкою оксидною плівкою, і можливість легування шва елементами, відновленими з реактивного фторидного флюсу, є чинником формування якісних з'єднань вузлів з різнорідних матеріалів.

У даній роботі представлені результати досліджень структури і міцності з'єднання титану з алюмінієм, сформованого з застосуванням припою Al–12Si і порошкового флюсу сольової системи KF–AlF₃–K₂SiF₆ з добавками CoF₂, K₂ZrF₆ в температурно-часових режимах, що визначені для високотемпературного паяння алюмінію в аргоні.

Матеріали і методика експерименту. Для експериментів використовували таврові зразки (підкладка розміром $40 \times 40 \times 1$ мм, стрічка – $40 \times 5 \times 1$ мм, складені з вузьким зазором розміром менше 0,1 мм) з алюмінієвого сплаву АД1 та титану ВТ1-0, припій АК12 системи Al–Si (табл. 1) і негігроскопічні реактивні флюсі: КА1F₄–10K₂SiF₆, КА1F₄–10K₂SiF₆–CoF₂, КА1F₄–10K₂SiF₆–5K₂ZrF₆.

Методом препаративного синтезу із застосуванням реагентів (фтористоводневої кислоти HF, гідроксидів алюмінію Al(OH), і калію КОН, діоксиду кремнію SiO₂) одержували реактивний флюс $KA1F_4 - 10K_2SiF_6$. Змішуванням реактивного флюсу з додаванням готових хімічних сполук $CoF_{2}(xy), K_{2}ZrF_{6}(xy)$ отримували необхідні композиції однорідної дисперсної порошкової суміші. Перед паянням металеві зразки очищали в водних розчинах: 15% NaOH – знежирювали, 20 об. % HNO₂, 2 об. % HF – травили та промивали між операціями в дистильованій воді. Таврові зразки складали шляхом розміщення стрічки з алюмінієвого сплаву (титану) на підкладці основного металу. Вздовж лінії контакту стрічки з підкладкою основного металу наносили порошковий флюс вагою ~ 0,06 г (в верхній зоні зразка) та наважку (0,17 г) алюмінієвого припою A1-12Si з флюсом (в нижній зоні зразка). Флюсове паяння здійснювали при температурі $600...620 \pm 2$ °C у середовищі чистого аргону (об. %): 99,987Ar, 0,002O₂, $0,01N_2, 0,001H_2O$ при $T_p = -58 \circ C$). Зображення зразка отримували за допомогою цифрової камери Panasonic FZ-30. Мікроструктуру паяних з'єднань досліджували за допомогою оптичного (Neophot-32) і скануючого растрового електронного мікроскопу (JSM840). Міцність паяних з'єднань визначали випробуванням на розтяг насувних зразків (складені дві пластини розміром: довжина 55 мм, ширина робочої частини 15 мм, товщина 1,0 мм) на розривній машині P-5 з максимальним зусиллям 50 кН. Для проведення розрахунків вільної енергії Гіббса використовували математичні методи обробки з застосуванням програми HSC 6.0.

Результати досліджень та обговорення. За розрахунками (за допомогою програми HSC 6.0) зміни вільної енергії Гіббса (Δ G) встановлено характер проходження хімічних реакцій (1), (2) при взаємодії алюмінію з хімічними сполуками (K_2SiF_6 , CoF₂) в умовах високотемпературного паяння:

$$4Al + 3K_2SiF_6 = K_3AlF_6 + 3KAlF_4(g) +$$

+ 3Si (
$$\Delta G_{600\,^{\circ}\text{C}} = -942$$
 кДж). (1)

Результатом взаємодії алюмінію з гексафторсилікатом калію (K_2SiF_6) за реакцією (1) можливим є відновлення кремнію в складі подвійного фториду.

Проведені дослідження взаємодії реактивного флюсу сольової системи $KF-AlF_3-K_2SiF_6$ на алюмінієвій підкладці (що вище температури утворення подвійної евтектики Al–Si) в атмосфері аргону високої чистоти показали [31], що на поверхні алюмінію відбуваються два процеси: відновлення кремнію зі складу гексафториду калію і контактно-реактивне плавлення кремнію з алюмінієм. В результаті такої взаємодії формується металічний шар системи Al-Si, який покращує змочування і капілярні властивості припою та може самостійно виконувати функцію припою при заповненні вузького зазору.

За результатами розрахунку в умовах високотемпературного паяння кобальт може відновлюватись алюмінієм зі фториду CoF₂ за реакцією (2):

$$2Al + 3CoF_2 = 2AlF_2 + 3Co$$

$$(\Delta G_{600\,°C} = -926, 123$$
 кДж). (2)

Рівновага процесів (1) і (2) повністю зміщена в бік продуктів взаємодії.

Послідовність хімічних реакцій (3) і (4) взаємодії фторцирконату калію (K_2 ZrF₆) з алюмінієм, що відбуваються при високих температурах, досліджена в роботі [32]:

$$4Al + 3K_2ZrF_6 \rightarrow K_3AlF_6 + 3KAlF_4 + 3Zr, \quad (3)$$

9A1 + 3Zr \rightarrow 3Al.Zr. (4)

Таблиця 1. Хімічний склад основних матеріалів і припою, мас. %

				-	-	-						
Метал	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti	Al	0	N	Н	С
АД1	0,15	0,30	0,30	0,05	0,02	0,05	0,10	99,3	-	_	_	-
BT1-0	0,1	0.15	-	_	-	_		—	0,2	0,04	0,01	0,07
AK12	1013	<1,5	<0,6	<0,5	<0,1	<0,1Zn	<0,1	-84,3	_	-	_	_



Рис. 1. Зовнішній вигляд таврового зразка з розплавленим припоєм A1–12Si і флюсом KA1F₄–10K₂SiF₆ після нагріву до температури: a - 585 °C, t_0 ; $\delta - 605 \pm 2$ °C, t = 8 c; $e - 605 \pm 2$ °C, t = 16 с (e) з'єднання алюмінію (AД1)

Рентгеноструктурний аналіз підтверджує появу в продуктах реакцій (3), (4) сполук KAlF₄, K₃AlF₆, Al₃Zr [32]. При використанні припою системи Al– Si кремній реагує з K₂ZrF₆. На основі результатів рентгеноструктурного аналізу продуктів, отриманих після нагрівання в вакуумі сумішей K₂ZrF₆ + (Si) або K₂ZrF₆ + (A1–7Si) при 700 °C, показано, що реакція між K₂ZrF₆ та кремнієм не відбувається [32]. При температурних режимах паяння є можливим відновлення (процеси 1-3) алюмінієм металів Si (умовно відноситься до металів), Co, Zr з хімічних сполук K₂SiF₆, CoF₂, K₂ZrF₆.

Взаємодія в гетерогенній системі «сольовий розплав (флюс $KF-AlF_3-K_2SiF_6$) – металевий сплав (припій Al–Si) – твердий метал (Al, Ti)» визначає характер змочування і формування припоєм міцного нероз'ємного з'єднання при паянні.

Для дослідження формування паяного з'єднання зі сплаву АД1 використовували таврові зразки зі стрічкою сплаву АД1, в нижній зоні якого розміщено припій A1–12Si з флюсом, а в верхній зоні – лише флюс (рис. 1, а). При нагріванні такого зразка до температури 605 °С в нижній зоні відбувається заповненню зазору, довжина якого сягає 40 мм (рис. 1, б), а в верхній зоні (при застосуванні лише флюсу) зазор заповнюється на довжину L = 16 мм (новоутвореним легкоплавким сплавом Al-Si). Збільшення часу витримки при нагріві даного зразка до 16 с призводить до завершення формування з'єднання новоутвореним легкоплавким сплавом системи Al-Si (рис. 1, в). Підвищення температури з моменту розплавлення припою є головним чинником покращення змочування і капілярних властивостей припою при формуванні з'єднання. Висока взаємна розчинність розплавленого припою і новоутвореного легкоплавкого сплаву, які належать до однієї металевої системи Al-Si, позитивно впливає на кінетику заповнення вузького зазору.

Таким чином, на основі проведених досліджень встановлена послідовність протікання процесу формування паяного з'єднання алюмінію в середовищі аргону: розплав флюсу сольової системи KF–AlF₃–K₂SiF₆ змочує і очищує поверхню металу; новий стан поверхні (очищений) активує процес відновлення кремнію з флюсу (алюмінієм), подальша взаємодія кремнію з алюмінієм в результаті контактного плавлення сприяє утворенню легкоплавкого сплаву Al–Si у вигляді суцільного шару, який покращує змочування припоєм основного металу. У випадку відсутності припою новоутворений сплав (Al–Si) під дією капілярних сил заповнює зазор і при охолодженні відбувається його кристалізація (рис. 1). В обох випадках ми отримуємо якісне паяне з'єднання, що відрізняється лише шириною паяного шва.

При паянні алюмінію з титаном без присаджування припою нагрів до температури 585 °С теж призводить до відновлення кремнію з флюсу на контактній поверхні алюмінію і формування легкоплавкого сплаву системи Al–Si, який покращує змочування обох основних металів та самостійно виконує функцію припою в процесі паяння. Отриманий зразок алюмінієвої підкладки з титановою стрічкою свідчить про хороше заповнення капілярного зазору (рис. 2).

Відмінність змочування алюмінієвим припоєм системи Al–Si титанової підкладки в тому, що на контактній поверхні утворюється прошарок з інтерметалідних сполук [20, 23].

Результати проведених експериментів показали, що з метою заповнення припоєм зазору при паянні титану з алюмінієм і використанні в якості підкладки титану (лише з флюсом), необхідно під-



Рис. 2. Зовнішній вигляд таврового зразка АД1 (підкладка)/ ВТ1-0 (стрічка) з флюсом $KA1F_4-10K_2SiF_6$ без застосування припою після нагріву до температури 605 ± 2 °C, t = 18 с в аргоні

вищити температуру та збільшити час витримки до близько 1,5...2,5 разів (рис. 3).

Подальше підвищення температури паяння (на 5…7 °C) сприяє формуванню з'єднання титанової підкладки з алюмінієвою стрічкою як з використанням припою A1–12Si, так і без присаджування припою з застосуванням реактивного флюсу $KA1F_4-10K_2SiF_6$.

На основі проведених експериментів визначено температурний інтервал ($T = 610 \pm 2$ °C) формування якісного паяного з'єднання Al/Ti (на підкладці з Al i Ti) в аргоні високої чистоти зі 100 % з заповненням вузького ($a \le 0,1$ мм) зазору при застосуванні реактивного флюсу KA1F₄– 10K₂SiF₆ і припою Al–12Si та тільки флюсу – без присаджування припою. Паяння основних металів проводиться при температурі близько 0,95 від температури солідусу алюмінієвого сплаву, а подальше підвищення температури може привести до повного знеміцнення, наприклад, елементів тонкостінної конструкції. Активне проходження хімічної реакції між сольовим розплавом флюсу і контактною поверхнею основного металу обмежує час витримки при температурі паяння.

Детальне дослідження мікроструктури з'єднань, що отримані шляхом реактивно-флюсового паяння з застосуванням припою показало хороше формування швів (рис. 4, a-6, a). Зразки паяли за однакових температурно-часових режимів: температура 610 ± 2 °C, час витримки t = 30 с. За результатами металографічних досліджень встановлено, що при застосуванні припою (Al–Si) і флюсу KAlF₄–10K₂SiF₆ структура паяного шва складається з дендритів твердого розчину на основі алюмінію (α -Al), евтектики Al–Si (e), яка виділяється в міждендритних проміжках і суціль-



Рис. 3. Зовнішній вигляд таврового зразка ВТ1-0 (підкладка)/АД1(стрічка) з припоєм A1–12Si і флюсом KA1F₄–10K₂SiF₆ після нагріву до температури: 585 °C, t_0 (*a*); 610 ± 2 °C, t = 26 с (*б*) і без присаджування припою (585 °C, t_0) (*в*); після кристалізації з'єднання (610 ± 2 °C, t = 44 с) (*г*) в аргоні



Рис. 4. Мікроструктура з'єднання Al/Ti, паяного з припоєм Al–12Si і флюсом KAlF_4 –10 $\text{K}_2\text{SiF}_6(a)$; без присаджування припою лише з флюсом KAlF_4 –10 $\text{K}_2\text{SiF}_6(b)$



Рис. 5. Мікроструктура з'єднання Al/Ti, паяного припоєм Al–12Si і флюсом $KAlF_4-10K_2SiF_6-2CoF_2(a)$, флюсом $KAIF_4-10K_2SiF_6-2CoF_2(a)$, флюсом $KAIF_4-10K_2SiF_6-2CoF_2(a)$, флюсом $KAIF_4-10K_2SiF_6-2COF_2(a)$, флюсом $KAIF_4-2COF_2(a)$, флюсом $KAIF_4-2COF$



Рис. 6. Мікроструктура з'єднання Al/Ti, паяного припоєм Al–12Si і флюсом $KAlF_4$ –10 K_2SiF_6 –5 K_2ZrF_6 (*a*), флюсом $KAlF_4$ –10 K_2SiF_6 –5 K_2ZrF_6 без присаджування припою (δ)

ного інтерметалідного шару (ІМШ) на титані товщиною $\delta = 8...10$ мкм (рис. 4, *a*).

Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що вміст кремнію в α -Al тв. р. становить (0,54 %), а в евтектичній складовій ($\Box 12,8$ %) при застосуванні припою Al–Si і реактивного флюсу KAlF₄–10K₂SiF₆. Інтерметалідний шар на титані утворений сполукою Ti_{37,24}Al_{61,5}Si_{1,26}, яка за стехіометричним складом [20] близька до фази TiAl₃ (37,2 % Ti), що містить незначну концентрацію кремнію.

В з'єднаннях, сформованих при застосуванні реактивного флюсу без присаджування припою (рис. 4, б), формується значно менша кількість евтектичної складової в тонких міждендритних

Таблиця 2. Вміст хімічних елементів в паяному з'єднанні Al/Ti, мас. %

AI/ 11, Mac. %				
Складова	Al	Si	Со	Ti
α-Аl тв. р.	99,46	0,53	0,01	0
(e)	87,9	12,0	0,10	0
IMIII (Ti)	61,52	0.9	0,08	37,5

проміжках α -Al і спостерігається зменшення товщини інтерметалідного шару до $\delta \leq 3$ мкм.

При застосуванні припою Al–12Si і реактивного флюсу KAlF₄–10K₂SiF₆–2CoF₂ вміст кремнію в твердому розчині (α –Al) та в евтектичній складовій майже не змінюється (рис. 5 *a*, табл. 2).

Вміст кобальту (0,10 мас. %) в евтектиці не впливає на розмір дендритів твердого розчину на основі алюмінію.

При застосуванні припою Al–12Si і реактивного флюсу $KAlF_4-10K_2SiF_6-5K_2ZrF_6$, який вміщує калій–цирконій фторид K_2ZrF_6 , концентрація кремнію в α-Al тв. р. залишається на тому ж рівні, а в евтектичній складовій знижується до 10,63 мас. % (рис. 6, *a*, табл. 3).

Таблиця 3. Вміст хімічних елементів в паяному з'єднанні Al/Ti, мас. %

Складова	Al	Si	Zr	Ti
α-Al тв. р.	98,84	0,56	0,16	0
(e)	89,18	10,63	0,19	0
IMIII (Ti)	62,83	0,8	0,17	36,2



Рис. 7. Мікроструктура ділянки шва з'єднання Al/Ti, паяного припоєм Al–12Si і флюсом KAlF₄–10K₂SiF₆–5K₂ZrF₆



Рис. 8. Міцність насувного з'єднання Al/Ti, паяного припоєм Al-12Si з застосуванням реактивних флюсів: $KAlF_4-10K_2Si_6$ (I), $KA1F_4-10K_2Si_6-2CoF_2$ (II), $KAlF_4-10K_2Si_6-5K_2ZrF_6$ (III)

Результати локального мікрорентгеноспектрального аналізу показали, що при застосуванні флюсу KAlF₄–10K₂SiF₆–5K₂ZrF₆, який містить калій–цирконій фторид (IV) (K₂ZrF₆), в евтектичній складовій знаходиться 0,19 мас. % Zr (табл. 3). Крім того, спостерігається певне подрібнення дендритів твердого розчину на основі алюмінію (рис. 7).

Такий же ефект подрібнення мікроструктури спостерігається при легуванні цирконієм (0...0,5 мас. %) евтектичного сплаву системи Al–12,4Si [33]. На прикладі литого сплаву Al–12,4Si–0,2Zr показано збільшення до 12 об. % вмісту евтектичної фази при легуванні цирконієм литого алюмінієвого сплаву і, відповідно, зменшення об'єму α -Al, що сприяє підвищенню міцності на розтяг до $\sigma_{p} = 100$ МПа [33].

За результатами механічних випробувань встановлено, що при температурі 20 °С максимальна міцність насувного зразка Al/Ti становить $\tau_{32} = 61$ МПа при використанні припою Al-12 % Si та реактивного флюсу KAlF₄-10K₂Si₆-5K₂ZrF₆ (рис. 8).

Висновки

1. При паянні різнорідних з'єднань алюмінію АД1 з титаном ВТ1-0 припоєм Al-12Si застосування реактивного флюсу KF–AlF₃–10K₂SiF₆ сприяє очищенню поверхні основних металів і формуванню якісного з'єднання (при температурі 605...610 °С в аргоні).

2. При реактивно-флюсовому (KF-AlF₃-10K₂SiF₆) паянні різнорідних з'єднань алюмінію з титаном без присаджування припою на контактній поверхні алюмінію при температурі 585...610 °C в результаті відновлення алюмінієм кремнію з флюсу утворюється легкоплавкий сплав системи Al-Si, який самостійно виконує функцію припою.

3. При застосуванні припою Al–12Si і реактивного флюсу KAlF₄–10K₂SiF₆–5K₂ZrF₆, який містить калій–цирконій фторид (IV) (K₂ZrF₆), спостерігається певне подрібнення структури (дендритів твердого розчину на основі алюмінію) паяного шва зі сторони алюмінію, що сприяє підвищенню міцності на зсув паяних з'єднань алюміній–титан.

Список літератури/References

- Tomashchuk, I., Sallamand, P., Méasson, A. et al. (2017) Aluminum to titanium laser welding-brazing in V-shaped groove. *Journal of Materials Processing Technology*, 245 24–36. Doi:10.1016/j.jmatprotec..02.009
- 24–36. Doi:10.1016/j.jmatprotec..02.009
 Sahul, M., Sahul, M., Vyskoč, M. et al. (2017) Disk Laser Weld Brazing of AW5083 Aluminum Alloy with Titanium Grade 2. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(3), 1346–1357. Doi: 10.1007/s11665-017-2529-6
- Shelyagin, V.D., Bernatskyi, A.V., Berdnikova, O.M. et al. (2020) Effect of Technological Features of Laser Weldingof Titanium–Aluminium Structures on the Microstructure Formation of Welded Joints. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 42(3), 363–379. Doi: 10.15407/mfint.42.03.0363
- Dal, M., Peyre, P. (2017) Multiphysics Simulation and Experimental Investigation of Aluminum Wettability on a Titanium Substrate for Laser Welding-Brazing Process. *Metals*, 7(6), 218–232. Doi:10.3390/met7060218
- Chen, Y., Chen, S., Li. (2010) Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti/Al joint by laser welding-brazing. *Materials and De*sign, 31, 227–233. Doi:10.1016/j.matdes.2009.06.029
- Zhou, X., Duan, J., Zhang, F., et al. (2019) The Study on Mechanical Strength of Titanium-Aluminum Dissimilar Butt Joints by Laser Welding-Brazing Process. *Materials*, 12, 712–728. Doi:10.3390/ma12050712
- Choi, J.-W., Liu, H., Fujii, H. (2018) Dissimilar friction stir welding of pure Ti and pure Al. *Materials Science & Engineering A*, 730, 168–176. Doi:10.1016/j.msea.2018.05.117
- Fall, A., Jahazia, M., Khodabandehb, A. (2016) Effect of process parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir-welded Ti–6Al–4V joints. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5-8), 2919–2931, DOI: 10.1007/s00170-016-9527-y
- Yue, Y., Zhang, Z., Ji, S. (2018) Friction stir lap welding of 6061-T6 Al to Ti–6Al–4V using low rotating speed. *Ibid*, 96(5-8), 2285–2291. Doi:10.1007/s00170-018-1769-4.
- Zhou, X., Chen, Y., Li, S. (2018) Friction Stir Spot Welding-Brazing of Al and Hot-Dip Aluminized Ti Alloy with Zn Interlayer. *Metals*, 8, 922–935. Doi:10.3390/met8110922
- 11. Takemoto, T., Nakamura, H., Okamoto, I. (1990) Strength of titanium joints brazed with aluminum filler metals. *Transactions of JWRI*, 19(1), 45–49.
- Sohn, W.H., Bong, H.H., Hong, S.H. (2003)Microstructure and bonding mechanism of Al/Ti bonded joint using Al-10Si-1Mg filler metal. *Material of Science Engineering*, A355, 231–240. Doi:10.1016/S0921-5093(03)00070-4
- Eckardt, T., Hanhold, B., Petrasek, D. (2012) Evaluating low-temperature brazing filler metals for joining titanium. *Welding J.*, 91(2), 45–50.

ПРОЦЕСИ ПАЙКИ

- Khorunov, V.F., Voronov, V.V., Maksymova, S.V. (2012) Brazing of titanium alloys by using aluminium-base filler alloys. *Ibid*, **11**, 2–5.
- Voronov, V.V. (2013) Development of the technology for brazing of titanium alloys using filler alloys based on the Al– Mg system. *Ibid*, 2, 56–58
- Basude, A., Kumar, A., Rajasingh G. et al. (2022) Dissimilar joining of Titanium alloy to Aluminium using Al–Si based filler alloy by vacuum brazing technique. *Proc. IMechE Part L: Journal of Materials: Design and Applications* 0(0)1-14 Doi: 0.1177/14644207221081951
- 17. Leyens, C., Peters, M. (2003) *Titanium and Titanium Alloys. Fundamentals and Applications*. Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- Shapiro, A.E., Flom, Y.A. (2007) Brazing of Titanium at Temperatures below 800 °C: Review and Prospective Applications. *DVS-Berichte*, 243, 254–267
- Kaufman, J.G. (2008) Parametric Analyses of High-Temperature Data for Aluminum Alloys. Ohio, ASM International® Materials Park.
- Mondolfo, L.F. (1976) Aluminum Alloys: Structure and Properties. London, UK, Butterworths and Co., Ltd.
 Takemoto, T., Okamoto, I. (1988) Intermetallic compounds
- Takemoto, T., Okamoto, I. (1988) Intermetallic compounds formed during brazing of titanium with aluminium filler metals. *Journal of Materials Science*, 23(4), 1301–1308.
 Sujata, M., Bhargava, S., Sangal, S. (1997) On the formation
- Sujata, M., Bhargava, S., Sangal, S. (1997) On the formation of TiAl, during reaction between solid Ti and liquid Al. *Journal of Materials Science Letters*, 16, 1175–1178.
- Ohnuma, I., Fujita, Y., Mitsui, H. (2000) Phase equilibria in the Ti–Al binary system. *Acta Materialia*, 48, 3113–3123.
 Liu, S., Weitzer, F., Schuster, C. J. et al. (2008) On the reac-
- Liu, S., Weitzer, F., Schuster, C. J. et al. (2008) On the reaction scheme and liquidus surface in the ternary system Al– Si–Ti. *International Journal of Materials Research (formerly* Z. Metallkde.) 99, 705–711.

- Dezellusz, O., Gardiolaz, B., Andrieuxz, J. et al. (2014) On the Liquid/Solid Phase Equilibria in the Al-Rich Corner of the Al– Si–Ti Ternary System. *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*, 35(2), 137–145. Doi: 10.1007/s11669-014-0282-1
- 26. (1979) Aluminum Brazing Handbook. Third Edition. New Washington, Aluminium Association.
- Winiowski, A., Majewski, D. (2017) Brazing of Titanium with Aluminium Alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 62(2), 763–770.
 Khorunov, V.F., Sabadash, O.M. (2013) *Brazing of Alumini*-
- Khorunov, V.F., Sabadash, O.M. (2013) Brazing of Aluminium and Aluminium to Steel. Ch. 9. ed. By Duśan P. Seculić. Advances in Brazing. Science Technology and Applications/ Oxford-Cambridge Woodhead Publishing, England.
- Khorunov, V.F., Šabadash, O.M. (2009) Reactive-Flux Brazing of Aluminium to Steel. Welding & Material Testing, 4, 46–50.
- Khorunov, V.F., Sabadash, O.M. (2013) Flux Arc Brazing of Aluminium to Galvanised Steel. *The Paton Welding J.*, 2, 31–36.
- Sabadash, O.M., Maksymova, S.V. (2020) Formation and Structure of Al–Si Layer on Contact Surface of Aluminium– Reactive Flux of KF–AlF₃–K₂SiF₆ System. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 42, (8) 1079–1092 (in Ukrainian). Doi: 10.15407/mfint.42.08.1079
- Rocher, J.P., Quenisset, J.M., Naslain, R. (1989) Wetting improvement of carbon or silicon carbide by aluminium alloys based on a K₂ZrF₆ surface treatment: application to composite material casting. *Journal of Materials Science*, 24 (8), 2697–2703. Doi:10.1007/bf02385613
- Biswas, P., Patra, S., Kumar Mondal, M. (2020) Structure-property correlation of eutectic Al–12.4Si alloys with and without Zirconium (Zr) addition. *International Journal of Cast Metals Research*, 33(2-3), 134–145. Doi:10.1080/13 640461.2020.1769319

REACTIVE-FLUX BRAZING OF ALUMINIUM TO TITANIUM

O.M. Sabadash, S.V. Maksymova

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

At brazing dissimilar joints of AD1 aluminium to VT1-0 titanium at the temperature of 605...610 °C by Al–12Si brazing filler metal in argon application of reactive flux of KAlF₄–10K₂SiF₆ system with additives of CoF₂, K₂ZrF₆ compounds, promotes production of a sound joint due to formation of a low-melting alloy of Al-Si system on the contact surface. The low-melting alloy of Al-Si system newly-formed at reactive-flux brazing can independently fulfill the function of brazing filler metal at formation of a dissimilar metal joint. Cobalt reduced from the flux has little influence on weld structure and joint strength. At application of Al–12Si brazing filler metal and reactive flux of KAlF₄–10K₂SiF₆–5K₂ZrF₆ system, which contains potassium-zirconium fluoride (K₂ZrF₆), a certain refinement of the structure (dendrites of aluminium-based solid solution) is observed from the aluminium side that promotes an improvement of shear strength of aluminium-titanium brazed joints. 33 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: aluminium, titanium, reactive-flux brazing, Al-Si brazing filler metal, reactive flux of KF-AlF,-K,SiF, system, brazed joint

Надійшла до редакції 04.07.2022

НОВА КНИГА

Борис Євгенович Патон. Спогади Київ: «Горобець», 2022. – 236 с., іл. ISBM 978-966-2377-69-9



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

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

Як заощадити на контактних наконечниках і газових соплах – чотири ефективні способи

Зварювальні системи та роботи можуть створити оптимальні базові умови для зварювання MIG/MAG, але справжні дії відбуваються на передній частині та в центрі корпусу пальника. Температури до 15500 °C, бризки рідкого металу та безперервний абразивний знос зварювальним дротом: вплив цих теплових та механічних сил на зношувані деталі, наприклад контактні наконечники та газові сопла, є величезним. Отже, що можна зробити, щоб якомога довше відтермінувати неминуче зношування цих запчастин?

Чим рідше потрібно замінювати зношувані запчастини (наприклад, контактні наконечники, газові сопла та направляючі канали для пальників), тим краще – це добре впливає на довкілля, а клієнти отримують менші витрати на виробництво. Фактично, ці запчастини служать значно довше, коли вони точно та відповідно підібрані за розміром до зварювальних систем і зварювального матеріалу. Ось чому зношувані елементи мають відрізнятися від тих, що використовуються для зварювання алюмінію та CuSi, для сталі та сплавів CrNi.

Перш ніж перейти до чотирьох способів, необхідно відповісти на одне запитання: чому з часом ці запчастини втрачають свої якості? Зварювання MIG/MAG неможливе без контактного наконечника: контактний наконечник, який також називають контактором або контактною трубкою, є місцем, в якому струм передається до зварювального дроту за допомогою «контакту ковзання»: це означає, що дріт і внутрішня поверхня наконечника знаходяться в постійному контакті, де відбувається зно-



Газове сопло з бризками

шування. Таким чином, «зношування» є основною причиною того, чому контактні наконечники з часом стають непридатними для використання. Постійне тертя дроту змінює внутрішню поверхню та розмір контактного наконечника, саме тоді коли зварювальний дріт і контактний наконечник знаходяться в постійному контакті один з одним. Потік струму стає нестабільним, як і дуга, і наконечник потрібно замінити.

Іншою основною частиною, що швидко зношується, є газове сопло, яке знаходиться на корпусі пальника для зварювання MIG/MAG. Воно відповідає за утворення захисту навколо зварювальної дуги та зварювальної ванни. Температура має вирішальне значення на термін служби газових сопел: якщо газове сопло занадто гаряче, то більше бризок прилипає до нього – вони можуть сплавитися з газовим соплом, і в результаті їх буде неможливо видалити. Коли використовується охолоджене сопло, бризки не прилипають до нього та не сплавляються з ним.

Важливо, щоб для сталі та алюмінію використовувалися різні типи сопел: газове сопло для алюмінію зазвичай має покриття, що полегшує видалення м'яких бризок алюмінію.

Отже, що можна зробити, щоб мінімізувати знос газових сопел і контактних наконечників?

Спосіб 1: оптимальна відповідність контактного наконечника та зварювального дроту. Правильне співвідношення між зварювальним дротом і контактним наконечником – зокрема, між діаметром дроту та діаметром отвору контактного наконечника. Зігнутий та скручений дріт – іншими словами, ступінь зігнутості дроту в контактному наконечнику – також може впливати на його термін служби. Якщо зкручування дроту буде великим, контактний наконечник надто швидко зноситься, процес зварювання буде нестабільним або перерваним. Чи є рішення цьому? Так, на ринку зараз з'явилися інноваційні контактні наконечники, наприклад, система розділених наконечників Contec, які зношуються дуже рівномірно і, таким чином, забезпечують дуже стабільні процеси зварювання. Ми рекомендуємо Contec для алюмінію та матеріалів, які справді потребують оптимальної передачі струму.



Контактний наконечник Contec

Спосіб 2: використовуйте контактні наконечники з високоякісного матеріалу. Тривалість служби контактного наконечника залежить, серед іншого, від матеріалу, з якого він виготовлений. Зараз використовуються три різні типи контактних наконечників: Електролітична мідь – Е-Си: низька продуктивність. Високий рівень чистоти міді дійсно забезпечує чудовий потік струму, але контактні наконечники з електролітичної міді дуже м'які, не надто термостійкі, а отже, не дуже довговічні - тому їх не рекомендують використовувати для роботизованого зварювання. Мідь-хром-цирконій - CuCrZr: промисловий стандарт. Зараз найчастіше використовуються контактні наконечники CuCrZr. Завдяки легуючим елементам хрому та цирконію наконечники стають твердими та термостійкими. Вольфрамова мідь – якість WQ: найкраща продуктивність з точки зору тривалого терміну використання. Контактні наконечники WQ недешеві з точку зору закупівлі, однак у довгостроковій перспективі це економить кошти, оскільки вони мають у п'ять-п'ятнадцять разів довший термін служби, ніж контактні наконечники з CuCrZr. Тобто який результат? На виробництві не потрібно так часто зупиняти зварювальний процес. Це робить їх дуже рентабельними у використанні, особливо для твердих сталевих дротів.



Найефективніший з точки зору тривалого терміну служби: контактний наконечник WQ

Спосіб 3: зменшити вплив тепла на контактні наконечники та газові сопла. Розташоване в передній частині корпусу пальника газове сопло та контактний наконечник піддаються екстремальним тепловим навантаженням. Є два варіанти зменшення цього:

– дотримуйтеся відстані: чим більший виліт – тобто, відстань між деталлю та корпусом пальника – тим менше теплове випромінювання впливає на контактний наконечник і газове сопло. Як правило, температура в передній частині корпусу пальника падає на 50 градусів на кожен міліметр від деталі. Тобто, якщо виліт збільшити лише на чотири міліметри, температура, якій піддається газове сопло, впаде на 200 градусів;

– виберіть правильну форму сопла: не можна недооцінювати вплив форми сопла на температуру в газовому соплі та контактному наконечнику. Якщо зварювання виконується з коротким вильотом, рекомендуються конусні контактні наконечники та газові сопла. Вони мають вихідні отвори та поверхні відносно невеликого діаметра, що забезпечує менше теплового випромінювання в сопло та наконечник.

Спосіб 4: очистити корпус пальника – продовжити термін служби. Систематичне видалення бризок значно подовжує термін служби контактних наконечників і газових сопел. Спосіб очищення робочої частини пальника в основному залежить від того що зварюється – сталь чи алюміній.

Усі контактні наконечники та газові сопла Fronius розроблені в Австрії та, як і всі зношувані деталі Fronius, адаптовані до відповідної сфери застосування. У результаті Fronius має понад 300 газових сопел для зварювання сталі та інших металів та їх сплавів у своєму портфоліо.



Наконечники Fronius

Проектування, ремонт та інжиніринг вертикальних цилідричних сталевих резервуарів

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України вже понад 74 років працює в галузі розробки технології заводського виготовлення, монтажу і вдосконалення конструкції вертикальних циліндричних сталевих резервуарів та надає наступні послуги: проведення інспекції резервуарів для зберігання всіх видів рідин (нафта, нафтопродукти, рідкий аміак, олія, цукровий сироп, жом та інш.) об'ємом до 120000 м³;

• розробка проектної документації для ремонту резервуарів згідно вимог ВБН В.2.2-58.2-94, АРІ 653;



Розробка проектної документації

Проектування двох циліндричних резервуарів з конічним дахом у сейсмічній зоні UBC-97:4, клас місця *D*, *V* = 10000 м³, *D* = 36,6 м, *H* = 12,0 м відповідно до вимог API-650



РВСПП-50000 (*D* = 60,7 м, *H* = 18,0 м), заміна днища та центральної частини плаваючого покриття



РВС-10000 (*D* = 34,2 м, *H* = 12,0 м) для зберігання нафти після ремонту



Ремонт клепаного резервуара РВС-5000, який було споруджено у 1895 р.

ІНФОРМАЦІЯ



РВСПП-50 000 (D = 60,7 м, H = 22,0 м) із захисною стінкою: монтаж дводечного плаваючого покриття

Розрахунок залишкових полів напружень після зварювання окремих листів в умовах жорсткого контуру

Під час вварювання окремих листів циліндрична оболонка стінки втратила стійкість. На основі розрахунку для запобігання втрати стійкості розроблена нова ремонтна технологія зварювання при заміні протяжних ділянок стінки резервуарів.



Резервуар з плаваючим дахом V = 50000 м³, D = 60,7 м, H = 18,0 м для сирої нафти: розрахунок залишкових зварювальних напружень в умовах жорсткого контуру для стінки при заміні ділянки на всю висоту резервуара при його ремонті

• розробка проектної документації для будівництва нових резервуарів згідно вимог ДСТУ Б В.2.6-183:2011, API 650, EN 14015;

•визначення причин відмов та аварій резервуарів;

 нагляд за зварювальними роботами на монтажній площадці та при заводському виготовленні металоконструкцій резервуарів;

•нагляд за монтажними роботами при ремонті та спорудженні резервуарів.

Починаючи з 1994 р. проведено перевірку понад 273 резервуарів об'ємом від 1000 до 50000 м³; за результатами розробленої документації та авторського нагляду було успішно відремонтовано 66 резервуарів об'ємом від 5000 до 50000 м³. За останні шість років фахівці ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ запроектували шість резервуарів об'ємом 50000 м³ із захисною стінкою, подвійним днищем та дводечним плаваючим покриттям. Інститут має успішний досвід проектування резервуарів в регіонах з сейсмічною активністю до 0,4 g.

Tank Design, Inspection & Repair E-mail: tanksweld@gmail.com Phone: +38(067) 502-75 54

НАУКОВА СПІВПРАЦЯ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ІНСТИТУТІВ УКРАЇНИ ТА НІМЕЧЧИНИ

За грантом Німецького науково-дослідного товариства (DFG, *Deutsche Forschungsgemeinschaft*) Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (IE3) в кооперації з з Інститутом технології зварювання та з'єднання (ISF, *Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik*) Аахенського університету впродовж 2019–2021 років виконувався проект «Дослідження впливу нестаціонарних процесів в плазмі дуги на глибину проплавлення при високочастотному ТІГ зварюванні». За цим проектом співробітниками IE3 виконані наступні роботи.

Проведено теоретичні дослідження впливу високочастотної імпульсної (ВЧІ) модуляції струму на процеси переносу енергії, імпульсу, маси та заряду в плазмі зварювальної дуги з неплавким електродом та в металі, що зварюється. Встановлено, що при модуляції зварювального струму на частотах 10 кГц і вище теплові та газодинамічні процеси в плазмі дуги є суттєво нестаціонарними, тоді як процеси у зварюваному металі контролюються не поточними значеннями сили струму, а його характеристиками, усередненими за період модуляції. Показано, що при частоті модуляції вищої за 5 кГц істотний вплив на електромагнітне поле в металі, що зварюється, здійснюють вихро-



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, м. Київ



Інститут технології зварювання та з'єднання, м. Аахен

ві струми. За критерієм максимуму силової дії на метал зварювальної ванни визначено оптимальні форми імпульсів струму дуги – такі, що сприяють збільшенню глибини проплавлення металу.

Розроблено математичну модель нестаціонарних процесів переносу енергії, імпульсу, маси і заряду в плазмі стовпа та анодного шару дуги, у тому числі з урахуванням процесів випаровування металу з поверхні зварювальної ванни при ТІГ зварюванні з ВЧІ модуляцією струму. Запропонована модель теплових, гідродинамічних та електромагнітних процесів у зварюваному металі з урахуванням дії основних силових факторів, що визначають гідродинаміку зварювальної ванни. Для комп'ютерної реалізації розроблених моделей створено обчислювальні алгоритми та оригінальне програмне забезпечення, призначене для дослідження впливу ВЧІ модуляції зварювального струму на проплавляючу здатність аргонової дуги з неплавким електродом.

Проведено масовий обчислювальний експеримент стосовно нестаціонарних процесів в плазмі зварювальної дуги та визначення впливу на них параметрів режимів і умов ТІГ зварювання з ВЧІ модуляцією струму, у тому числі форми, амплітуди та частоти імпульсів зварювального струму, довжини дуги тощо. Отримано розрахункові дані про теплову, електричну та силову взаємодію нестаціонарного дугового розряду з металом, що зварюється, виходячи з яких здійснено моделювання динаміки формування зварювальної ванни при точковому ТІГ зварюванні з ВЧІ модуляцією струму. Порівняльний аналіз результатів моделювання процесів в системі «дуговий розряд – зварюваний метал» при ТІГ зварюванні аргоновою дугою з ВЧІ модуляцією струму та еквівалентною дугою постійного струму свідчить про ефективність ВЧІ модуляції зварювального струму як засобу активації проплавляючої здатності дуги з неплавким електродом.

Розроблено та виготовлено лабораторний зразок обладнання для генерації імпульсів зварювального струму, форма яких близька до трапецеїдальної. Пристрій дозволяє генерувати модульований струм з амплітудою до 300 A і здатен зберігати задану форму імпульсів в діапазоні частот 5...15 кГц. Обладнання направлено до ISF для проведення експериментальних досліджень.

Виконавці робіт від IE3: І.В. Крівцун, В.Ф. Демченко, І.В. Крикент, О.П. Семенов, Д.В. Коваленко, О.Г. Павлов.

ДО 90-РІЧЧЯ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ БОРИСОВА ЮРІЯ СЕРГІЙОВИЧА (08.08.1932-01.03.2022)

Ю.С. Борисов – д.т.н., професор, заслужений діяч науки та техніки України, відомий вчений у галузі матеріалознавства та технології газотермічних покриттів. Він народився у м. Нижній Тагіл 8 серпня 1932 р. Після закінчення у 1955 р. металургійного факультету Уральського політехнічного інституту

він розпочав свою трудову діяльність в Уральському науково-дослідному інституті чорних металів, де пройшов шлях від молодшого наукового співробітника до керівника лабораторії розробки процесів захисних покриттів. У перші роки своєї наукової діяльності він займався розробкою теорії та практики застосування на металургійних заводах Уралу комбінованого дуття у виробництві чавуну шляхом вдування природного газу та рідкого палива в горн доменних печей. У 1963 р. Ю.С. Борисов успішно захистив кандидатську дисертацію на тему «Деякі питання застосування вуглеводнів у доменній плавці». З 1971 р. Ю.С. Борисов керує лабораторією розробки процесів нанесення захисних покриттів УралНДІЧермета, де розвиваються напрямки з розробки матеріалів та технологій плазмового напилення покриттів, процесів гарячого цинкування та алюмінування прокату та деталей з корозійностійкими покриттями.

З 1975 р. його трудова діяльність пов'язана з Академією наук України. Протягом 10 років він працював в Інституті проблем матеріалознавства спочатку на посаді старшого наукового співробітника, потім керівника групи та завідувача відділу. З 1985 по 2022 рр. він був завідувачем відділу захисних покриттів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона.

В результаті комплексу теоретичних та експериментальних досліджень, виконаних ним особисто та спільно зі своїми співробітниками, були розвинені такі нові напрямки у газотермічному напиленні, як нанесення покриттів із композиційних порошків, покриттів з аморфною та квазікристалічною структурою. Результати розробки теоретичних та технологічних основ отримання плазмових покриттів із композиційних порошків стали основою докторської дисертації Ю.С. Борисова, яку він успішно захистив у 1983 р.

Під його керівництвом були створені такі оригінальні технології нанесення покриттів, як мікроплазмове напилення та гібридний лазерно-плазмовий метод, а також детонаційне, плазмове, магнетронне, надзвукове плазмове напилення та технологія нанесення карбідних покриттів із розплавів солей. За його участю розроблено обладнання мікроплазмового напилення, яке використовується в США, Канаді, Франції, Німеччині, Іспанії, Казахстані, Кореї, Тайвані та Індії, а також інтегрований лазерно-дуговий плазмотрон, що відкрив великі можливості щодо нанесення широкої гами композиційних покриттів.

Протягом останніх років Ю.С. Борисов керував роботами зі створення нових біоактивних покриттів для ендопротезів та стентів, що наносяться методами мікроплазмового та магнетронного розпилення, які знайшли застосування при організації вперше в Україні промислового виробництва ендопротезів кульшового суглоба.

Освоєнню нових видів плазмових покриттів сприяє використання оригінальної системи комп'ютерного моделювання процесу напилення CASPSP, розробленої в IE3 ім. Є.О. Патона під його керівництвом.

Багато часу та сил Ю.С. Борисов віддавав науково-педагогічній роботі з підготовки фахівців та виховання наукових кадрів, за що йому заслужено присвоєно вчене звання професора. За активної участі Ю.С. Борисова написано два навчальні посібники та базовий підручник у галузі інженерії поверхні та нанесення покриттів. Під його керівництвом підготовлено та успішно захищено 3 докторських та 20 кандидатських дисертацій.

Ю.С. Борисов вів велику науково-організаційну роботу, пов'язану з розвитком та розповсюдженням технологій нанесення захисних покриттів. Він був членом Вченої ради IE3 ім. Є.О. Патона та Ради із захисту кандидатських дисертацій при КПІ, членом редколегії журналу «Автоматичне зварювання», членом Американського Товариства Матеріалів (ASM) та Міжнародного комітету з термічного напилення.

Роботи Ю.С. Борисова здобули широке міжнародне визнання. Він підтримував активні контакти з вченими США, Канади, Німеччини, Фінляндії, Нідерландів, Франції, Іспанії, Кореї, Польщі та ін. Під його керівництвом виконано низку міжнародних проектів з європейських програм ІНТАС, КІСТ, КРАФТ та ін.

Результати наукової діяльності Ю.С. Борисова відображені у більш ніж 500 статтях та 70 авторських свідоцтвах та патентах, 6 книгах та 12 брошурах.

За свою діяльність Ю.С. Борисов був нагороджений медаллю «За трудову відзнаку», медаллю «Ветеран праці», 2 срібними та 3 бронзовими медалями ВДНГ СРСР, Премією Товариства Високих температур Японії, Почесною медаллю Американського біографічного товариства «2000 Міленіум».

Календар серпня*

1 серпня 1927

Народився В.Ф. Грабін – науковець у галузі металознавства та зварювання, представник Патонівської школи. Зробив суттєвий внесок у розробку основ зварювального матеріалознавства металів та сплавів, що дозволило уточнити ряд положень щодо впливу фазового складу на структуру та властивості зварних з'єднань металів різних класів, схильність до утворення тріщин при зварюванні.

2 серпня 1930

Народився С.І. Кучук-Яценко – відомий учений у галузі зварювання металів тиском, академік, представник Патонівської школи. Фундаментальні дослідження вченого лягли в основу розробки нових способів контактного зварювання безперервним, імпульсним та пульсуючим оплавленням, запатентованих у провідних країнах світу. На їх основі С.І. Кучуком-Яценко з колективом фахівців ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблено технологію зварювання різних виробів, створено системи управління та нові зразки зварювального обладнання, що не мають аналогів у світовій практиці.

З серпня 1934 Було запущено двигун танкера «Poughkeepsie Socony» американського торгового флоту. Це було одним із найважливіших досягнень корабельного будівництва в США. Танкер одним з перших перевищив вартість суднобудівної програми на 5000000 доларів США і став найбільшим цільнозварним торговим судном свого часу з побудованих у США і, ймовірно, у світі.

Британський ентузіаст та інженер Алан Рой Хендлі (Alan Roy Handley) заявляє про рішення повернутися до ідеї створення металевого дирижабля. Свій проект він назвав Varialift. Алан вирішив створити гібридну систему, здатну поєднати в собі переваги літака, гвинтокрила та дирижабля. Родзинка проекту – авторське вирішення проблеми баластування та підйому повітряного судна. Цю ідею Хендлі запатентував у Європейському патентному бюро. Перший апарат серії Varialift А. Хендлі позиціонує як дирижабль для транспортування вантажів вагою 50-55 т. У 2011 р. його успішно протестували. Оболонка апарату зварювалася з алюмінієвих листів, газ – гелій, довжина апарату – 150 м.

5 серпня 1973 3 пускового майданчика космодрому Байконур-5 було запущено космічний апарат «Марс-6» ракетою-носієм «Протон-К». У березні 1974 р. з нього був відокремлений апарат, що спускається. При виготовленні космічних апаратів серед інших технологій застосовували різні способи виконання нероз'ємних сполук.

6 серпня 1961

4 серпня 2009

Ракетою-носієм Р-7 було запущено корабель, який отримав назву «Схід-2», з льотчиком-космонавтом Г.С. Тітовим (1935-2000) на борту. Ракети носії Р-7 відкрили людству космічну епоху. За допомогою їх, серед іншого, були здійснені: виведення на орбіту Землі першого штучного супутника, виведення на орбіту Землі першого супутника, виведення на орбіту Землі першого супутника з живою істотою на борту, виведення на орбіту Землі першого корабля, що пілотується людиною. Основними методами зварювання конструкції ракети з алюмінісвих сплавів були ручне та механізоване зварювання в середовищі інертного газу (аргону), а також контактне точкове зварювання.

7 серпня 1842

Народився М.М. Бенардос (1842-1905) – інженер, винахідник електричного дугового зварювання, творець понад 100 винаходів. Однак світову славу він одержав за винахід електричного дугового зварювання та різання металів. Спосіб Бенардоса став відомим у всьому світі – так з'явилася можливість легко зварювати окремі фрагменти металу. Але знадобилося півстоліття для того, щоб зварювання зайняло превалюючу позицію серед технологій з'єднань. Особливо багато уваги М.М. Бенардос приділяв дуговому зварюванню вугільним електродом, що отримало назву «Спосіб Бенардоса».

* Матеріал підготовлено компанією ТОВ «СТІЛ ВОРК» (м. Кривий Ріг) за участю редакції журналу.















8 серпня 1932

Народився Ю.С. Борисов – представник Патонівської школи, відомий вчений у галузі матеріалознавства покриттів, зокрема, розвитку газотермічного напилення покриттів, що містять аморфні та квазікристалічні фази. Ю.С. Борисов – заслужений діяч науки і техніки України, автор понад 400 статей, монографій, авторських свідоцтв та патентів.

9 серпня 1951

До серпня 1951 р. групою вчених та спеціалістів Інституту електрозварювання (Н.Г. Остапенко, В.К. Лебедєв, С.І. Кучук-Яценко, В.О. Сахарнов, Б.А. Галян) вперше розробили спосіб стикового контактного зварювання оплавленням та відповідні машини для контактного зварювання рейок, трубопроводів та інших виробів.

10 серпня 1945

Помер Роберт Хатчінгс Годдард (1882-1945) – американський учений, один з піонерів сучасної ракетної техніки, творець першого рідинного ракетного двигуна. У 1914 р. зареєстровано два значних патенти в ракетотехніці. Перший, U.S. Patent 1102653, описував багатоступінчасту ракету. Другий, U.S. Patent 1103503, описував ракету, що працює на бензині і рідкому оксиді азоту. Годдард запустив свою першу ракету на рідкому паливі 16 березня 1926 р. Ракета під назвою «Нелл» розміром з людську руку протягом 2,5 с злетіла на висоту близько 12 м. Ця подія стала важливою демонстрацією можливостей рідинних ракетних двигунів. Окрім ракетних двигунів, Годдард займався й іншими завданнями. Він запропонував ідею реактивного гранатомета, і перші американські моделі гранатометів «Базука» створили саме з урахуванням робіт Годдарда.



11 серпня 1885

Опубліковано повідомлення про створення динамо-машини. Еліу Томсон (1853-1937) сконструював динамо-машину із самозбудженням (потужність 18,3 кВт, 1800 об/хв, маса 22,5 кг), яка забезпечувала зварювальний трансформатор змінним струмом. Ще 1878 р. Е. Томсон продемонстрував динамо-машину оригінальної конструкції, а 1879 р. – її вдосконалену трифазну модель. Саме вона стала базою для нової системи дугового освітлення.



12 серпня 1944

У рамках операції Pluto (Pipe-Lines Under the Ocean – трубопроводи під океаном) було прокладено першу підводну нафтопровідну лінію між Францією та Англією. Трубопровід був гнучкою сталевою трубою, звареною з 20-футових секцій загальною довжиною в 4000 футів (1220 м). Ця операція розглядається як один з найбільших подвигів в історії військової техніки. Усього до кінця війни дном протоки між Англією та Францією було перекачано майже 800 тис. кубометрів палива.



13 серпня 1927

Закладено головний сторожовий корабель типу «Ураган» – перший в СРСР бойовий надводний корабель. Проектуванням керував молодий інженер-кораблебудівник В.О. Нікітін. Нікітін одним з перших у галузі ризикнув застосувати зварювання корпусних конструкцій, до якого багато суднобудівників і військових моряків у ті роки ставилися з недовірою, віддаючи перевагу перевіреному часом заклепуванню.



14 серпня 2022

В цей день цього року відзначається «День Будівельника». День будівельника у багатьох державах відзначається у другу неділю серпня. У деяких державах це професійне свято було додатково підтверджено відповідними указами та постановами. Так, наприклад, в Україні свято «День Будівельника» було встановлено підписаним 22 липня 1993 р. Указом Президента України № 273/93 і також святкується щорічно у другу неділю серпня. Зварювання відіграє важливу роль в сучасному будівництві.



15 серпня 1947

День незалежності Індії відзначається з 1947 р. Однією з визначних пам'яток Індії є залізна колона в Делі, віком понад 1500 років. Дослідниками встановлено, що її виготовлено з окремих сталевих блоків вагою по 20–30 кг, з'єднаних за допомогою ковальського зварювання. Висока корозійна стійкість визначається підвищеним вмістом фосфору в ній і сухим кліматом.



16 серпня 1930

Народився В.С. Гвоздецький, представник Патонівської школи – фізик, вчений у галузі теорії катодних процесів у зварювальній дузі, що ґрунтуються на явищах іонно-електронної емісії катода. Ці дослідження стали основою створення нових способів мікроплазмового зварювання металів та сплавів товщиною 0,1...1,0 мм. Автор понад 200 наукових праць, 53 авторських свідоцтв СРСР та 22 патентів у різних країнах.

եթ

17 серпня 1886



Гансу Гольдшмідту видано патент на процес термітного зварювання. У процесі термітного зварювання для нагрівання металу використовується терміт, що складається з порошкоподібної суміші металевого алюмінію або магнію та залізної окалини. Цей метод став основою технології алюмінотермітного зварювання рейок, яка є однією з основних видів їх зварювання.

Помер Девід Барнард Штайнман (1886-1960), американський інженер-будівельник. Він був дизайнером мосту Макінака між США та Канадою (1957 р.) та багатьма іншими помітними мостами в США, Таїланді, Англії, Португалії, Італії, Бразилії, Гаїті, Пуерто-Рико, Канаді, Кореї, Іраку та Пакистані. Він також заснував Національне товариство інженерів-професіоналів у 1934 р., виконуючи обов'язки першого президента. Мости його конструкції не були зварними, але без зварювання при їхньому будівництві не обходилося.

Народився Созар Бідзинович Якобашвілі, доктор технічних наук, професор, представник Патонівської школи. Зробив вагомий внесок у дослідження фізико-хімічних властивостей зварювальних флю-

Почалася оборона Москви від навали хана Тохтамиша. У літописі 1382 р. вперше згадується про успішне використання зварних артилерійських знарядь під час оборони. Викуваний із криці залізний лист скручували на залізній оправці в трубу і зварювали поздовжнім швом внахлестку. Потім на цю трубу наварювали ще одну або дві труби більшого діаметра, стежачи за тим, щоб зварні поздовжні шви розташовувалися в різних місцях. Викувані таким чином труби-заготівлі були короткими. Тому для отримання досить довгих гармат кілька таких заготовок з'єднували між собою за допомогою ко-

сів та шлаків, розробку матеріалів для зварювання, наплавлення й пайки.







24 серпня 1939

23 серпня 1382

Народився Г.М. Григоренко – академік, представник Патонівської школи. Брав безпосередню участь у розробці нових методів, обладнання та технології плазмово-дугового, дугошлакового переплавів, електрошлакової технології, індукційної виплавки з комбінованими джерелами нагріву та у водоохолоджуваних секційних кристалізаторах. Розробляв технології виплавки високоазотистих сталей, їх легування азотом з газової фази. Вперше проаналізував та класифікував газообмінні процеси в електрометалургії при плавці та переплаві.

ISSN 0005-111X ABTOMATИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №8, 2022

підводним човном «Труант».

вальського зварювання.

63





25 серпня 1952

Народився Ю.В. Демченко – представник Патонівської школи, науковець у галузі розробки низки технологічних рішень щодо виготовлення та ремонту зварювальних конструкцій металургійного виробництва і важко-підйомної, гірничодобувної, транспортної та іншої техніки.

26 серпня 1947 Народився Ю.К. Бондаренко – представник Патонівської школи. Зробив великий внесок у створення системи стандартизації та сертифікації зварювального виробництва України, її гармонізації з міжнародними стандартами, сертифікацію продукції та систем управління якістю на багатьох промислових підприємствах.



27 серпня 1956

Токар-новатор А.І. Чудиков подав заявку та отримав на неї авторське свідоцтво № 106270 на «Спосіб зварювання встик». Він зрозумів, що для здійснення зварювання тертям необхідно дотримуватись трьох основних умов: працювати на великих обертах деталі, не менше 750-1000 об/хв; миттєво гальмувати деталь, що обробляється, щоб метал, що перейшов у пластичний стан, не прокручувався по ділянці з'єднання; докладати осьове зусилля.



28 серпня 1999

Офіційно відкриті у 1999 р. вежі Петронас – близнюки-хмарочоси в Куала-Лумпурі, Малайзія. Кожна вежа заввишки 375 метрів (зі шпилем — 451.9 м) має 88 поверхів. Будівництво унікальної зварної конструкції було розпочато у 1995 і завершено у 1998 р. При відкритті вони були найвищими хмарочосами у світі. Нині Петронас Тауерс найвищі вежі-близнюки у світі. Одним із найскладніших процесів будівництва веж було встановлення мосту, що з'єднує їх. Він розташований між вежами на 41 та 42 поверхах, має 58 м у довжину. Унікальним є 150-метровий фундамент веж (найглибший на планеті). Загальний об'єм залитого в фундамент бетону склав 13 тис. м3. На будівництво хмарочоса пішло майже 37 тис. т сталі.



29 серпня 1932

Закладено головний підводний човен серії VI «Малютка». Будівництво йшло швидкими темпами відповідно до жорстких календарних термінів. Інженер-конструктор О.М. Асафов (1886-1933) запропонував застосувати під час будівництва підводного човна електрозварювання. Комісія підтримала його пропозицію замінити клепку корпусу підводного човна електрозварюванням. Таким чином, «Малютки» стали першими у світі суцільнозварними підводними човнами.



30 серпня 1993

В цей день на Ейфелеву вежу піднявся 150-мільйонний відвідувач. Ейфелева вежа – найвідоміша незварна вежа, символ сучасної Франції. Популярний туристичний об'єкт, щорічно приймає понад 6 млн відвідувачів. Будівельні роботи виконували 300 робітників протягом двох з невеликим років з січня 1887 р. по березень 1889 р. Рекордним строкам зведення сприяли креслення надзвичайно високої якості з точними розмірами 18038 металевих деталей, для скріплення яких використали 2,5 млн заклепок. Вежа була зведена як тимчасова споруда для ознаменування сторіччя з дня початку Французької революції та до відкриття паризької Всесвітньої виставки 1889 р.



31 серпня 1904

Німецький інженер Е. Вісс запатентував пальник-різак, особливістю якого були концентричні сопла. Крім того, Е. Вісс працював над винаходом водневого пальника. Протягом 1904 р. цей вид різання відразу опинився поза конкуренцією стосовно заліза, сталі та чавуну. У 1908 р. кисневе різання було випробувано у підводних умовах. Незабаром цей метод різання зацікавив і німецькі компанії. У великому обсязі газове різання застосовували при демонтажі зруйнованих металоконструкцій під час Першої світової війни.