

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 12 2023 З В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Максимов С.Ю., Фадеева Г.В., Костін В.А., Радзівєвська А.А., Васильєв Д.В. Вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ дулексної сталі (DSS) 2205 при мокрому підводному зварюванні	3
Максимова С.В. Структура абразивнотривких матеріалів на основі нікелю та заліза	13

ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ І НАПЛАВЛЕННЯ

Селін Р.В., Білоус В.Ю., Руханський С.Б., Селіна І.Б., Радченко Л.М. Вплив попереднього підігріву на термічний цикл аргонодугового зварювання жароміцного титанового сплаву системи Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si	18
--	----

ГІБРИДНІ ПРОЦЕСИ ЗВАРЮВАННЯ

Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Ілляшенко Є.В., Пелешенко С.І., Гринюк А.А., Бабич О.А., Альошин А.О., Войтенко О.М. Гібридне лазерно-плазмове зварювання: ефективність і нові можливості (Огляд)	24
---	----

ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

Покляцький А.Г., Федорчук В.Є., Мотруніч С.І., Фальченко Ю.В., Сахул М. Міцність і структура стикових з'єднань магнієвого сплаву МА2-1М, отриманих аргонодуговим зварюванням неплавким електродом і тертям з перемішуванням	34
---	----

ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ ЗВАРЮВАННЯ

Вржижевський Е.Л., Піскун Н.В., Великоіваненко О.А., Статкевич І.І., Таранова Т.Г. Електронно-променеве зварювання тонколистового інтерметалідного сплаву з контрольованою швидкістю охолодження	39
Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О. Вплив термічної обробки на механічні властивості з'єднань при електронно-променевому зварюванні сплаву 2219	48

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Коротинський О.Є., Драченко М.П., Жерносеков А.М., Вертецька І.В. Формувачі зварювальних струмів з використанням штучних довгих ліній	53
---	----

ОХОРОНА ПРАЦІ

Левченко О.Г., Демецька О.В., Полукаров Ю.О., Гончарова О.М., Безушко О.М., Праховнік Н.А., Ільчук О.С., Андрушишина І.М. Гігієнічна оцінка аерозолів при контактному стиковому зварюванні оплавленням	58
--	----

ІНФОРМАЦІЯ

100 років від дня народження Є.І. Шинлова	66
Програми професійної підготовки на 2024 р.	67
Науково-технічна конференція «Сучасні напрями розвитку адитивних технологій»	70
«Дніпрометиз» – нові рішення для зварників	72
PATON на виставці Schweissen & Schneiden 2023	73

CONTENT

METAL SCIENCE

Maksymov S.Yu., Fadeeva G.V., Kostin V.A., Radzievskaya A.A., Vasilyev D.V. Influence of cooling rate on microstructure and phase composition of HAZ of duplex (DSS) 2205 steel in wet underwater welding	3
Maksymova S.V. Structure of nickel and iron based abrasion-resistant materials	13

TECHNOLOGY OF ARC WELDING AND SURFACING

Selin R.V., Bilous V.Yu., Rukhanskyi S.B., Selina I.B., Radchenko L.M. Influence of pre-heating on TIG-welding thermal cycle of high-temperature titanium alloy of Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si system	18
--	----

HYBRID WELDING PROCESSES

Korzhyk V.M., Khaskin V.Yu., Ilyashenko E.V., Peleshenko S.I., Grynyuk A.A., Babych O.A., Alyoshin A.O., Voitenko O.M. Hybrid laser-plasma welding: efficiency and new possibilities (Review)	24
---	----

FRICTION STIR WELDING

Poklyatskyi A.G., Fedorchuk V.E., Motrunich S.I., Falchenko Yu.V., Sahul M. Strength and structure of MA2-1M magnesium alloy butt joints produced by argon arc welding with a non-consumable electrode and by friction with stirring	34
--	----

BEAM WELDING PROCESSES

Vrzhyzhveskyi E.L., Piskun N.V., Velykoivanenko O.A., Statkevych I.I., Taranova T.G. Electron beam welding of sheet inermetallic alloy with a controlled cooling rate	39
Skryabinsky V.V., Nesterenkov V.M., Rusynyk M.O. Impact of heat treatment on mechanical properties of joints during electron beam welding of 2219 alloy	48

WELDING EQUIPMENT

Korotynskyi O.Ye., Drachenko M.P., Zhernosekov A.M., Vertetska I.V. Welding current formers using artificial long lines	53
---	----

OCCUPATIONAL HEALTH

Levchenko O.G., Demetska O.V., Polukarpov Yu.O., Honcharova O.M., Bezushko O.M., Prakhovnik N.A., Ilchuk O.S., Andrusyshyna I.M. Hygienic assessment of fumes in flash-butt welding	58
---	----

INFORMATION

E.I. Shinlov – 100 years since the birthday	66
Vocational training programs for 2024	67
Scientific and technical conference «Current directions of the development of additive technologies»	70
«Dniprometiz» – new solutions for welders	72
PATON at Schweissen & Schneiden 2023	73



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ представляє Україну
в Міжнародному інституті зварювання
та в Європейській зварювальній федерації
The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU represents Ukraine
in International Institute of Welding
and in European Federation for Welding



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

Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (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,
О.В. Махненко, М.О. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.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;
Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко, Міжнародна
Асоціація «Зварювання», Київ

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ 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 KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски залюбий рік.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
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,
O.V. Makhnenko, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev;
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;
Executive Director – O.T. Zelnichenko,
International Association «Welding», Kyiv, Ukraine

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 2024

Subscription index 70031.
6 issues per year, back issues available.
\$192, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$156, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).
Subscription is possible for previous issues for any year.

Articles from «Avtomatychnе 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 13.12.2023.
Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 8,84
Друк ТОВ «ДІА».
03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА ФАЗОВИЙ СКЛАД ЗТВ ДУПЛЕКСНОЇ СТАЛІ (DSS) 2205 ПРИ МОКРОМУ ПІДВОДНОМУ ЗВАРЮВАННІ

С.Ю. Максимов, Г.В. Фадєєва, В.А. Костін, А.А. Радзівська, Д.В. Васильєв

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

У статті наведено результати аналізу зміни мікроструктури та об'ємних часток фазових складових металу ЗТВ при моделюванні із застосуванням приладу Gleeble-3800 термічних циклів зварювання, які притаманні мокрому підводному зварюванню та зварюванню на повітрі. Визначено значення швидкості охолодження різних ділянок металу шва при мокрому підводному зварюванні та зварюванні на повітрі. Показано, що внаслідок охолоджувального впливу водного середовища швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні майже на порядок більше ніж при зварюванні на повітрі ($W_{13/8} = 8,21$ °C/c – повітря, в середині шва, а при мокрому підводному зварюванні складає відповідно $W_{13/8} = 81,70$ °C/c в середині шва, $W_{13/8} = 165,85$ °C/c на початку шва і $W_{13/8} = 320,51$ °C/c в кратері шва). Визначено зміну об'ємних часток фазових складових фериту, аустеніту та надлишкових фаз (нітридів хрому Cr_2N) в мікроструктурі металу ЗТВ в залежності від швидкості охолодження. Фазові перетворення майже повністю відбуваються в високотемпературній зоні термічного впливу (ВЗТВ) в діапазоні температур $T = 1300 \dots 800$ °C. Внесок низькотемпературної зони термічного впливу (НЗТВ), діапазон температур $T = 800 \dots 500$ °C, на зміну фазових складових незначний. Кількість феритної та аустенітної складових і особливо морфологія аустеніту в мікроструктурі ВЗТВ залежить від швидкості охолодження, так само як і кількість виділення надлишкових фаз (імовірно нітридів хрому Cr_2N). Бібліогр. 13, табл. 5, рис. 8.

Ключові слова: дуплексні сталі, мокре підводне зварювання, погонна енергія, швидкість охолодження, фазовий склад, аустеніт, ферит, мікроструктура в ЗТВ, моделювання ЗТВ, термічний цикл зварювання, Gleeble

Вступ. Відмінність фізичних властивостей водного середовища, в першу чергу, більших в 4 рази теплоємності і в 25 разів теплопровідності порівняно з повітрям зумовлюють більшу швидкість охолодження як у високотемпературній зоні термічного впливу, яка відповідає температурному інтервалу $1300 \dots 800$ °C, так і в низькотемпературній ЗТВ, що відповідає діапазону температур $800 \dots 500$ °C, відносно з іншими видами зварювання. Які саме значення відповідають швидкості охолодження при мокрому підводному зварюванні в літературі майже відсутні.

Аналіз існуючих методик з визначення впливу термічних циклів зварювання (ТЦЗ) на мікроструктуру ЗТВ. Постановка задачі.

Для отримання даних про структуру та динаміку фазових перетворень в дуплексних нержавіючих сталях при зварюванні необхідно дослідити температурний інтервал, який згідно з псевдобінарною діаграмою Fe–Cr–Ni (рис. 1) [1] відповідає діапазону температур 1200 (1300)... 800 °C, в залежності від хімічного складу сталі. Існує декілька способів отримання даних про температурно-тимчасові залежності в області фазових перетворень. Одним із способів є методика, яка застосована на отримані даних про реальні ТЦЗ шляхом реєстрації температури і часу знаходження металу в температурному інтервалі фазових перетворень. За допомогою термопар реєструється

температура та фіксується час знаходження в даному температурному інтервалі, якому відповідає певна ділянка зварного з'єднання. За цими даними розраховується середня швидкість охолодження в даному інтервалі. Методика реєстрації параметрів ТЦЗ, отриманих за допомогою термопар, які поміщені безпосередньо в зону зварювання або

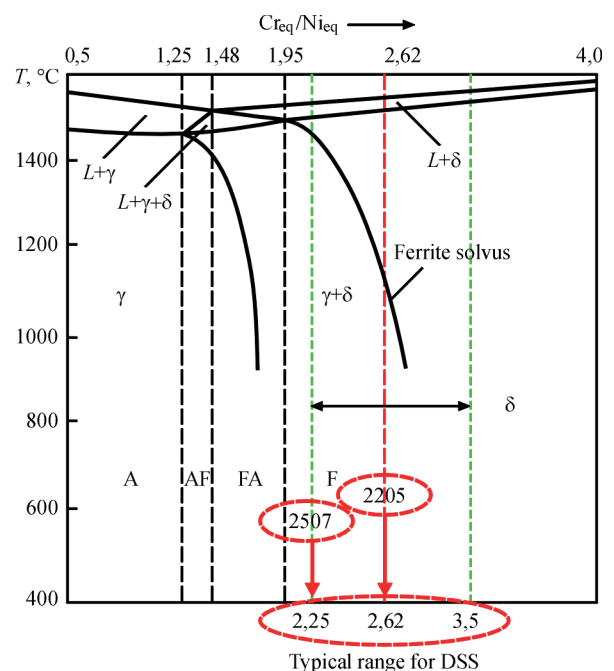


Рис. 1. Псевдобінарна (Fe–Cr–Ni) діаграма, побудована за допомогою еквівалентного співвідношення $Cr_{крб.}/Ni_{крб.}$ [1]

в зону термічного впливу (ЗТВ) дуже трудомістка і пов'язана з великими труднощами, особливо при реєстрації ТЦЗ в металі шва. Найчастіше термопары розміщують в ЗТВ зварного з'єднання. Є публікації, де здійснено реєстрація ТЦЗ безпосередньо в металі шва. Розроблена нова методика, при якій використовується комбінація термопар, поміщених в ванну розплаву металу шва і одночасно поміщених зі зворотної сторони шва через просвердлені отвори [2, 3]. Дана методика була застосована та удосконалена для отримання даних про швидкості охолодження металу шва при зварюванні багат шарових зварних з'єднань супердуплексної сталі 2507 [4].

Нещодавно представлений новий метод термообробки, при якому стаціонарна дуга TIG впливає на зразок у формі диску. Цей метод дозволяє охопити увесь діапазон температур від кімнатної до температури ліквідусу в одному зразку, тим самим значно скорочуючи кількість необхідних зразків для отримання мікроструктур, які відповідають певним температурам [5].

Відома методика застосування приладів різних модифікацій типу Gleeble, за допомогою якої моделюють ряд мікроструктур, необхідних для проведення досліджень.

В роботі [6] проведено моделювання мікроструктур із застосуванням приладу Gleeble для оцінки впливу часу охолодження і легуючих елементів на мікроструктуру ЗТВ дуплексної нержавіючої сталі. Крім того, було проведено зварювання сталі під флюсом для порівняння мікроструктур ЗТВ, які отримані при моделюванні Gleeble і реальному зварюванні. Моделювання мікроструктур на термомеханічному симуляторі Gleeble-1500 проводили відповідно до режиму термообробки. Пікова температура $T = 1350$ °С, витримка $\tau = 1$ с і потім час охолодження від температури 800 до 500 °С ($\Delta\tau_{8/5}$) становив 5; 20; 60 і 100 с відповідно.

Встановлено, що оптимальний час охолодження ($\Delta\tau_{8/5}$) після зварювання складає від 30 до 60 с для дуплексної нержавіючої сталі з хімічним складом: 0,165 % N–5,5 % Ni–22,3 % Cr–3,2 Мо. Показано, що охолодження в діапазоні температур від 800 до 500 °С впродовж від 30 до 60 с забезпечує вміст аустеніту в ЗТВ не менш ніж 25 %.

На рис. 2 наведено змінення вмісту аустеніту в залежності від часу охолодження і концентрації азоту.

Аналізуючи наведені дані на рис. 2 можна зазначити, що концентрація азоту в більшій мірі впливає на вміст аустеніту, ніж час охолодження $\Delta\tau_{8/5}$.

На рис. 3 наведено вміст аустеніту, який визначений в мікроструктурі при моделюванні Gleeble і в мікроструктурі ЗТВ при реальному зварюванні сталей з різним вмістом азоту.

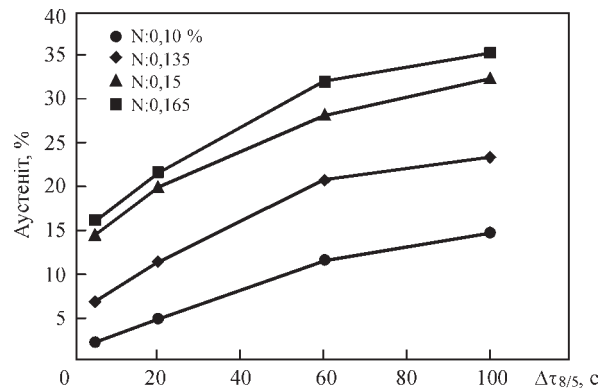


Рис. 2. Змінення вмісту аустеніту в залежності від часу охолодження при різних концентраціях азоту [6]

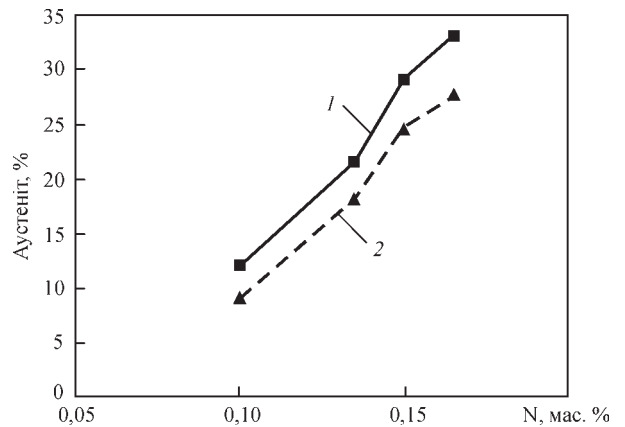


Рис. 3. Порівняння вмісту аустеніту за моделюванням Gleeble (1) і в мікроструктурі ЗТВ при реальному (2) зварюванні вмісту азоту [6]

Відмінність в кількості аустеніту в мікроструктурах, що змодельовані Gleeble та реальних ЗТВ, які отримані при зварюванні, відносно невеликі при однаковому часі охолодження. Таким чином, час охолодження, встановлений за допомогою Gleeble, можна успішно застосовувати в якості орієнтиру при виборі умов зварювання дуплексних сталей.

При дослідженні впливу погонної енергії на еволюцію аустеніту в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі 2205 експерименти з моделювання термічного циклу зварювання проводили на термомеханічному тренажері ММС-200 згідно з модельованими термічними циклами зварювання, які відповідають різним погонним енергіям [7]. Значення погонної енергії порівняні з такими, які застосовуються при зварюванні під флюсом. Досліджувалася морфологія виділення аустеніту в мікроструктурі ЗТВ в залежності від погонної енергії і вплив мікроструктури на ударну в'язкість. Термічні цикли були змодельовані відповідно з рівнями погонної енергії. Погонна енергія визначалась математичними моделями за $\tau_{8/5}$, де $\tau_{8/5}$ – час охолодження зразка від 800 до 500 °С. Різні значення $\tau_{8/5}$ – 6; 20; 50; 100; 300 і 600 с були прийняті для отримання різних значень тепловкладення, які відповідали наступним значенням: 6,2; 11,3; 17,8; 25,2; 43,7 і 61,8 кДж/см. Розрахо-

вані рівні погонної енергії відповідають реальним рівням при зварюванні під флюсом від малої до надвисокої погонної енергії. При визначенні долі аустеніту в мікроструктурі ЗТВ після моделювання прийшли до наступного висновку. Вміст аустеніту менше ніж 20 % відповідає погонній енергії – 0,62 кДж/мм, а співвідношення аустеніт/ферит як 1:1 досягається при збільшенні погонної енергії до 6,18 кДж/мм. Значення ударної в'язкості змінюється і корелюється відповідно з морфологією виділення аустеніту в ЗТВ.

За допомогою системи Gleeble™-1500 було змодельовано ряд мікроструктур, що представляють ті, які досяжні в ЗТВ зварних з'єднань дуплексних сталей [8]. Моделювання відбувалося згідно з термічною процедурою: нагрів зі швидкістю 130 °C/с до досягнення пікової температури $T = 1300$ °C, витримка при піковій температурі $\tau = 1$ с та $\tau = 10$ с, потім охолодження зі швидкістю від 90 до 2,0 °C/с. Тобто, в якості змінної застосовувалася швидкість охолодження від температури 1300 °C. Дані, що отримані в результаті проведених досліджень, дозволяють припустити, що процес зварювання з низьким та середнім тепловкладенням, які забезпечують швидкість охолодження ЗТВ в діапазоні від 20 до 50 °C/с повинні бути найбільш ефективними для забезпечення необхідної ударної в'язкості ЗТВ до –20 °C. Цей діапазон швидкості охолодження забезпечує гарний баланс між розмірами зерна та співвідношенням ферит/аустеніт. Так само визначено, що високі швидкості охолодження сприяють як збереженню фериту, так і більш великому осадженню нітридів.

В роботі [9] дослідження часу охолодження на мікроструктуру і властивості ЗТВ в сталі 2507 проводили за допомогою термомеханічного тренажеру Gleeble™-3800. Швидкість нагріву складала 100 °C/с, а максимальна температура – 1250 °C. Зразки витримували 2 с перед охолодженням. Оскільки діапазон від 800 до 500 °C був найбільш невизначеним температурним діапазоном, а діапазон від 1200 до 800 °C був типовим діапазоном, в якому відбувалося перетворення фериту в аустеніт, було обрано два діапазони $\tau_{8/5}$ – час охолодження від 800 до 500 °C і $\tau_{12/8}$ – час охолодження від 1200 до 800 °C для вивчення впливу часу охолодження на мікроструктуру і властивості сталі 2507. Для аналізу і порівняння впливу різних значень $\tau_{8/5}$ і $\tau_{12/8}$ на моделювання ЗТВ було обрано три групи параметрів охолодження, як наведено в табл. 1.

По мірі збільшення $\tau_{12/8}$ і $\tau_{8/5}$ вміст фериту зменшувався, а вміст аустеніту збільшувався, але $\tau_{12/8}$ був більш важливим параметром охолодження, який впливає на кінцеву мікроструктуру теплового моделювання ЗТВ 2507 SDSS. При вмісті фериту біля 50 % $\tau_{8/5}$ склало 100 с, тоді як $\tau_{12/8}$ лише 37 с.

Таблиця 1. Параметри охолодження в температурних інтервалах

Найменування груп	Час охолодження в температурних інтервалах, с	
	$\tau_{8/5}$	$\tau_{12/8}$
1	20; 50; 100; 300	7; 18; 37; 120
2	7; 20; 50; 100	7; 7; 7; 7
3	20; 20; 20	7; 18; 37

Ударна в'язкість ЗТВ збільшувалася зі збільшенням $\tau_{12/8}$, так само стійкість до точкової корозії в ЗТВ при зварюванні збільшується зі збільшенням $\tau_{12/8}$ і $\tau_{8/5}$, але вплив $\tau_{12/8}$ був особливо очевидним. Найбільш оптимальні властивості забезпечувалися, коли $\tau_{12/8}$ складало від 18 до 37 с ($\tau_{8/5} = 20$ с).

В роботі [6] в якості змінного критерію було обрано час охолодження в діапазоні температур від 800 до 500 °C, $\tau_{8/5}$. В роботі [7] так само було обрано $\tau_{8/5}$, потім, згідно математичним моделям, перераховано на відповідні значення погонної енергії. Змінним параметром в роботі [8] обрано швидкість охолодження від температури 1300 °C. Автори роботи [9] так само досліджували час охолодження в двох діапазонах температур, а саме $\tau_{12/8}$ і $\tau_{8/5}$.

В літературі не зустрічаються результати широкіх досліджень по мокрому підводному зварюванню дуплексних сталей та властивостям одержаних з'єднань.

В результаті аналізу досліджень [6–9] по застосуванню термомеханічних тренажерів типу Gleeble для вивчення впливу різних критеріїв на мікроструктуру та фазовий баланс ЗТВ дуплексних сталей, які в свою чергу впливають на основні технологічні властивості дуплексних сталей, як то механічні властивості та корозійну стійкість можна зазначити, що майже всі дослідження стосуються параметрів, які притаманні зварюванню на повітрі з застосуванням різних технологій. Крім того, в жодній роботі не було використано для моделювання ЗТВ реальний термічний цикл при мокрому підводному зварюванні дуплексних сталей.

Тому метою цього дослідження було визначення та вивчення впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ дуплексних сталей, яка змодельована методом Gleeble, із застосуванням реальних термічних циклів зварювання, що відповідають мокрому підводному зварюванню порівняно зі зварюванням на повітрі.

Методологія та методи дослідження. Для вивчення впливу швидкості охолодження на мікроструктуру і фазовий склад ЗТВ дуплексної сталі 2205 під дією термічного циклу при мокрому підводному зварюванні порівняно зі зварюванням на повітрі скористалися комплексом Gleeble-3800 [10]. З його допомогою було виконано моделюван-

Таблиця 2. Хімічний склад сталі 2205 (сертифікатні дані)

Номер за стандартом EN	Позначення за стандартом EN	Марка сталі	Вміст елементів, мас. %								
			C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	N
1,4462	X2CrNiMoN 22-5-3	2205	0,018	1,936	0,03	0,0008	0,303	4,931	22,146	2,557	0,1515

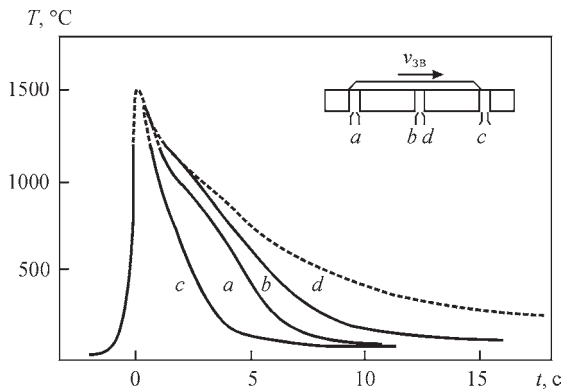


Рис. 4. Вплив середовища на характер термічного циклу зварювання в різних ділянках шва [11]: *a* – початок шва, зразок № 3 (вода); *b* – середина шва, зразок № 2 (вода); *c* – кратер шва, зразок № 4 (вода); *d* – середина шва, зразок № 1 (повітря)

ня ряду мікроструктур, які відповідають тим, що утворюються в ЗТВ під впливом термічного циклу зварювання. Хімічний склад досліджуваної сталі наведено в табл. 2.

Для моделювання термічних циклів, які притаманні тим, що є при мокрому підводному зварюванні та зварюванні на повітрі, скористалися кривими, отриманими експериментальним шляхом із застосуванням термопар (рис. 4) [11].

В табл. 3 наведено значення швидкостей охолодження і час знаходження зразків в різних температурних діапазонах при моделюванні ТЦЗ, які відповідають тим, що представлені на рис. 4.

Числові значення параметрів отримані в результаті диференціювання кривих ТЦЗ.

Моделювання ЗТВ здійснювали згідно з термічною процедурою: нагрів проводили зі швидкістю 100 °C/с до температури $T = 1300$ °C, витримка при піковій температурі $\tau = 2$ с, при охолодженні зразків моделювали ТЦЗ, які наведено на рис. 4 та згідно з даними, що представлені в табл. 3.

Для вивчення впливу швидкостей охолодження та часу охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ було обрано два діапазони швидкості охолодження $W_{13/8}$ та $W_{8/5}$, які відповідають високотемпературній зоні термічного впливу ВЗТВ і низькотемпературній НЗТВ. Так само це стосується і часу охолодження у відповідних ді-

апазонах, $\tau_{13/8}$ та $\tau_{8/5}$. Діапазон температур 1200 (1300)...800 °C, в залежності від хімічного складу металу є типовим діапазоном, в якому в найбільшій мірі відбувається перетворення фериту в аустеніт при охолодженні. Діапазон температур 800...500 °C був обраний для аналізу і порівняння впливу різних діапазонів на мікроструктуру ЗТВ при моделюванні.

Якщо проаналізувати значення параметрів ТЦЗ, що наведені в табл. 3, а саме, час знаходження в температурному інтервалі $\tau_{13/8}$, для різних ділянок шва при мокрому підводному зварюванні, тобто: середина шва – 6,12 с; початок шва – 2,94 с; кратер шва – 1,56 с, то він складає менш ніж 10 с. Тобто, жодне значення не відповідає концепції, згідно якої рекомендується проводити охолодження зварного з'єднання в температурному інтервалі 1200...800 °C протягом 10 с для досягнення оптимальної мікроструктури та властивостей зварюваного металу [12].

Після термічного моделювання вирізали зразки таким чином, щоб охопити всі зони мікроструктур, які утворилися після моделювання ТЦЗ. Подальші дослідження проводили із застосуванням оптичної мікроскопії (ОМ), а також аналітичної растрової електронної мікроскопії (СЕМ). Вміст аустеніту і фериту в змодельованих зразках ЗТВ визначали з застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

Для виявлення мікроструктури проводили електролітичне травлення в 10%-му розчині сірчанокислого амонію при напрузі 15 В впродовж від 20 до 40 с.

Оптичну металографію проводили на мікроскопах Versamet-2 (США) та Neophot-32 (Німеччина). Мікротвердість вимірювали на приборі M400 «Лесо».

Результати та обговорення. Аналіз мікроструктур ЗТВ.

На рис. 5 та рис. 6 наведено мікроструктури в різних ділянках ЗТВ, змодельованій при різних швидкостях охолодження.

При аналізі мікроструктур, які наведені на рис. 5 і рис. 6, слід відмітити, що спостерігається зміна форми аустенітних зерен, зменшуєть-

Таблиця 3. Числові значення параметрів ТЦЗ

Номер зразків	Діапазон температури, °C; швидкість охолодження $W_{\text{охол.}}$, °C/с; час охолодження τ , с			
	1300...800		800...500	
	$W_{13/8}$	$\tau_{13/8}$	$W_{8/5}$	$\tau_{8/5}$
1 – повітря (середина шва)	8,21	60,88	5,02	59,78
2 – вода (середина шва)	81,70	6,12	50,34	5,96
3 – вода (початок шва)	165,85	2,94	100,00	3,00
4 – вода (кратер)	320,51	1,56	161,29	1,86

ся розмір зерен аустеніту та фериту у середньому в 1,5 рази, особливо у високотемпературній зоні термічного впливу ($T = 1300 \dots 800 \text{ } ^\circ\text{C}$). Так само змінюється морфологія виділення аустеніту. Під час охолодження зернограничний аустеніт (GBA) починає формуватися на границях зерен δ -фериту, а потім голчастий (відманштетовий) аустеніт (WA) зароджується вздовж границь зерен δ -фериту і зростає в середині зерна. На додаток до зернограничного аустеніту і голчастого (відманштетового) аустеніту, якщо для дифузії достатньо часу (в залежності від швидкості охолодження)

може зародитися і зрости в середині зерен δ -фериту внутрішньозеренний аустеніт (IGA). Оскільки GBA і WA потребують менше переохолодження (яке контролюється швидкістю охолодження), для зародження і росту порівняно з IGA, у них більше часу для зростання, і таким чином, вони домінують в кінцевій мікроструктурі, особливо при невеликій швидкості охолодження.

В цілому мікроструктура в ЗТВ дуплексної нержавіючої сталі змінюється наступним чином: при нагріві аустеніт перетворюється в фе-

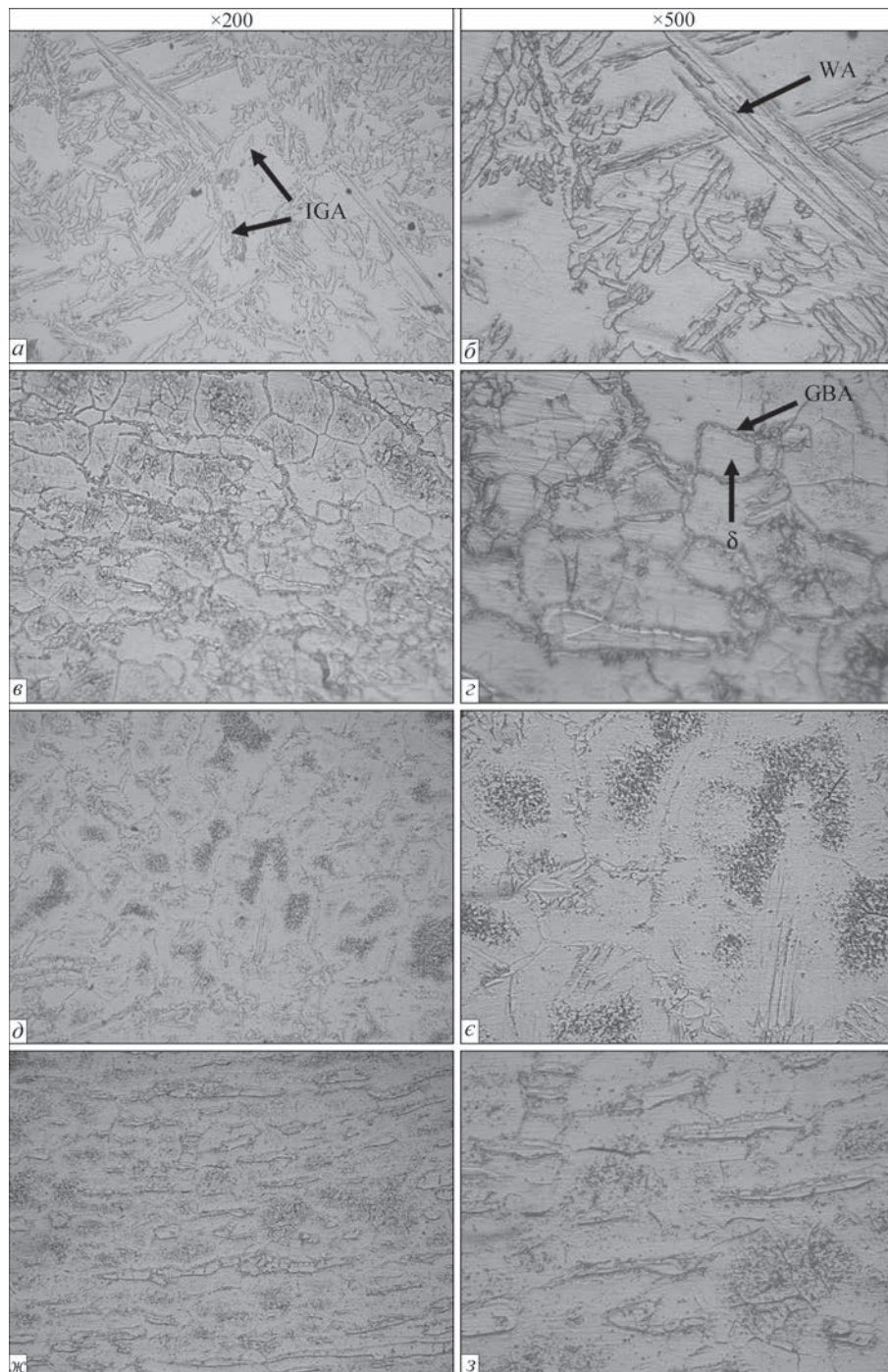


Рис. 5. Мікроструктури високотемпературної ЗТВ, змодельовані з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур $T = 1300 \dots 800 \text{ } ^\circ\text{C}$: а, б – зразок № 1, повітря, $W_{13/8} = 8,21 \text{ } ^\circ\text{C/c}$; в, в – зразок № 2, вода – середина шва, $W_{13/8} = 81,70 \text{ } ^\circ\text{C/c}$; д, е – зразок № 3, вода – початок шва, $W_{13/8} = 165,85 \text{ } ^\circ\text{C/c}$; ж, з – зразок № 4, вода – кратер шва $W_{13/8} = 320,51 \text{ } ^\circ\text{C/c}$

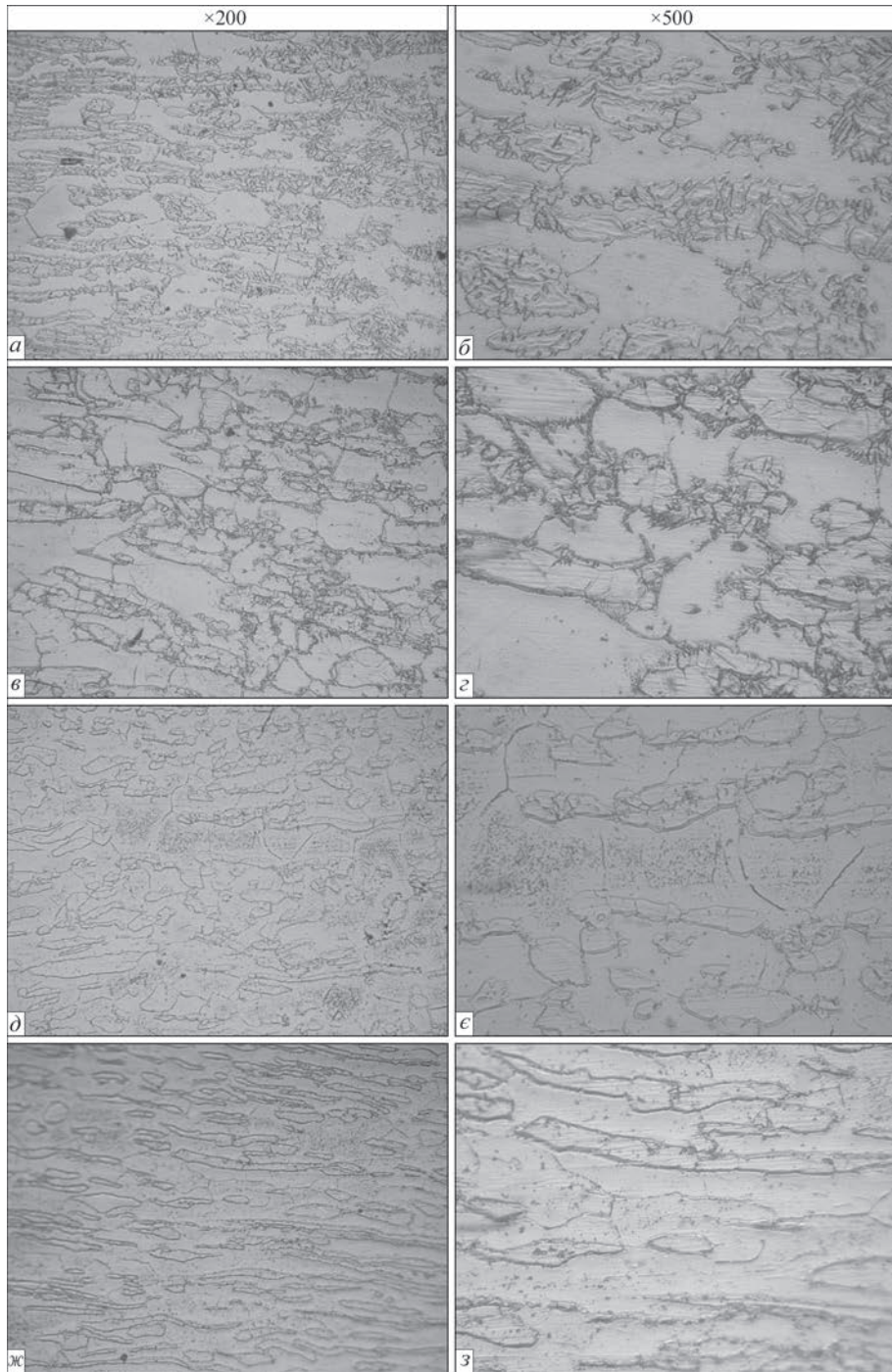


Рис. 6. Мікроструктури низькотемпературної ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур $T = 800 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$: а, б – зразок № 1, повітря, $W_{8/5} = 5,02 \text{ }^\circ\text{C/s}$; б, з – зразок № 2, вода – середина шва, $W_{8/5} = 50,34 \text{ }^\circ\text{C/s}$; д, е – зразок № 3, вода – початок шва, $W_{8/5} = 100,00 \text{ }^\circ\text{C/s}$; ж, з – зразок № 4, вода – кратер шва, $W_{8/5} = 161,29 \text{ }^\circ\text{C/s}$

рит, а зерна фериту ростуть при нагріві до пікової температури $T = 1300 \dots 1350 \text{ }^\circ\text{C}$ (в залежності від хімічного складу металу). Ця температура відповідає однофазній області фериту (рис. 1) [1]. При наступному охолодженні при пониженні температури ферит втрачає свою стабільність і перетворюється в аустеніт в діапазоні температур $T = 1300 \dots 500 \text{ }^\circ\text{C}$, який відповідає двофазній області аустеніту та фериту. Кінцевий фазовий склад мікроструктури ЗТВ є результатом після цих двох процесів, а саме, нагріву, а потім

охолодження. Саме від стадії охолодження, яка характеризується термічним циклом зварювання, в основному залежить кінцева мікроструктура ЗТВ. При швидкості охолодження $W_{13/8} = 8,21 \text{ }^\circ\text{C/s}$ спостерігається наявність всіх різновидів аустеніту, велика кількість зернограничного аустеніту, майже по всім границям зерен, також внутрішньозеренний аустеніт, та голчастий (стовпчастий), тобто відманштетовий аустеніт. Виділення надлишкових дрібних фаз не виявлено. При збільшенні швидкості охолодження з $W_{13/8} = 81,70$ до

Таблиця 4. Розмір зерен фериту в структурі металу ЗТВ в залежності від швидкості охолодження

Найменування зон	Інтервал температур, °C	Швидкість охолодження $W_{13/8}$, °C/c			
		8,21	81,70	165,85	320,51
		Розмір зерен $h \times l$, мкм			
I – зона великого зерна	1300...800 ВЗТВ	100...350×150...450	60...130×100...400	125...250×150...300	80...230×120...300
II – зона нормалізації	1100...800 ВЗТВ	50...150×100...160	50...100×100...200	50...155×100...200	50...150×100...200

320,51 °C/c морфологія виділення аустеніту змінюється. Вже не спостерігається виділення відманштетового аустеніту і зменшується кількість внутрішньозеренного аустеніту. При менших швидкостях охолодження крім нього присутній зернограничний аустеніт, а при швидкості охолодження $W_{13/8} = 320,51$ °C/c в мікроструктурі присутній практично тільки зернограничний аустеніт. Зі збільшенням швидкості охолодження від $W_{13/8} = 8,21$ до $W_{13/8} = 320,51$ °C/c спостерігається виділення надлишкової дрібної фази, переважно в великих зернах фериту, а також іноді на границях зерен аустеніту і фериту.

При вимірюванні мікротвердості при швидкості охолодження $W_{13/8} = 8,21$ °C/c найбільше значення має аустеніт в ВЗТВ, як голчастий (відманштетовий) аустеніт, так і зернограничний, $HV = 3300...5150$ МПа. Зменшення мікротвердості аустеніту відбувається зі збільшенням швидкості охолодження від $W_{13/8} = 8,21$ до $W_{13/8} = 320,51$ °C/c, як в ВЗТВ ($T = 1300...800$ °C) так і в НЗТВ ($T = 800...500$ °C) і знаходиться в діапазоні $HV = 3360...4390$ МПа. Мікротвердість аустеніту в ОМ становить, в основному, $HV = 2970...3090$ МПа, іноді досягає $HV = 3300...3570$ МПа. Така зміна мікротвердості аустеніту може свідчити про те, що основним елементом, який впливає на мікротвердість аустеніту, є азот. Від його вмісту в ґратці аустеніту залежить мікротвердість. Мікротвердість фериту при всіх швидкостях охолодження від $W_{13/8} = 8,21$ °C/c до $W_{13/8} = 320,51$ °C/c, як в ВЗТВ ($T = 1300...800$ °C) так і в НЗТВ ($T = 800...500$ °C) майже однакова і дорівнює $HV = 2300...2900$ МПа. Мікротвердість фериту в основному металі майже однакова $HV = 2300...2570$ МПа, іноді досягає $HV = 2970$ МПа, тобто мікротвердість фериту залишається незмінною як в ЗТВ, так і в основному металі.

В табл. 4 наведено розмір зерен фериту в змодельованій ЗТВ.

При всіх швидкостях охолодження спостерігається подрібнення зерен фериту в II температурній зоні порівняно з I зоною. При швидкості охолодження $W_{13/8} = 320,51$ °C/c розмір феритних зерен в ВЗТВ найменший і дорівнює 80...230×120...300 мкм (I зона), та 50...150×100...200 мкм (II зона) (табл. 4).

Ці дані ще раз підтверджують, що час знаходження в температурному інтервалі фазових пе-

ретворень не є єдиним чинником, який впливає на повноту фазових перетворень, а так само залежить від розміру зерен фериту, тобто від дифузії як феритоутворюючих, так і аустенітоутворюючих елементів – азоту, нікелю, марганцю, і в першу чергу від коефіцієнту дифузії азоту, оскільки він більший порівняно з іншими елементами – нікелем, марганцем, хромом та молібденем.

Фазовий склад ЗТВ.

На рис. 7 наведено зміни об'ємних часток фазових складових, фериту, аустеніту та надлишкової фази (імовірно виділення нітридів хрому Cr_2N) в залежності від швидкості охолодження в змодельованій ЗТВ дуплексної сталі в діапазоні температур $T = 1300...800$ °C, які визначено з застосуванням програмного забезпечення для аналізу зображень MIPAR.

На рис. 8 наведено мікроструктури змодельованої ЗТВ з різною швидкістю охолодження, що відповідають діапазону температур $T = 1300...800$ °C, які були використані для визначення фазового складу з застосуванням програмного забезпечення MIPAR.

В табл. 5 наведено значення об'ємних часток фазових складових ЗТВ змодельованої з різною швидкістю охолодження, в діапазоні температур $T = 1300...800$ °C, які визначені з застосуванням програмного забезпечення MIPAR.

Якщо порівняти фазовий склад мікроструктур при різних швидкостях охолодження в високотемпературному діапазоні ВЗТВ ($T = 1300...800$ °C), то при збільшенні швидкості охолодження від $W_{13/8} = 8,21$ до 320,51 °C/c вміст аустеніту зменшується більш ніж в 2 рази, а вміст фериту навпаки збільшується в 1,2 рази.

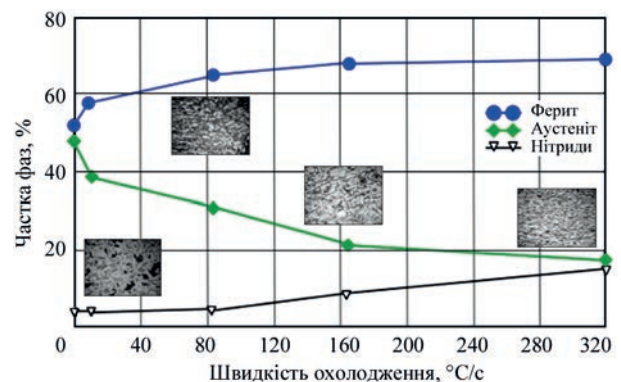


Рис. 7. Фазовий склад ЗТВ дуплексної сталі в залежності від швидкості охолодження в діапазоні температур 1200 (1300)...800 °C

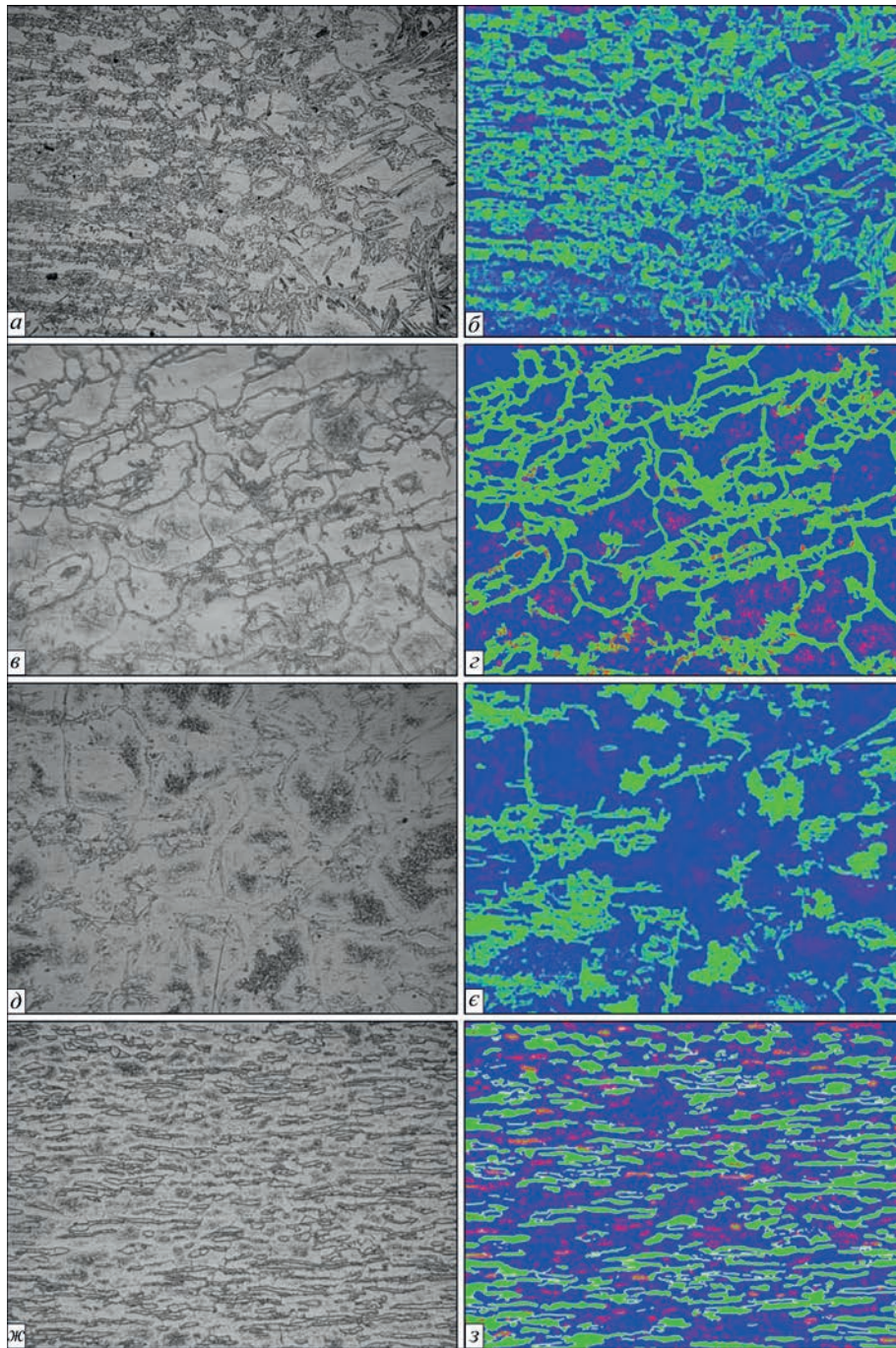


Рис. 8. Мікроструктури ($\times 100$) змодельованої ЗТВ з різною швидкістю охолодження, які оброблені з застосуванням програмного забезпечення MIPAR: *а, б* – зразок № 1, повітря, $W_{13/8} = 8,21$ °C/c; *в, з* – зразок № 2, вода – середина шва, $W_{13/8} = 81,70$ °C/c; *д, е* – зразок № 3, вода – початок шва, $W_{13/8} = 165,85$ °C/c; *ж, з* – зразок № 4, вода – кратер шва, $W_{13/8} = 320,51$ °C/c. Матриця – ферит; зерно – аустеніт; маленькі краплинки – нітриди

Дані, наведені в табл. 5, свідчать про те, що перетворення фериту в аустеніт відбувається практично в повній мірі в ВЗТВ в I та II зонах в температурному інтервалі $T = 1300 \dots 800$ °C, а повнота перетворення залежить від часу знаходження в даному інтервалі та від розміру феритних зерен. В той же час морфологія виділення аустеніту в більшій мірі залежить від часу знаходження в даному температурному інтервалі. При швидкості охолодження $W_{13/8} = 8,21$ °C/c час знаходження в температурному інтервалі $T = 1300 \dots 800$ °C

Таблиця 5. Фазовий склад ЗТВ, змодельованої з різною швидкістю охолодження в діапазоні температур $T = 1300 \dots 800$ °C

Швидкість охолодження ЗТВ, °C/c	Частка фаз, %		
	δ , ферит	γ , аустеніт	Надлишкова фаза (дрібна)
Основний метал	52,000	48,000	–
8,21	57,499	38,674	3,236
81,70	64,644	30,268	3,746
165,85	67,696	20,965	8,606
320,51	68,848	17,733	13,437

складає 60,88 с, в мікроструктурі спостерігається наявність всіх видів аустеніту – зернограничного, відманштетового та внутрішньозеренного. Виділення надлишкових фаз не спостерігається. При збільшенні швидкості охолодження до $W_{13/8} = 320,51$ °C/с морфологія виділення аустеніту змінюється, вже не спостерігається виділення голчастого (відманштетового) аустеніту і зменшується кількість внутрішньозеренного аустеніту. При всіх швидкостях охолодження присутні зернограничний аустеніт, а при швидкості охолодження $W_{13/8} = 320,51$ °C/с в мікроструктурі присутні практично тільки зернограничний аустеніт. Зі збільшенням швидкості охолодження від $W_{13/8} = 81,70$ до $320,51$ °C/с спостерігається виділення дрібних надлишкових фаз переважно в великих зернах фериту, а також іноді на границях зерен аустеніту і фериту.

Аналіз хімічних елементів у високотемпературній зоні термічного впливу ($T = 1300 \dots 800$ °C) виявив виділення надлишкових фаз з підвищеним вмістом хрому як в аустеніті, так і фериті. Це пояснюється тим, що при високій швидкості охолодження перетворення фериту в аустеніт не відбувається в повній мірі, кількість виділення аустеніту зменшується і в феритних зернах спостерігається виділення надлишкової фази з більшим вмістом хрому (імовірно Cr_2N). При швидкості охолодження $W_{13/8} = 320,51$ °C/с в І зоні ($T = 1300 \dots 800$ °C) в зернах фериту за допомогою скануючого мікроскопу (СЕМ) виявлені виділення стрижневого типу довжиною до 10 мкм з вмістом хрому в кількості 23,2...24,14 %. Нітриди хрому Cr_2N , що виявлені в роботі [13], так само мають стрижнеподібний вигляд. Це вказує на те, що це є імовірно нітриди хрому Cr_2N , так як в основному металі міститься азоту в кількості 0,1515 %, а вміст вуглецю нижче ніж 0,02 % (0,018 %). Оскільки процес перетворення фериту в аустеніт є дифузійним процесом, то від коефіцієнтів дифузії феритоутворюючих елементів та аустенітоутворюючих елементів, в першу чергу азоту, залежить повнота перетворення фериту в аустеніт, тобто кінцевий фазовий склад мікроструктури ЗТВ (табл. 5, рис. 7).

Отримані дані можуть свідчити про те, що повнота фазових перетворень залежить не тільки від швидкості охолодження та часу знаходження в температурному інтервалі, де відбувається перетворення фериту в аустеніт, а також від розміру зерен фериту.

Висновки

1. Досліджено вплив швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад в змодельованій з застосуванням Gleeble -3800 ЗТВ дуплексної

сталі 2205. Змодельовані мікроструктури зі швидкостями охолодження від $W_{13/8} = 8,21$ до $320,51$ °C/с, а також від $W_{8/5} = 5,02$ до $161,29$ °C/с показали зміну фазового складу аустеніту та фериту. В найбільшій мірі зміна об'ємних часток фаз відбувається при швидкостях охолодження $W_{13/8}$ – від 81,70 до $320,51$ °C/с, які відповідають швидкостям охолодження при мокрому підводному зварюванні у високотемпературній зоні термічного впливу.

2. При збільшенні швидкості охолодження $W_{13/8}$ – від 8,21 до $320,51$ °C/с відбувається зменшення об'ємної частки аустеніту в 2,18 рази (від 38,67 до 17,73 %), вміст об'ємної частки фериту навпаки збільшується в 1,2 рази (від 57,41 до 68,85 %).

3. Вміст аустеніту при швидкостях охолодження $W_{13/8}$ – від 81,70 до $320,51$ °C/с, які відповідають швидкостям охолодження при мокрому підводному зварюванні, зменшується від 30,27 до 17,73 %. Основну частку складає зернограничний та внутрішньозеренний аустеніт. При швидкостях охолодження $W_{13/8} = 8,21$ та $5,02$ °C/с, які притаманні зварюванню на повітрі, спостерігаються усі види аустеніту: зернограничний, голчастий (відманштетовий) аустеніт та внутрішньозеренний.

4. Фазове перетворення фериту в аустеніт відбувається практично у високотемпературній зоні термічного впливу, у діапазоні температур $T = 1300 \dots 800$ °C.

5. Повнота фазового перетворення фериту в аустеніт залежить від швидкості охолодження, тобто часу знаходження в даному інтервалі температур, і так само від розміру зерен фериту.

6. Кількість виділення надлишкової фази (імовірно нітридів хрому Cr_2N) знаходиться в прямо пропорційній залежності від швидкості охолодження, а також залежить від кількості аустенітної складової. Зі збільшенням швидкості охолодження кількість виділення нітридів хрому збільшується від 3,24 до 13,44 %, тобто майже в чотири рази.

7. Зі збільшенням швидкості охолодження спостерігається зменшення розміру зерен фериту.

8. Кількість феритної складової зі збільшенням швидкості охолодження збільшується, але не є критичною і складає 68,85 %, тобто не досягає 70 %, що дозволяється рекомендаціями та стандартами. Незважаючи на те, що швидкість охолодження при мокрому підводному зварюванні на порядок більш, ніж при зварюванні на повітрі, завдяки подрібненню мікроструктури критичного збільшення частки фериту не спостерігається.

9. Отримані дані можуть бути застосовані при виборі режимів і типу легування металу шва при мокрому підводному зварюванні.

10. Рекомендації по діапазону значень погонної енергії зварювання $Q = 0,5 \dots 2,5$ кДж/мм для сталі

2205, які розроблені для зварювання на повітрі і які сприяють отриманню збалансованого фазового складу ЗТВ дуплексної нержавіючої сталі 2205 мають підлягати коригуванню при мокрому підводному зварюванні.

11. Результати досліджень по впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та фазовий склад ЗТВ, змодельованою методом Gleeble-3800 дуплексної сталі (DSS 2205), відповідають тільки тим ТЦЗ і тільки тому хімічному складу основного металу, які застосовані в даному дослідженні.

Список літератури/References

1. Verma, I., Taiwade, R., R.V (2017) Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments – A review. *Journal of Manufacturing Processes*, 25, 134–152.
2. Bermejo, V.M.A., Hurtig, K., Hosseini, V.A. et al. (2016) Monitoring thermal cycles in multi-pass welding. In *Proceedings of the 7th International Swedish Production Symposium (SPS-16)*, Lund, Sweden, 25–27 October.
3. Bermejo, V.M.A., Hurtig, K., Karlsson, L., Svensson, L.E. (2017) A step forward in understanding superduplex multi-pass welds by monitoring thermal cycles. In *Proceedings of the 70th IIW Annual Assembly, Shnghai, China, 28 June*.
4. Bermejo, M.A.V., Daniel, E., Hurtig, K., Karlsson, L. (2019) *A New Approach to the Study of Multi-Pass Welds-Microstructure and Properties of Welded 20-mm-Thick Superduplex Stainless Steel*. <http://www.researchgate.net/publication/331715232>.
5. Hosseini, V.A., Karlsson, L., Engelberg, D., Wessman, S. (2018) Time-temperature – precipitation and property diagrams for super duplex stainless steel weld metals. *Weld. World*, 62, 517–533.
6. Hsienh, R.-J., Liou, H.-Y., Pan, Y.-Ts. (2001) Effects of Cooling Time and Alloying Elements on the Microstructure of the Gleeble-Simulated Heat-Affected Zone of 22% Cr Duplex Stainless Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 10(5), 526–536.
7. Wu, T.-h., Wang, J.-j., Li, H.-b et al. (2018) *Effect of heat input on austenite microstructural evolution of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel*. <https://doi.org/10.1007/s42243-018-0134-z>.
8. Lippold, J.C., Varol, I., Baeslack, W.A. (1994) The Influence of Composition and Microstructure on the HAZ Toughness of Duplex Stainless Steels at –20 °C. *Welding Research Supplement 1*, 75–79.
9. Zhou, Y., Zou, D., Li, K. et al. (2018) Effect of Cooling Time on Microstructure and Properties of 2507 Super Duplex Stainless Steel Welding Heat-Affect Zone. *Materials Science Forum* ISSN: 1662-9752, 940, 5358. Trans Tech Publications, Switzerland.
10. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю (2008). Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, 3, 31–33.
11. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu (2008). Modern transformation modeling capabilities austenite in welds of low-alloy steels. *Автоматич. Сварка*, 3, 31–33 [in Russian].
12. Hasui, A., Suga, Y. (1980) On cooling of Underwater Welds. *Trans. of the Japan welding Society. (IWS)*. Bol. 11, 1. April.
13. Geipl, H. (1989) MAGM-Schweissen von Rorrosionsbeständigen Duplex-Stählen 22Cr5(9)Ni3Mo. Entfluss von schutzgas- und werfahrenvarianten. Linde – Sonderdruck. №146, Hällriegels – kreuth.
14. Hu, Y., Shi, Y., Shen, X., Wang, Zh. (2017) Microstructure, Pitting Corrosion Resistance and Impact Toughness of Duplex Stainless Steel Underwater Dry Hyperbaric Flux-Cored Arc Welds. *Materials*, 10, 1443, www.mdpi.com/journal/materials.

INFLUENCE OF COOLING RATE ON MICROSTRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF HAZ OF DUPLEX (DSS) 2205 STEEL IN WET UNDERWATER WELDING

S.Yu. Maksymov, G.V. Fadeeva, V.A. Kostin, A.A. Radzievskaya, D.V. Vasilyev

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

The article shows the results of the analysis of changes in the microstructure and volumetric particles of phase components of HAZ metal in modelling with the use of the Gleeble-3800 device of welding thermal cycles, which are inherent in wet underwater welding and welding in air. The value of cooling rate of different areas of weld metal in wet underwater welding and welding in air was determined. It is shown that as a result of cooling impact of water environment, the cooling rate in wet underwater welding is almost by an order higher than that of welding in air ($W_{13/8} = 8.21$ °C/c – air, in the middle of the weld, and in wet underwater welding it is accordingly $W_{13/8} = 81.70$ °C/c in the middle of the weld, $W_{13/8} = 165.85$ °C/c at the beginning of the weld and $W_{13/8} = 320,51$ °C/c in the weld crater). The change in volumetric particles of phase components of ferrite, austenite and excess phases (chromium Cr₂N nitride) was determined in the microstructure of HAZ metal depending on the cooling rate. Phase transformations almost completely occur in the high-temperature heat-affected-zone (HHAZ) in the temperature range $T = 1300...800$ °C. Contribution of low-temperature heat-affected-zone (LHAZ), temperature range $T = 800...500$ °C on the change in phase components is negligible. The amount of ferritic and austenitic components and especially the morphology of austenite in the microstructure of HHAZ depend on the cooling rate, as well as the amount of precipitation of excess phases (probably chromium Cr₂N nitrides). Ref. 13, Tabl. 5, Fig. 8.

Keywords: duplex steels, wet underwater welding, input energy, cooling rate, phase composition, austenite, ferrite, microstructure in HAZ, HAZ modelling, thermal welding cycle, Gleeble

Надійшла до редакції 06.09.2023



Збірка тез доповідей науково-технічної конференції «Сучасні напрями розвитку адитивних технологій» 27 листопада 2023, Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона

Зі збіркою тез можна ознайомитись у відкритому доступі за посиланням <http://pwi-scientists.com/ukr/at2023>, або замовити друковану версію в редакції журналу «Автоматичне зварювання».

СТРУКТУРА АБРАЗИВНОТРИВКИХ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ ТА ЗАЛІЗА

С.В. Максимова

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: maksymova.svitlana15@ukr.net

З метою підвищення експлуатаційних характеристик різних виробів використовують зносостійкі матеріали, які містять карбіди вольфраму. В даній роботі наведені узагальнені результати досліджень з отримання зносостійких наплавлених шарів абразивнотривких матеріалів на надтвердий матеріал ВК10 і сталь 30Х. Викладені результати металографічних досліджень, локального мікрорентгеноспектрального аналізу з визначення хімічної неоднорідності, мікроструктури абразивнотривких матеріалів на основі: нікелю TeroCote[®] 7888 Т (фірми Castolin); заліза Diamax М (фірми Castolin); заліза стрічковий реліт марки АН ЛЗ-11-7 (Україна) в вихідному стані та після наплавлення на основний матеріал. Встановлено хімічний склад окремих фаз, показано, що основна абразивнотривка фаза даних матеріалів – карбід вольфраму характеризується різною морфологією і різними розмірами. Зносостійкий матеріал марки TeroCote[®] 7888 Т (Ni–Cr–Fe–Si) в вигляді гнучкого дроту складається (до наплавлення) з нікелевого сердечника, який вкритий композитним матеріалом, що містить велику кількість карбідів вольфраму поліедричної форми. Досліджено міжфазну границю основний метал – абразивнотривкий наплавлений матеріал, що формується в процесі нанесення на основний метал і показано, що після наплавлення карбіди вольфраму хаотично розподіляються в нікелевій матриці, утворюють гетерогенний сплав. Бібліогр. 14, табл. 4, рис. 5.

Ключові слова: мікроструктура, карбід вольфраму, наплавлений абразивнотривкий матеріал, надтвердий матеріал ВК10, сталь 30Х

Вступ. Зносостійкі покриття, в тому числі, наплавлені абразивнотривкі матеріали застосовують в різних галузях промисловості для підвищення експлуатаційних характеристик та подовження терміну функціонування конструкцій різного призначення. В якості елементів, що підвищують зносостійкість і забезпечують конструкціям стійкість до корозії, слугують композитні матеріали, що містять хімічні сполуки типу карбідів вольфраму, боридів, нітридів і силіцидів тугоплавких металів, а також оксид алюмінію та синтетичні надтверді матеріали на основі алмазу і ельбору та ін. [1–4]. Такі матеріали наносять на робочу поверхню виробів різними методами: дифузійним насиченням, газотермічним напиленням, мікроплазмовим порошковим наплавленням, електродуговим наплавленням порошковим дротом під флюсом та іншими [5–8].

Особливо важливе значення мають абразивнотривкі матеріали, що застосовуються для підвищення міцності бурового інструменту [9, 10], який експлуатується в жорстких умовах абразивного навантаження та корозивного середовища. Вивчення взаємодії наплавленого шару зносостійкого матеріалу з підкладкою основного металу і формування міжфазної границі основний матеріал – покриття є актуальним завданням.

Мета даної роботи полягає в проведенні структурних і мікрорентгеноспектральних досліджень абразивнотривких матеріалів у вихідному стані та після наплавлення на надтвердий матеріал ВК10 і сталь 30Х.

Максимова С.В. <https://orcid.org/0000-0003-0158-5760>
© С.В. Максимова, 2023

Матеріали та методи досліджень. Для проведення експериментів щодо нанесення зносостійких матеріалів на поверхню пластинчатих зразків зі сталі 30Х (Fe–(0,8...1,1)Cr–(0,5...0,8)Mn–0,3Ni–0,3Cu–(0,17...0,37)Si–(0,24...0,32)C і надтвердого матеріалу ВК10 (WC–10Co) використовували абразивнотривкі матеріали: самофлюсуючий пруток на основі нікелю TeroCote[®] 7888 Т (фірми Castolin, в вигляді гнучкого шнуру діаметром 5 мм, який вкритий композитним матеріалом); на основі заліза Diamax М (фірми Castolin в вигляді сталльної трубки діаметром 4 мм, яка наповнена самофлюсуючими компонентами); на основі заліза стрічковий реліт АН ЛЗ-11-7 (Україна) у формі сталевий прямокутної трубки (7×3,5 мм), що містить глобулярні часточки карбідів вольфраму [11, 12]. Наплавлення виконували неплавким електродом в середовищі аргону за режимом: $U = 10...12$ V; $I = 55...100$ А.

Зразки для вивчення мікроструктури різали перпендикулярно наплавленого шару і за стандартною методикою готували мікрошліфи, які досліджували з застосуванням електронного растрового мікроскопу CamScan-4 (Англія), що оснащений енергодисперсійним аналізатором ENERGY 200 з програмним забезпеченням INCA. Шліфи досліджували без хімічного травлення, роздільна здатність мікроскопу становить 1 мкм.

Результати експериментів та їх обговорення. Перед отриманням наплавленого зносостійкого шару на основному матеріалі досліджували структуру і хімічну неоднорідність абразивнотривких матеріалів у вихідному стані: на основі заліза

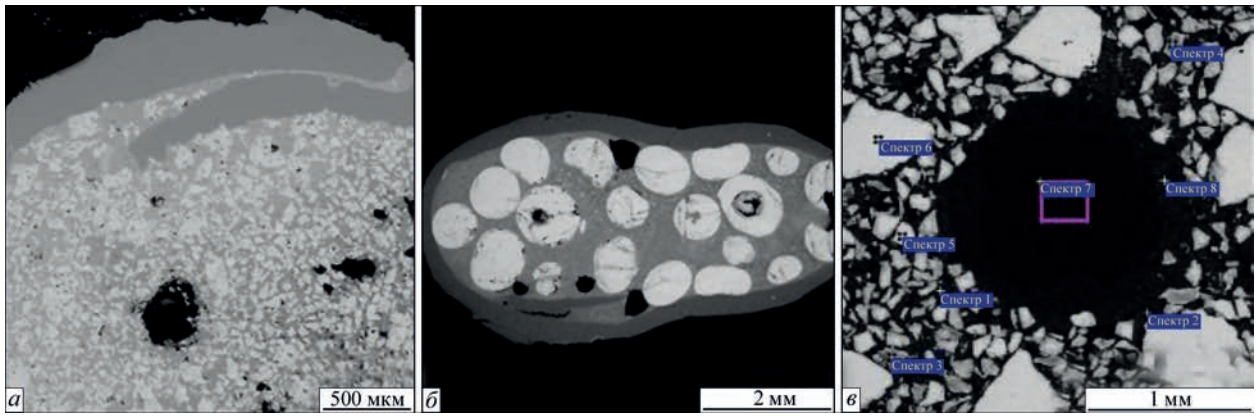


Рис. 1. Мікроструктура абразивнотривких матеріалів у вихідному стані: Diamax M (а); стрічковий реліт АН ЛЗ-11-7 (б); TeroCote[®] 7888 T (в)

Diamax M (фірми Castolin в вигляді сталевий трубки діаметром 4 мм, яка наповнена самофлюсуючими компонентами); на основі заліза стрічковий реліт марки АН ЛЗ-11-7 (Україна) у формі сталевий прямокутної трубки (7×3,5 мм); самофлюсуючий гнучкий шнур діаметром 5 мм на базі сплаву Ni-Cr TeroCote[®] 7888 T (фірми Castolin) (відповідно рис. 1, а–в).

Отримані результати мікрорентгеноспектральних досліджень показали, що прутки Diamax M (рис. 1, а) і стрічковий реліт АН ЛЗ-11-7 в вихідному стані (рис. 1, б) складаються з оболонки (трубки – на основі Fe), в якій знаходяться час-

тинки карбідів вольфраму різних розмірів, легуючі елементи, розкислюючі та флюсоутворюючі домішки. Морфологія карбідів вольфраму в реліті характеризується глобулярною формою і значно більшими розмірами в порівнянні з карбідними часточками, що знаходяться в зносостійкому матеріалі Diamax M і TeroCote[®] 7888 T.

Структура абразивнотривкого матеріалу TeroCote[®] 7888 T до наплавлення складається з нікелевого сердечника, який покритий композиційним матеріалом (рис. 1, в, табл. 1), що вміщує велику кількість колотих карбідів вольфраму неправильної форми, розмір яких знаходиться в межах від 0,7 мм до декількох мікрон (їх кількість в об'ємі становить < 65 %) і розподілені вони в матриці сплаву на базі системи Ni–Cr–Fe–Si.

Вивчення структури зразків з надтвердого матеріалу ВК10 з наплавленими абразивнотривкими покриттями на основі заліза Diamax M і стрічкового реліту марки АН ЛЗ-11-7 показали, що на окремих ділянках напавленого шару (переважно в гальтельній зоні) утворюються тріщини (рис. 2, а, б).

Це можна пояснити значною різницею коефіцієнтів термічного розширення основного металу, матриці напавленого сплаву (на основі нікелю) та карбідної фази (для WC становить $3 \cdot 10^{-6}$ град

Таблиця 1. Склад досліджуваних фаз абразивного матеріалу TeroCote[®] 7888 T

Номер спектру	Хімічні елементи, мас. %					
	C*	Si	Cr	Fe	Ni	W
1	8,46	1,60	7,00	2,84	70,19	9,91
2	8,27	1,56	6,88	2,77	68,80	11,71
3	10,75	0,00	1,76	0,51	27,89	59,09
4	10,47	0,00	1,51	0,43	32,47	55,11
5	11,24	0,00	0,00	0,00	0,00	88,76
6	11,12	0,00	0,00	0,00	0,00	88,88
7	8,78	0,18	0,00	0,00	91,04	0,00
8	8,94	1,60	6,61	2,81	71,35	8,69

Примітка: C* – визначено якісно.

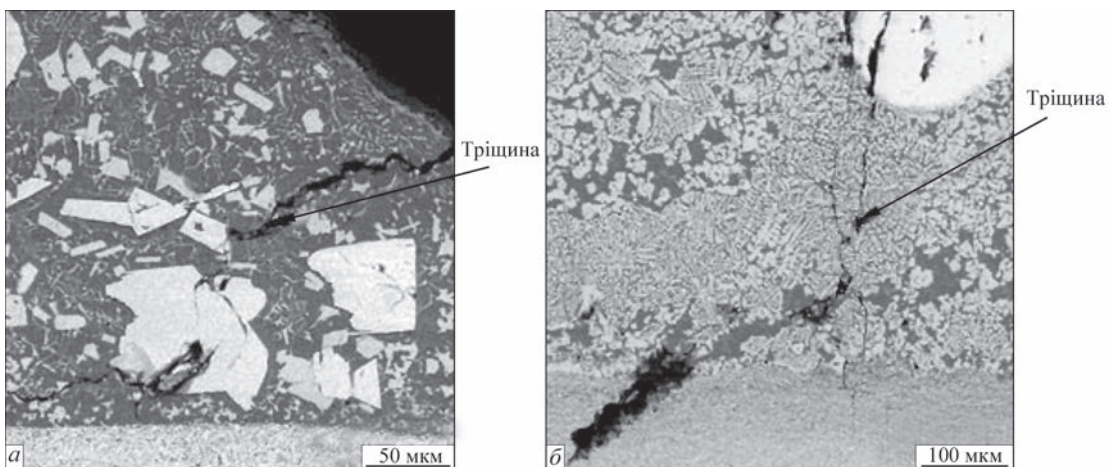


Рис. 2. Мікроструктура напавленого абразивнотривкого матеріалу Diamax M (а) і стрічкового реліту марки АН ЛЗ-11-7 (б) на підкладці надтвердого матеріалу ВК10

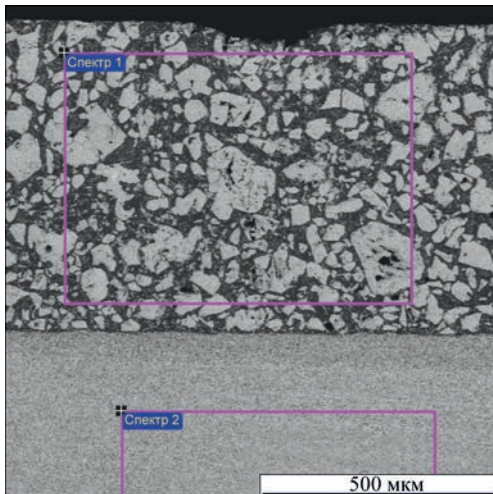


Рис. 3. Наплавлений шар Diamax M на надтвердому матеріалі BK10

Таблиця 2. Склад наплавленого шару Diamax M

Номер спектру	Хімічні елементи, мас. %				
	C*	Mn	Fe	Co	W
1	13,19	0,89	27,60	–	58,32
2	11,70	–	–	12,17	76,13

Примітка. C* – визначено якісно.

[13], що призводить до виникнення напружень і, відповідно, до формування тріщин в процесі охолодження.

В центральній зоні наплавленого шару зносостійкого матеріалу Diamax M (на надтвердому матеріалі BK 10) спостерігається формування доволі однорідної структури з великою кількістю карбідів вольфраму в залізній матриці (рис. 3, табл. 2).

При дослідженні структури металу, наплавленого стрічковим релітом АН ЛЗ-11-7 на підкладку з надтвердого матеріалу BK10, встановлено присутність значної доли карбідів вольфраму, які характеризуються глобулярною формою і великим розміром (до 1 мм). Виділяються вони на тлі залізної матриці (рис. 4, а), в деяких ділянках спостерігаються пори (рис. 4, б).

Структура зносостійкого шару TeroCote[®] 7888 T, наплавленого на надтвердий матеріал BK10 ха-

рактеризується формуванням чистої міжфазної границі (рис. 5, а), дефекти у вигляді пор і тріщин відсутні. Дифузійні шари вздовж міжфазної границі наплавлений матеріал – сплав BK10 не спостерігаються. Карбідна фаза у вигляді білих частинок неправильної геометричної форми різних розмірів розподіляється в нікель-хромовій матриці, яка містить кобальт 2,69...4,53 % та близько 2 % заліза (рис. 5, а, табл. 3). За розмірами вона значно відрізняється від описаних вище. На тлі нікель-хромової матриці спостерігаються включення голкоподібної фази, вона також виділяється в вигляді дисперсних часточок по периметру карбідів вольфраму. Дана фаза збагачена нікелем (10,96 %) і містить 2,93 % хрому.

Такий хімічний склад обумовлений наявністю градієнту концентрацій хімічних елементів на міжфазній границі і свідчить про протікання дифузійних процесів [14] під час наплавлення та про насичення нікелевої матриці кобальтом та іншими складовими компонентами підкладки і наплавленого металу.

При наплавленні абразивотривкого матеріалу TeroCote[®] 7888 T на сталь 30X дефекти теж відсутні (рис. 5, б). Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом визначено, що мікроструктура наплавленого металу складається з нікелевої матриці, яка збагачена залізом і містить також хром (2,62...3,7 %) та незначну кількість інших елементів (табл. 4).

Часточки карбиду вольфраму розподіляються хаотично у пластичній нікелевій матриці, яка містить 15,43...25,27 % заліза. Слід зауважити, що концентрація заліза плавно підвищується при наближенні до основного металу. В даній зоні зосереджені доволі крупні карбідні часточки (розміром до 500 мкм) та голковидні дисперсні, довжина яких знаходиться в межах 3...15 мкм, а ширина від 1 до 3 мкм [15].

Слід зазначити, що при дослідженні зносостійкості наплавлених шарів абразивотривких мате-

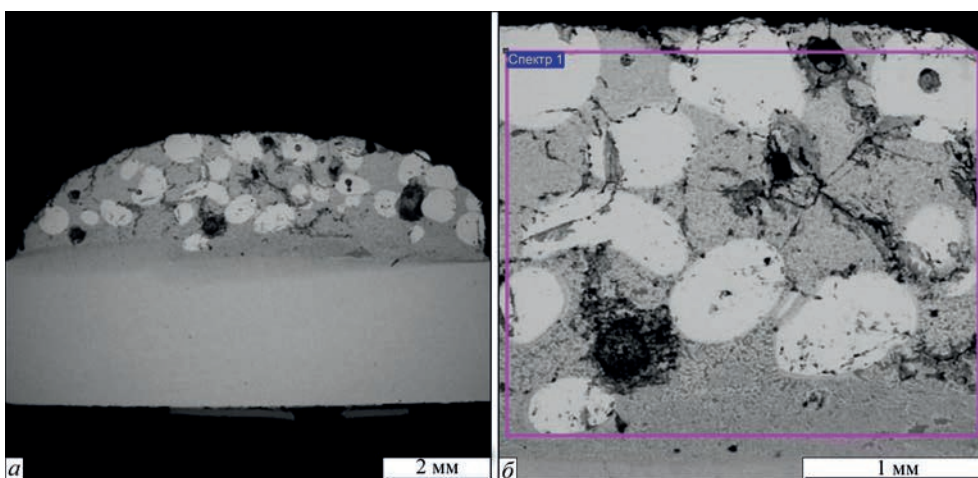


Рис. 4. Загальний вигляд наплавленого металу (а) і ділянка з порами (б) при застосуванні стрічкового реліту АН ЛЗ-11-7

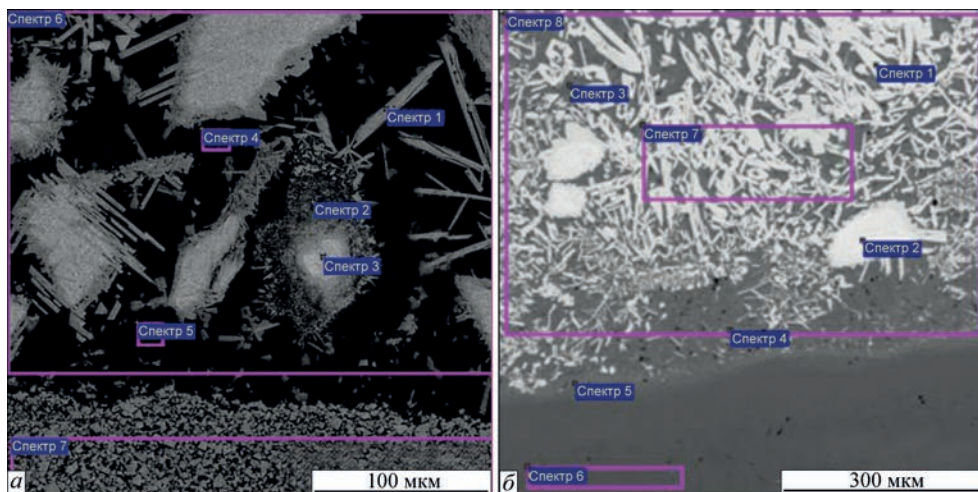


Рис. 5. Мікроструктура шару TeroCote 7888[®] Т, наплавленого на сплав ВК10 (а) і сталь 30Х (б)

Таблиця 3. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу наплавленого матеріалу TeroCote 7888[®] Т на сплав ВК10

Номер спектру	Хімічний склад, мас. %						
	C*	Si	Cr	Fe	Co	Ni	W
1	10,25	–	2,93	–	–	10,96	75,87
2	9,69	–	4,36	1,17	2,02	42,43	40,32
3	10,15	–	–	–	–	–	89,85
4	7,73	1,50	5,07	1,81	2,69	71,34	9,86
5	7,86	1,14	4,25	1,97	4,53	69,65	10,60
6	9,31	–	3,62	1,15	2,04	33,49	50,38
7	9,71	–	1,61	–	2,00	15,12	71,56

Примітка. C* – визначено якісно.

Таблиця 4. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу зразка зі сталі 30Х з наплавленим шаром TeroCote[®] 7888 Т

Номер спектру	Хімічний склад, мас. %						
	C*	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	W
1	10,48	0,00	2,69	0,00	3,15	9,33	74,35
2	10,27	0,00	0,00	0,00	0,22	0,23	89,28
3	9,00	1,67	3,70	0,13	15,43	66,46	3,60
4	8,99	1,05	3,02	0,18	23,39	56,96	6,41
5	8,48	0,99	2,62	0,10	25,27	55,38	7,16
6	7,03	0,38	0,92	0,60	90,67	0,15	0,25
7	9,00	0,00	3,13	0,16	5,94	25,73	56,04
8	8,33	0,00	3,15	0,18	8,24	31,24	48,87

Примітка. C* – визначено якісно.

ріалів встановлено перспективність зносостійкого матеріалу TeroCote 7888[®] Т [16]. Результати проведених металографічних, мікрорентгеноспектральних досліджень наплавленого шару абразивотривкого матеріалу TeroCote 7888[®] Т лягли в основу технології ремонту бурових доліт [16], які оснащені алмазно-твердосплавними різцями (АТР).

Висновки

Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом і металографічними дослідженнями вивчено структуру абразивотривких матеріалів у вихідному стані та після наплавлення на надтвердий сплав ВК10 і сталь 30Х. Показано, що в досліджених абразивотривких матеріалах карбідна фаза значно відрізняється за морфологією

і розміром. На основі отриманих результатів досліджень встановлено, що більш перспективним є композиційний зносостійкий матеріал TeroCote 7888[®] Т, який забезпечує формування якісного бездефектного наплавленого шару та чистої міжфазної границі абразивотривкий матеріал – основний метал. Часточки карбиду вольфраму обмеженої морфології, що характеризуються різними розмірами, рівномірно розподілені в пластичній матриці нікелевого сплаву. Отримані результати досліджень лягли в основу розробки технології ремонту бурових доліт.

Список літератури

1. Тарельник В.Б., Коноплянченко Е.В., Саржанов Б. А., Гапонова О. П. (2020) Оценка гидроабразивной износостойкости конструкционных материалов с функциональными покрытиями, сформированными ресурсосберегающими и экологическими технологиями. *Тези доповідей VII Міжнародної науково-практичної конференції «Актуальні проблеми інженерної механіки», Одеса, Одеська державна академія будівництва та архітектури*, Україна, 336–340.
2. Bartkowski D., Matysiak W. and Wojtko K. (2018) Stellite-6 surface layers reinforced with hard and refractory WC particles produced on steel for metal forming. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 393 012093. DOI:10.1088/1757-899X/393/1/012093
3. Xie Z., Zhang Ch., Wang R., Li D., Zhang Y., Li G., Lu X. (2021) Microstructure and wear resistance of WC/Co-based coating on copper by plasma cladding. *Journal of materials research and technology*, 15, 821–833. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.114>
4. Linmin Wu, Xingye Guo and Jing Zhang. (2014). Abrasive Resistant Coatings-A Review. *Lubricants*, 2, 66–89. DOI:10.3390/lubricants2020066
5. Борисова А.Л., Капорик Н.И., Цымбалистая Т.В., Васильковская М.А. (2019) Диффузионные жаростойкие покрытия для нержавеющей и углеродистой сталей. *Автомат. сварка*, 10, 28–35.
6. Ющенко К. А., Яровицин А.В., Червяков Н.О. (2017) Влияние энергетических показателей режимов на склонность к образованию трещин при микроплазменной порошковой наплавке никелевого сплава ЖС32. *Автомат. сварка*, 2, 3–7. <https://doi.org/10.15407/as2017.02.01>
7. Рябцев І.О., Бабінець А.А., Ленігоров І.П. (2023) Зварювально-технологічні властивості порошкового дроту, шхфта якого містить лігатуру з бором. *Автомат. зварювання*, 9, 17–20. <https://doi.org/10.37434/as2023.09.03>

8. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K., and Turyk E.V. (2015) *Materials, Technologies, Mathematical Modeling*, Silesian Publishing House of Polytechnic Institute, Gliwice.
9. Khorunov V.F., Maksymova S.V., Stefaniv B.V. (2010) Manufacture of drill bits for production of dispersed methane in mine working. *The Paton Welding J.*, **6**, 41–43.
10. Фрумин Е. И., Пащенко М. А. Жудра А. П. (1977) Ленточный релит для наплавки буровых долот. *Сварочное производство*, **2**, 16–18.
11. Материалы компании Postalloy (США) для наплавки защитных покрытий. [Электронный ресурс] <http://www.postle.com>. Дата доступа 8.08.2023
12. *Materials for brazing and surfacing TeroCote[®]*. [Electronic resource] <http://www.castolin.com.ua>. Дата доступа 8.08.2023
13. Кудинова Е. В. (2016) Синтез ультрадисперсных модифицированных слоев на твердых сплавах плазменной обработкой. *Дисс. канд. техн. наук.: 05.03.07 – процессы физико-технической обработки*. Мариуполь.
14. Maksymova S. V. (2023) Influence of Diffusion Processes on the Structure of Brazed Joints of Titanium Aluminides. Chapter 2 in the book *Current Topics and Emerging. I.M.S. BP Internat*, **2**: 14–29. DOI: 10.9734/bpi/cteims/v2/5554A
15. Максимова С.В., Стефанив Б.В. (2017) Микроструктура и химическая неоднородность защитных покрытий. *Сб. трудов международной научной конференции «Материалы для работы в экстремальных условиях»*, Киев, КПИ, Украина, 163–165.
16. Stefaniv B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *The Paton Welding J.*, **9**, 26–29. DOI: 10.15407/tpwj2016.09.05
3. Xie Z., Zhang Ch., Wang R., Li D., Zhang Y., Li G., Lu X. (2021) Microstructure and wear resistance of WC/Co-based coating on copper by plasma cladding. *Journal of materials research and technology*. **15**, 821–833. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.114>
4. Linmin Wu, Xingye Guo and Jing Zhang. (2014). Abrasive Resistant Coatings-A Review. *Lubricants*, **2**, 66–89; doi:10.3390/lubricants2020066
5. Borisova A.L., Kaporik N.I., Tsymbalistaya T.V., Vasilkovskaya M.A. (2019) Diffusion heat-resistant coatings for stainless and carbon steels. *Automatic Welding*, **10**, 28–35.
6. Yushchenko K. A., Yarovitsin A.V., Chervyakov N.O. (2017) Influence of energy parameters of modes on the tendency to crack formation during microplastic powder surfacing of ZhS32 nickel alloy. *Automatic Welding*, **2**, 3–7. <https://doi.org/10.15407/as2017.02.01>
7. Ryabtsev I.O., Babinets A.A., Lentuyugov I.P. Welding technological properties of flux-cored wire with boron-containing binder in the charge. <https://doi.org/10.37434/as2023.09.03>
8. Ryabtsev I.A., Senchenkov I.K., and Turyk E.V. (2015) *Materials, Technologies, Mathematical Modeling*, Silesian Publishing House of Polytechnic Institute, Gliwice.
9. Khorunov V.F., Maksymova S.V., Stefaniv B.V. (2010) Manufacture of drill bits for production of dispersed methane in mine working. *The Paton Welding J.*, **6**, 41–43.
10. Frumin, E. I., Pashchenko, M. A. Zhudra, A. P. (1977) Tape relite for surfacing drill bits. *Welding production*, **2**, 16–18.
11. Materials of the Postalloy company (USA) for surfacing protective coatings. [Electronic resource] <http://www.postle.com>. Дата доступа 8.08.2023
12. *Materials for brazing and surfacing TeroCote[®]*. [Electronic resource] <http://www.castolin.com.ua>. Дата доступа 8.08.2023
13. Kudinova, E. V. (2016) Synthesis of ultradisperse modified layers on hard alloys by plasma treatment. Dissertation cand. of Tech. Sci. Degree. Mariupol: PSTU.
14. Maksymova S. V. (2023) *Influence of Diffusion Processes on the Structure of Brazed Joints of Titanium Aluminides*. Chapt. 2 in the book «Current Topics and Emerging». *Issues in Materials Sciences. BP International*, **2**: 14–29. DOI: 10.9734/bpi/cteims/v2/5554A
15. Maksymova S.V., Stefaniv B.V. (2017) Microstructure and chemical heterogeneity of protective coatings. *Proceedings of the international scientific conference "Materials for work in extreme conditions"*, Kyiv, KPI, Ukraine, 163–165.
16. Stefaniv B.V. (2016) Investigation of wear resistance of protective coatings under conditions of hydroabrasive wear. *The Paton Welding J.*, **9**, 26–29. DOI: 10.15407/tpwj2016.09.05

References

STRUCTURE OF NICKEL AND IRON BASED ABRASION-RESISTANT MATERIALS

S.V. Maksymova

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

E-mail: maksymova.svitlana15@ukr.net

Wear-resistant materials containing tungsten carbides are used to improve the performance of various products. This work presents generalized results of investigations on producing wear-resistant layers of abrasion-resistant materials deposited on super hard VK10 material and 30Kh steel. The results of metallographic investigations and local micro-X-Ray spectral analysis to determine the chemical heterogeneity and microstructure of abrasion-resistant materials based on: nickel TeroCote[®] 7888 T (Castolin Company); iron Diamax M (Castolin Company); iron – tungsten carbide strip of AN LZ-11-7 grade (Ukraine) in as-delivered condition and after deposition on the base material are given. Chemical composition of individual phases was determined, and it was shown that the main abrasion-resistant phase of these materials (tungsten carbide) is characterized by different morphology and different dimensions. Wear-resistant material of TeroCote[®] 7888 T grade (Ni–Cr–Fe–Si) in the form of flexible wire consists (before deposition) of a nickel core, coated by a composite material, containing a large amount of tungsten carbides of a polyhedral shape. The interface of base metal – abrasion-resistant deposited material, which forms during deposition on the base metal, was studied, and it was shown that after deposition the tungsten carbides are chaotically distributed in the nickel matrix, forming a heterogeneous alloy. Ref. 16, Tabl. 4, Fig. 5.

Keywords: microstructure, tungsten carbide, deposited abrasion-resistant material, super hard VK10 material, 30Kh steel

Надійшла до редакції 18.11.2023

ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО ПІДГРІВУ НА ТЕРМІЧНИЙ ЦИКЛ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si

Р.В. Селін¹, В.Ю. Білоус¹, С.Б. Руханський¹, І.Б. Селіна², Л.М. Радченко¹

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

²НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37

Основним напрямком підвищення експлуатаційних характеристик титанових сплавів є створення жароміцних титанових сплавів. Висока питома міцність та корозійна стійкість сплавів такого типу, при температурах до 500...600 °С дозволяє зробити їх основним конструкційним матеріалом для авіа- та ракетобудування. Але їх широке застосування пов'язане з проблемою виділення крихких фаз при зварюванні, яке вимагає застосування додаткових технологічних операцій, таких як, локальна термічна обробка або попередній підігрів. В даній роботі, методом математичного моделювання, досліджено особливості термічного циклу аргонодугового зварювання жароміцного титанового сплаву системи Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si без попереднього підігріву та із застосуванням попереднього підігріву та побудовані діаграми швидкостей охолодження зварних з'єднань цього сплаву. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 12.

Ключові слова: жароміцний титановий сплав, аргонодугове зварювання, математичне моделювання

Вступ. Титанові сплави завдяки унікальному поєднанню фізичних і механічних характеристик є одним з найбільш перспективних конструкційних матеріалів. Безперервне розширення виробництва та застосування титану в різних галузях техніки викликано, перш за все, його підвищеною питомою міцністю (відношення границі міцності до густини). Відмінна корозійна стійкість титану в атмосферних умовах, морській воді та інших середовищах обумовлює його ефективне використання для виготовлення різноманітних конструкцій [1]. Основним напрямком подальшого підвищення механічних та експлуатаційних характеристик титанових сплавів є створення жароміцних титанових сплавів нового покоління, легованих тугоплавкими елементами, такими як ніобій. Висока питома міцність та корозійна стійкість сплавів такого типу, при температурах до 500...600 °С дозволяє зробити їх основним конструкційним матеріалом для авіа- та ракетобудування. Але їх широке застосування пов'язане з низькою здатністю до зварювання, яке вимагає застосування додаткових технологічних заходів, таких як попередній або супутній підігрів і післязварювальна термічна обробка. Застосування математичного моделювання термічного циклу зварювання дозволяє встановити розподіл швидкостей охолодження, визначити структурно-фазовий стан металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ), за рахунок застосування режимів зварювання зі збільшеними значеннями погонної енергії або застосування попереднього підігріву оптимізувати умови протікання фазових перетворень,

для формування стану який необхідний для отримання більш високих механічних властивостей зварних з'єднань, та можливого підвищення продуктивності зварювальних операцій [2].

Мета роботи. Дослідити особливості впливу термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом з застосуванням попереднього підігріву на форму та розмір зони проплавлення і ЗТВ, а також на розподіл швидкостей охолодження в металі шва та ЗТВ.

Матеріали та методи дослідження. Дослідження впливу термічного циклу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом з попереднім підігрівом проводилось для жароміцного титанового сплаву, хімічний склад якого наведено в табл. 1 [3, 4].

Розрахункове дослідження впливу термічного циклу зварювання на структурно-фазовий стан зварних з'єднань двофазних титанових сплавів проводили за допомогою нестационарного теплового скінченно-елементного аналізу з урахуванням теплоти фазового переходу. Виконувалося математичне моделювання за методом кінцевих елементів процесу аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом. Була побудована тривимірна математична модель теплових процесів в титані при зварюванні з рухомим джерелом нагрівання. Для проведення нестационарного те-

Таблиця 1. Хімічний склад жароміцного титанового сплаву, мас. %

Ti	Al	Zr	Sn	Mo	Nb	Si
Основа	6,5	5,3	2,2	0,6	0,5	0,75

Селін Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, Білоус В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

Селіна І.Б. – <https://orcid.org/0000-0002-4010-3819>

© Р.В. Селін, В.Ю. Білоус, С.Б. Руханський, І.Б. Селіна, Л.М. Радченко, 2023

плогового аналізу з фазовим переходом необхідно встановити залежність ентальпії від температури для жароміцного сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$ [5, 6]. З численних емпіричних співвідношень твердих тіл, що пропонуються для обчислення теплоємностей, найбільше поширення має правило Неймана - Коппа, відоме ще як правило адитивності теплоємності [7]. Це правило дозволяє приблизно обчислювати теплоємність хімічних сполук. Згідно з цим правилом, молярна теплоємність хімічних сполук у твердому стані дорівнює сумі молярних теплоємностей елементів, що входять до цієї сполуки. Для наближеної оцінки питомої теплоємності сплаву використовується співвідношення виду [7]:

$$C = pC_1 + qC_2 + \dots \quad (1)$$

де C – питома теплоємність сплаву; p, q – масові частки компонентів сплаву; C_1, C_2 – питомі теплоємності компонентів сплаву.

Теплоємності легуючих елементів наведено на графіку (рис. 1). За наведеною формулою (1), була встановлена залежність ентальпії від температури для дослідного жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$ у порівнянні із теплоємністю титанового сплаву BT1-00 (рис. 2).

Теплоємність при температурі 0 °C складає 0,526 (кДж/кг·K). У діапазоні температур від 327 K до 1127 K, теплоємність сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$ на 5...7 % більше, ніж

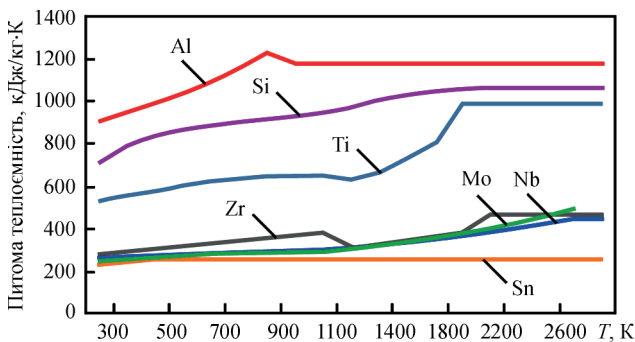


Рис. 1. Теплоємності легуючих елементів жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$

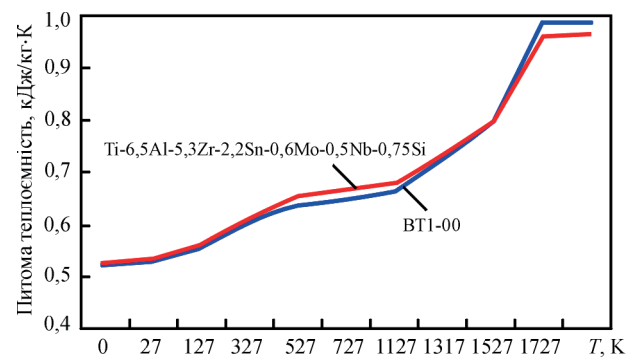


Рис. 2. Теплоємності жароміцного титанового сплаву $Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si$ та титанового сплаву BT1-00

теплоємність сплаву BT1-00, а у діапазоні температур від 1527 K до 1860 K – на 7...10 % менше.

У процесі дослідження враховувався вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом як струм зварювання, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями на розміри і форму проплавлення основного металу, зони термічного впливу, ймовірний фазовий склад металу шва і ЗТВ.

Моделювання проводилось для пластини, розміром 200×600×6 мм. До побудованої за цими розмірами моделі була застосована розрахункова кінцево-елементна адаптивна сітка з розмірами, вказаними на рис. 3.

Для розрахункового визначення впливу параметрів режиму зварювання на формування зварного шва, враховуючи вище згадані припущення, була побудована тривимірна математична модель теплових процесів в титані при зварюванні, основу якої складає диференціальне рівняння теплопровідності [9, 10].

$$\rho c \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = \frac{d}{dx} \left(\lambda_x \frac{dT}{dx} \right) + \frac{d}{dy} \left(\lambda_y \frac{dT}{dy} \right) + \frac{d}{dz} \left(\lambda_z \frac{dT}{dz} \right), \quad (2)$$

де: t – поточний час, сек; ρ – густина матеріалу, кг/м³; c – питома теплоємність, кДж/(кг·K); λ – коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м·K).

Були сформовані граничні умови, що описують теплообмін зразка з навколишнім середовищем, а також зварювальне джерело нагріву. У загальному випадку визначені наступні початкові і граничні умови:

1. $T_{t=0} = T_c$ – задана температура виробу в початковий момент часу, дорівнює температурі навколишнього середовища (20 °C).

2. Тепловий потік на поверхні в зоні дії зварювального джерела нагріву дорівнює:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial t} = q_T + q_n + q_d, \quad (3)$$

де q_m – конвективний теплообмін, Вт/(м²·K):

$$q_T = h_f (T - T_c) \quad (4)$$

де h_f – коефіцієнт конвективної тепловіддачі, в даній моделі він вважається постійним та рівним 70 Вт/(м²·K), T_c – температура навколишнього середовища, T – температура поверхні моделі.

q_n – радіаційна тепловіддача, Вт/(м²·K):

$$q_n = \varepsilon \sigma (T^4 - T_c^4) \quad (5)$$

де ε – коефіцієнт випромінювання = 0,3; σ – стала Стефана-Больцмана ($\sigma = 5,6704 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·K⁴)).

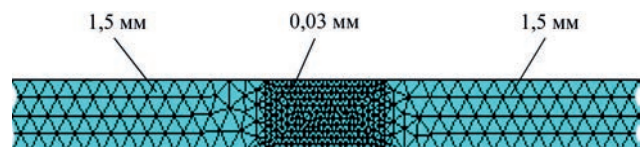


Рис. 3. Кінцево-елементна адаптивна сітка, використана для розрахунків

q_d – розподіл теплового потоку від джерела нагріву, Вт/(м²·К):

$$q_d = q_m \exp\left\{-\frac{(x-Vt)^2 + y^2}{R^2}\right\}, \quad (6)$$

де q_m – найбільший тепловий потік в центрі нагріву, Вт/(м²·К), V – швидкість зварювання, м/с, R – радіус плями нагріву, м.

Розрахунок теплових полів проводився для 3-х режимів зварювання (табл. 2). Режим № 1 передбачає отримання зварного з'єднання з неповним проваром та без використання попереднього підігріву, режим № 2 є таким самим, як і режим № 1, але із використанням попереднього підігріву для отримання повного провару; на режимі № 3 забезпечується глибина проплавлення така ж сама, як і на режимі 1, але із меншою погонною енергією та попереднім підігрівом (режим № 3).

Результати досліджень. З урахуванням вищенаведених початкових і граничних умов були отримані розрахункові теплові поля в зварному виробі. За результатами розрахунків, були побудовані ізотерми максимальних температур, за якими визначали геометрію і розміри зони проплавлення, ЗТВ, зони поліморфного перетворення. Результат розрахунку теплових полів в зварному з'єднанні в тривимірному вигляді представлений на рис. 4.

Були підібрані такі режими зварювання, при яких можна отримати повне та неповне проплавлення металу шва. Це зроблено з метою визначення впливу попереднього підігріву на форму та розмір металу шва та зони термічного впливу. На режимі 1 не було отримано повного провару (рис 5, а). Глибина проплавлення – 4,2 мм, ширина наплавленого валика 9,2 мм, площа – 28,5 мм², ширина зони термічного впливу складає 13 мм,

Таблиця 2. Режими аргонодугового зварювання жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si

№ режиму	Струм зварювання, А	Напруга на дузі, В	Швидкість зварювання, м/г	Попередній підігрів, °С
1	310	12	8	-
2	310	12	8	400
3	190	12	8	400

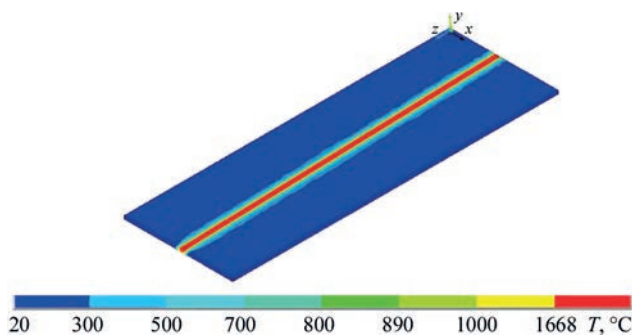


Рис. 4. Розподіл максимальних температур в зварному з'єднанні після моделювання аргонодугового зварювання

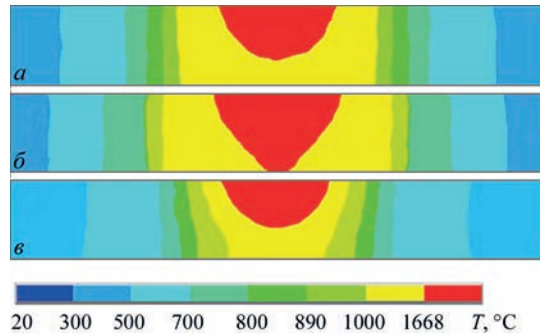


Рис. 5. Форма та розмір зони проплавлення (металу шва) та зони термічного впливу: а – режим № 1, б – режим № 2, в – режим № 3

площа – 73 мм². Така ж сама глибина, ширина та площа були отримані на режимі 3 (рис. 5, в).

На режимі 2 (рис. 5, б) ширина зони проплавлення становить – 10,8 мм (на 17 % більше, ніж на режимі 1), площа – 56 мм² (на 96 % більше, ніж на режимі 1). Ширина ЗТВ на цьому режимі складає 18,05 мм, а площа – 107 мм².

Зіставлення результатів розрахунку з експериментальними даними підтвердило адекватність розробленої математичної моделі (рис. 6). Різниця у ширині зони проплавлення в розрахунковому та експериментальному зразку складала 4 %, ширина зворотного валика – 3 %.

Були побудовані графіки термічного циклу зварювання для всіх режимів в 4-х точках: точка 1 – на поверхні в середині шва, точка 2 – в середині шва на відстані 3 мм від поверхні, точка 3 – на поверхні в зоні термічного впливу на відстані 14 мм від середини шва, точка 4 – в зоні термічного впливу на відстані 3 мм від поверхні на відстані 14 мм від середини шва.

Із побудованих графіків видно, що в металі шва найшвидше охолоджується метал на режимі 1. Застосування попереднього підігріву дозволило зменшити швидкості охолодження зразків (рис.7).

Для підтвердження розрахунків, були отримані експериментальні термічні цикли аргонодугового зварювання. Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si виконувалось з застосуванням установки ОБ1826. Аргонодугове зварювання виконували на постійному струмі прямої полярності, з застосуванням джерела живлення ВДУ 511. Для попереднього пі-

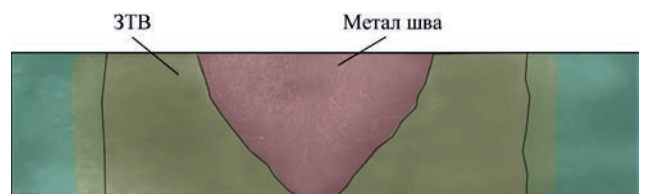


Рис. 6. Перевірка адекватності моделі за допомогою макрошліфа зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаного на режимі 2

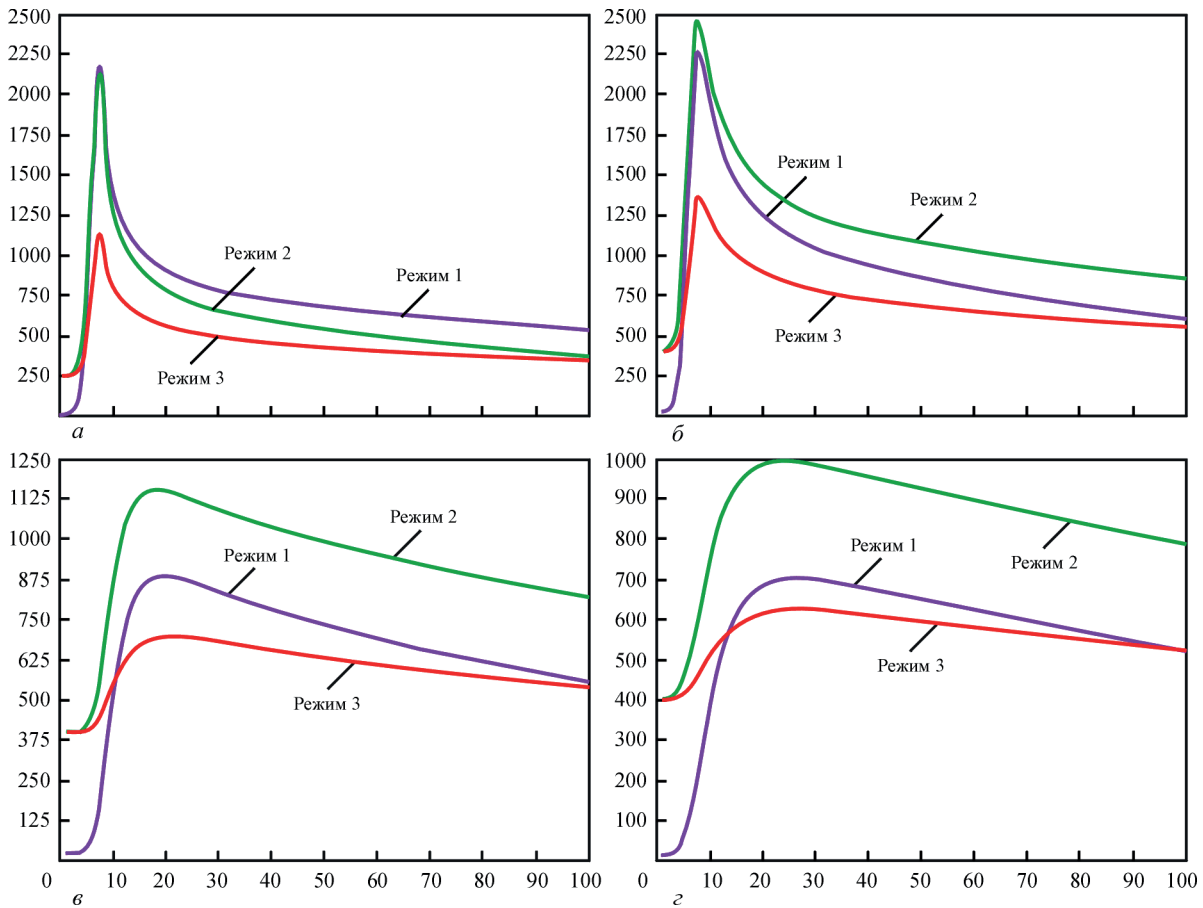


Рис. 7. Термічні цикли зварювання, отримані методом математичного моделювання: *а* – на поверхні в центрі шва; *б* – в середині зразка в центрі шва; *в* – на поверхні ЗТВ; *г* – в середині зразка в ЗТВ

дігріву зразків було застосовано електричну піч, оснащену підігрівом захисного газу – аргону для захисту зворотної сторони зварного з’єднання. Застосування електричної печі, з підігрівом захисного газу дозволило виконувати попередній підігрів зразків жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si до температур 400 °С.

Зварювання виконувалось на режимах 1 та 2 (див. табл. 2), товщина пластин складала 6 мм, довжина зразків 180 мм, ширина зразків 100 мм. На режимі 2 було отримано повний провар зварного з’єднання дослідного жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si. Експериментальні термічні цикли були отримані за допомогою термопар складу хромель-алюмель, які були розташовані у точці 3 – на поверхні в зоні термічного впливу, на відстані 14 мм від середини шва. Отримані експериментальні термічні цикли, разом із розрахунковими термічними циклами, отриманими в результаті моделювання, наведені на рис. 8. Як видно із рисунку, різниця між експериментальними та розрахунковими даними становить 2...5%.

В результаті проведених робіт були побудовані в поперечному перетині зварного з’єднання діаграми розподілу швидкостей охолодження в діапазоні температур 600...1200 °С. Встановле-

но, що при охолодженні з температури 1200 °С до 1100 °С швидкості охолодження на поверхні в середині шва сягають більше 130 °С/с, в нижній частині металу шва та на границях шва та зони термічного впливу швидкості охолодження становлять 70...130 °С/с, на решті частини ЗТВ метал охолоджується на швидкості, не менше, ніж 31 °С/с (рис. 9, *а*). У випадку застосування попереднього підігріву при температурі 400 °С, при охолодженні з температури 1200 °С до 1100 °С швидкості охолодження на поверхні центру шва сягають також більше 130 °С/с, в нижній частині металу шва та на границях шва та зони терміч-

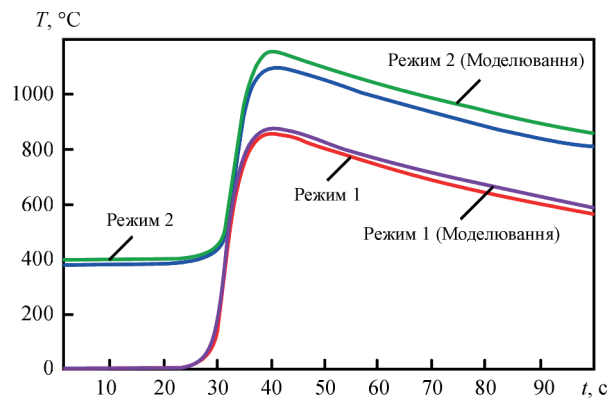


Рис. 8. Порівняння експериментальних та розрахункових термічних циклів зварювання

ного циклу – 70...130 °C/c, на решті частини ЗТВ метал охолоджується на швидкості, не менше, ніж 31 °C/c (рис. 9, б). В порівнянні із режимом 1, на режимі 2 збільшується ширина зони із швидкостями охолодження більше 70 °C/c.

Режим із меншою погонною енергією (рис. 9, в) дозволяє знизити швидкості охолодження на 30...32 % відносно режиму 2, та на 35...60 % відносно режиму 1 у всьому діапазоні температур.

Схожа картина спостерігається і в інтервалі температур 1000...900 °C (рис. 10, а), за винятком того, що зона максимальних швидкостей охолодження (більше 130 °C/c) дещо менша, але в цій зоні фіксуються вищі максимальні швидкості охолодження. При застосуванні попереднього підігріву (режим 2), в цьому ж інтервалі температур, максимальні швидкості охолодження фіксуються в центрі шва на поверхні і складають 130 °C/c. В ЗТВ – 59...70 °C/c. (рис. 10, б). На режимі 3 в металі шва, швидкості охолодження більші за 130 °C/c не фіксуються взагалі (рис. 10, в).

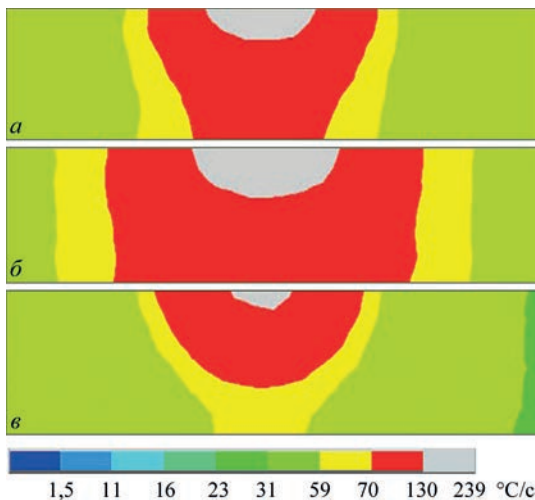


Рис.9. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1200...1100 °C: а – режим № 1; б – режим № 2; в – режим № 3

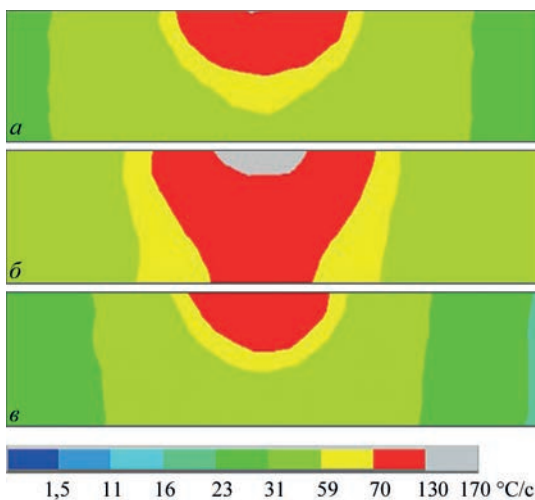


Рис.10. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 1000...900 °C: а – режим № 1; б – режим № 2; в – режим № 3

При охолодженні з температури 700 °C та менше, швидкості охолодження все ще залишаються на достатньо високому значенні (120 °C/c в центрі шва, 31...70 °C/c в ЗТВ (рис. 11, а). При цьому, максимальні швидкості охолодження на режимі 1 мають більші значення, ніж на режимі 2 із попереднім підігрівом. При охолодженні із температури 700 °C, на режимі 2 (рис. 11, б), в порівнянні із режимом без попереднього підігріву, помітно зростає загальний діапазон швидкостей охолодження, який складає 1,5...31 °C/c. Режим 3 – з меншою погонною енергією та попереднім підігрівом дозволяє знизити швидкості охолодження на 35...60 % відносно режиму 1 та забезпечує глибину провару зразків 4,15 мм. Така глибина провару досягається при зварюванні на режимі 1.

Побудовано порівняльний графік залежності максимальних значень швидкостей охолодження від температур в діапазоні від 1200 °C до 500 °C для точок на поверхні в середині зварного шва, в яких, відповідно, фіксуються максимальні швидкості охолодження. Було встановлено, що швидкості охолодження при зварюванні зразків товщиною 6 мм жароміцного сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si на режимі 2 (із використанням попереднього підігріву до 400 °C) менші, ніж на режимі 1 (без використання попереднього підігріву) – на 7...12 % (рис. 12).

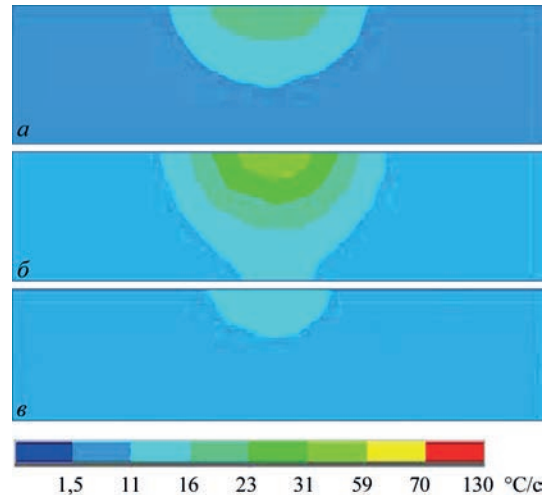


Рис.11. Розподіл швидкостей охолодження в інтервалі температур 700...600 °C: а – режим № 1; б – режим № 2; в – режим № 3

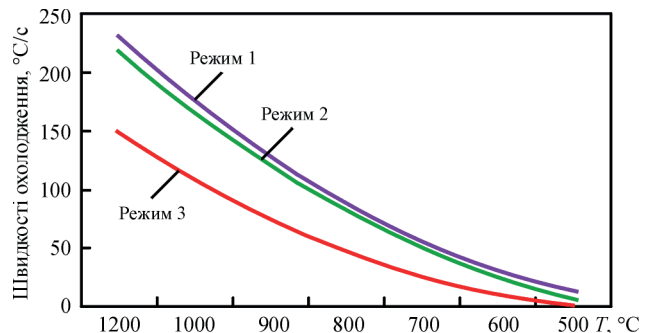


Рис.12. Порівняння значень швидкостей охолодження

Висновки

Розроблена математична модель аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом жароміцного титанового сплаву системи Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si із урахуванням попереднього підігріву зварного з'єднання до температури 400 °С.

Встановлено, що теплоємність дослідного жароміцного титанового сплаву системи Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si у діапазоні температур від 327 К до 1127 К, на 5...7 % більше, ніж теплоємність сплаву ВТ1-00, а у діапазоні температур від 1527 К до 1860 К – на 7...10 % менше.

Показано, що застосування попереднього підігріву до температури 400 °С дозволяє збільшити глибину проплавлення зварних з'єднань жароміцного сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si на 30 %, при цьому ширина шва збільшується на 17 %.

Побудований розподіл швидкостей охолодження зварного з'єднання в діапазоні температур 500...1200 °С дозволив зробити висновок, що швидкості охолодження при зварюванні з застосуванням попереднього підігріву 400 °С менші, ніж при зварюванні без застосування попереднього підігріву – на 7...12 % відповідно.

Література/References

1. Таранова, Т.Г., Туник, А.Ю., Ахонін, С.В. та ін. (2012) Особливості структури з'єднань титанових сплавів Ti–Si–X з дисперсійним зміцненням, виконаних електронно-променевим зварюванням. *Вісник НУК*, **5**, 125–130.
Taranova, T.G., Tunik, A.Yu., Akhonin, S.V. et al. (2012) Peculiarities of structure of Ti–Si–X titanium alloy joints with dispersion hardening performed by electron beam welding. *Visnyk NUK*, **5**, 125–130 [in Ukrainian].
2. Anca, A., Cardona, A., Risso, J., Fachinotti, V.D. (2011) Finite element modeling of welding processes. *Applied Mathematical Modelling*, **35**(2), 688–707.
3. Ахонін С.В., Березос В.О., Пікулін О.М. та ін. (2022) Отримання жароміцних титанових сплавів системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn способом електронно-променевої плавки. *Сучасна електromеталургія*, **2**, 3–9. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>
Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Pikulin, O.M. et al. (2022) Producing high-temperature titanium alloys of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system by electron beam melting. *Suchasna Elektrometal.*, **2**, 3–9 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>
4. Ахонін, С.В., Северин, А.Ю., Пікулін, О.М. та ін. (2022) Структура та механічні властивості жароміцного титанового сплаву системи Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn після деформаційної обробки. *Сучасна електromеталургія*, **4**, 43–48. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.04.07>
Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Pikulin, O.M. et al. (2022) Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloy of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system after deformation treatment. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 43–48 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2022.04.07>
5. Ахонін, С.В., Білоус, В.Ю., Селін, Р.В. та ін. (2022) Аргонодугове зварювання жароміцного титанового сплаву, легованого кремнієм. *Автомат. зварювання*, **5**, 33–39.
Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2022) Argon-arc welding of high-temperature titanium alloy doped by silicon. *The Paton Welding J.*, **5**, 26–32. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.05.04>
6. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2021) Effect of pre-heating and post-weld local heat treatment on the microstructure and mechanical properties of low-cost β -titanium alloy welding joints, obtained by EBW. *Defect and Diffusion Forum*, **416**, 87–92.
7. Bros, H., Michel, M., Castanet, R. (1994) Enthalpy and heat capacity of titanium based alloys. *J. of Thermal Analysis and Calorimetry*, **41**(1), 7–24.
8. Maglič, K.D., Pavičić, D.Z. (2001) Thermal and electrical properties of titanium between 300 and 1900 K. *Inter. J. of Thermophysics*, **22**, 1833–1841.
9. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Kostin, V.A. (2021) Influence of TIG welding thermal cycle on temperature distribution and phase transformation in low-cost titanium alloy. In: *Proc. of IOP Conf. Series: Earth and Environmental Sci.*, **688**(1), 012012.
10. Ахонін, С.В., Белоус, В.Ю., Мужиченко, А.Ф., Селін, Р.В. (2013) Математическое моделирование структурных превращений в ЗТВ титанового сплава ВТ23 при сварке ТИГ. *Автомат. сварка*, **3**, 26–29.
Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Muzhichenko, A.F., Selin, R.V. (2013) Mathematical modeling of structural transformations in HAZ of titanium alloy VT23 during TIG welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 24–27.

INFLUENCE OF PRE-HEATING ON TIG-WELDING THERMAL CYCLE OF HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOY OF Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si SYSTEM

R.V. Selin¹, V.Yu. Bilous¹, S.B. Rukhanskyi¹, I.B. Selina², L.M. Radchenko¹¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.E-mail: selinrv@gmail.com²National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute» 37 Prospect Beresteiskyi (former Peremohy), 03056, Kyiv, Ukraine

The main direction of improving the operational characteristics of titanium alloys is the creation of heat resistant and high temperature titanium alloys. The high specific strength and corrosion resistance of this type of alloys, at temperatures up to 500...600 °С, enables making them the main structural material for aircraft and rocket engineering. However, their widespread use is associated with the problem of precipitation of brittle phases during welding, which requires the use of additional technological operations, such as local heat treatment or pre-heating. In this paper, the finite element modeling method was applied to study the influence of the TIG welding thermal cycle of the high temperature titanium alloy of Ti–6.5Al–5.3Zr–2.2Sn–0.6Mo–0.5Nb–0.75Si system with and without the use of pre-heating and to plot the cooling rates diagrams of the produced welded joints. Ref. 10, Tabl. 2, Fig. 12.

Keywords: high temperature titanium alloy, TIG welding, finite element modeling, pre-heating

Надійшла до редакції 13.03.2023

ГІБРИДНЕ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМОВЕ ЗВАРЮВАННЯ: ЕФЕКТИВНІСТЬ І НОВІ МОЖЛИВОСТІ (Огляд)

В.М. Коржик¹, В.Ю. Хаскін¹, Є.В. Ілляшенко¹, С.І. Пелешенко³, А.А. Гринюк¹, О.А. Бабич²,
А.О. Альошин², О.М. Войтенко¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: khaskin1969@gmail.com

²ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво Китайсько-українського інституту зварювання ім. Є.О. Патона». 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

³НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.

Розглянуто дослідницькі статті, присвячені розвитку лазерно-плазмових процесів в останні два десятиріччя. Встановлено, що сучасні напрямки наукових досліджень процесів лазерно-плазмового зварювання переважно спрямовані на вивчення особливостей спільної дії на сталі і сплави стисненої дугової плазми і лазерного випромінювання з довжиною хвилі 1,03...1,07 мкм (в першу чергу – волоконного лазера), а також на вивчення фізичних основ прояву синергетичного (гібридного) ефекту при такій дії та визначення можливостей його практичного застосування. Зокрема визначено, що підвищення ефективності прояву синергетичного ефекту пов'язано з покращенням умов горіння плазмової дуги в зоні іонізованого факелу парів, що утворюється під дією сфокусованого лазерного випромінювання, а також спрощенням формування лазерного кейхолу за рахунок тиску плазмової дуги. Бібліогр. 49, рис. 9.

Ключові слова: лазерно-плазмове зварювання, синергетичний ефект, ефективність процесу, сталі, алюмінієві сплави, промислове застосування

Вступ. Запропоновані У. Стіном (W. M. Steen) [1] ідеї гібридного використання лазерного випромінювання і електричної дуги для зварювання та споріднених процесів отримали розвиток у теоретичних та практичних роботах таких провідних вчених, як У. Дилтей, К. Пауль, Ф. Ридель, І.В. Кривцун та ін. Сучасні процеси гібридного зварювання отримали певне промислове застосування. Наприклад, їх застосовують у автомобіле- і суднобудівництві, виробництві труб різних діаметрів тощо. На думку низки дослідників лазерно-плазмове зварювання є досить перспективним серед інших лазерно-дугових процесів. Тому автори пропонують огляд його сучасного стану для прогнозування подальшого розвитку.

Постановка проблеми. Авторами робіт [2–4] було проведено аналітичне моделювання процесів лазерно-плазмового зварювання і напилення зі використанням моделей інтегрованих коаксіальних головок. У цих роботах збільшення ефективності коаксіального лазерно-дугового розряду пояснювалося виникненням комбінованого лазерно-дугового розряду через поглинання стисненою дуговою плазмою променю CO₂-лазера, що проходить у центрі дугового стовпа. При цьому ступінь поглинання лазерного випромінювання плазмою дуги була вказана як ключовий параметр управління розрядом. Такий підхід переважно сформував

основи гібридного зварювання 20–30 років тому. В останні 10–20 років CO₂-лазери впевнено витіснили волоконні, випромінювання яких практично не взаємодіє з дуговою плазмою [5]. Це значною мірою змінило погляд на гібридний лазерно-плазмовий процес і перспективи його промислового застосування. Сучасні підходи до розробки зварювальних і споріднених лазерно-плазмових технологій базуються на застосуванні випромінювання із довжиною хвиль в діапазоні 1,03...1,07 мкм, тобто волоконних, дискових і Nd:YAG-лазерів.

Мета і завдання дослідження. Мета роботи – проаналізувати сучасний стан напрямків наукових досліджень і промислових застосувань процесів лазерно-плазмового зварювання та оцінити ефективність проявлення синергетичного (гібридного) ефекту при застосуванні лазерного випромінювання з довжиною хвилі 1,03...1,07 мкм.

Для досягнення цієї мети вирішували наступні задачі:

– встановлення сучасних напрямків наукових досліджень процесів лазерно-плазмового зварювання;

– визначення ефективності проявлення синергетичного ефекту при лазерно-плазмовому зварюванні сталей і сплавів;

– аналіз впливу лазерно-плазмового процесу на характерні дефекти зварювання сталей і сплавів;

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>, Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Пелешенко С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-6828-2110>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Бабич О.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5633-5721>, Альошин А.О. – <https://orcid.org/0000-0001-9696-6800>, Войтенко О.М. – <https://orcid.org/0000-0003-4946-6517>
© В.М. Коржик, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, С.І. Пелешенко, А.А. Гринюк, О.А. Бабич, А.О. Альошин, О.М. Войтенко, 2023

– аналіз сучасного стану промислового застосування лазерно-плазмового зварювання.

Аналіз літературних джерел. Ще на початку XXI сторіччя акад. І.В. Кривцун стверджував, що основними факторами визначення характеру проплавлення металу при комбінованому лазерно-дуговому зварюванні є тепловий і динамічний вплив на поверхню зварювальної ванни використаних джерел тепла. Тому ним була розроблена система рівнянь для опису процесу випаровування металу під дією багатокомпонентної плазми, що утворюється над зварювальною ванною при лазерно-плазмовому зварюванні [6]. Така система складає основу для розрахунку характеристик теплового та динамічного впливу дугової, лазерної або комбінованої плазми на поверхню зварювальної ванни за відповідних способів зварювання в захисних газах. Наступним кроком він дослідив особливості проплавлення металу при лазерно-дуговому зварюванні з використанням Nd:YAG-лазера [7]. Розроблена для цього математична модель теплових процесів дозволила розраховувати профілі проплавлення при комбінованому впливі на виріб лазерного пучка та електричної дуги з урахуванням їхньої взаємодії на поверхні металу. Розрахунки показали наявність синергетичного (гібридного) ефекту, який міститься у неадитивному збільшенні об'єму металу, переплавленого лазерно-плазмовим способом, порівняно із об'ємами металу, окрема переплавленими лазерним і плазмовим способами.

З метою аналізу ефекту синергетичного сполучення, який виникає під час процесу, лазерно-плазмового зварювання можна розділити на три зони [8]: I – плазма над поверхнею, II – поверхня зварювальної ванни та III – виникнення взаємодії безпосередньо під поверхнею. Такі фактори, як спільне джерело зварювання, взаємне розташування лазерного і плазмового джерел, а також роль і вплив параметрів зварювання, здійснюють основний вплив на ступінь прояву синергетичного ефекту.

В роботі [9] показано, що характеристики дуги практично не змінюються у випадках взаємодії «газовий CO₂-лазер – гелієва дуга TIG» та «дисковий Yb:YAG-лазер – аргонна дуга TIG». Причина полягає в тому, що зворотні коефіцієнти поглинання гальмівного випромінювання сильно відрізняються через різну густину електронів аргонної та гелієвої дуг і різну довжину хвилі лазерів CO₂ та Yb:YAG. Таке дослідження певним чином сприяє частковому застосуванню досвіду використання CO₂-лазера в гібридних процесах із випромінюванням твердотільних лазерів.

У роботі [10] представлено результати дослідження синергетичного ефекту гібридного

лазерного-дугового зварювання. Експерименти проводилися з Nd:YAG-лазером потужністю $P_L = 500$ Вт у поєднанні зі стандартним обладнанням для TIG-зварювання. Досліджували два аспекти: ефективність теплопередачі та ефективність плавлення. Ефективність теплопередачі визначали за допомогою калориметричних вимірювань, а ефективність плавлення – за поперечними перерізами зварних швів, отриманих при різних режимах зварювання. Результати показують, що взаємодія лазера та дуги не призводить до помітної зміни ефективності теплопередачі, але призводить до значного збільшення ефективності плавлення. Неадитивне збільшення площини перетину швів, одержаних додаванням двох джерел тепла (лазера та дуги), свідчить про наявність синергетичного ефекту та гібридного характеру зварювання.

Спектральний аналіз гібридного плазмового факелу та високошвидкісний фотографічний аналіз процесу при гібридному зварюванні виявив наступне [11]. По-перше, принцип ефекту синергії полягає в тому, що при взаємодії зі стиснутою дугою неплавкого електроду лазер переводить енергію електронів на більш високий рівень і створює умови до квантового переходу. Завдяки цьому випромінюється більше фотонів, які посилюють надходження тепла до зварюваного матеріалу. Синергетичний ефект збільшується зі збільшенням потужності лазера та зменшується зі струмом дуги. Цей ефект пропорційний поперечному перерізу зварного шва, особливо його верхній частині. По-друге, кількість бризок при гібридному лазерно-дуговому зварюванні значно менша, ніж при дуговому.

У роботі [12] проведено низку досліджень лазерно-плазмового зварювання за схемою рис. 1. Запропоновано ефективність зварювання η_w визначати як відношення теоретичної величини потужності P_{FZ} , необхідної для розплавлення матеріалу зони плавлення (індекс FZ), до загальної поданої зварювальної потужності P_w відповідно до

$$\eta_w = \frac{P_{FZ}}{P_w} = \frac{\rho w_{ch} A_{FZ} \Delta h_{FZ}}{P_w}. \quad (1)$$

де ρ – масова щільність матеріалу, що зварюється; w_{ch} – швидкість руху; A_{FZ} – площа поперечного перерізу зони плавлення, а Δh_{FZ} – необхідне збільшення питомої ентальпії для плавлення. Співвідношення (1) можна розглядати як основу для визначення відносної ефективності зварювання, яка порівнює ефективність комбінованого лазерно-плазмового процесу з ефективністю окремих процесів.

Однією з причин підвищення ефективності лазерно-плазмового зварювання порівняно з окремими процесами може бути зміна напруги дуги при введенні лазерного випромінювання в плазмо-

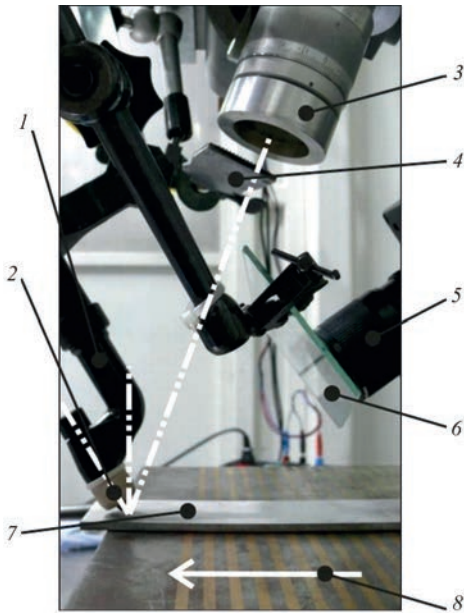


Рис.1. Експериментальна установка з роздільним розташуванням плазмотрона та лазерного променю [12]: 1 – плазмовий пальник, розташований під кутом $\alpha = 35^\circ$ (кутом назад); 2 – плазмове сопло (дистанція до зразка $L = 2$ мм); 3 – лазерний промінь, спрямований під кутом $\beta = 20^\circ$ (кутом вперед); 4 – кросс-джет (повітряний ніж); 5 – високошвидкісна камера; 6 – захисне скло; 7 – зразок; 8 – напрямок переміщення робочого стола (зразка)

во-дуговий процес. У разі зварювання алюмінію помітне падіння напруги дуги в діапазоні від -2 до -3 В при увімкненні лазерного променю. При зварюванні сталі за тих самих умов сильно сфокусованого лазерного променю було виявлено помірне збільшення напруги дуги між $0,15$ та $0,6$ В. Розрахунки показали [12], що ефективність лазерно-плазмового зварювання може змінюватися від $1,5$ (для алюмінієвого сплаву 6082) до $2,4$ (для сталі AISI304).

Якщо синергетичний ефект гібридної лазерно-дугової обробки пояснювати як збільшення передачі енергії від джерел тепла до матеріалу, термічна ефективність процесу η_T відповідає відношенню потужності P_U , яка необхідна для роз-

павлення зварного матеріалу за одиницю часу (без втрат) до загальної прикладеної потужності P_A [13]. Цю величину можна розділити відповідно до рівняння (2) на ефективність плавлення η_M (використання енергії всередині основного матеріалу) та ефективність сполучення енергії η_C (надходження енергії від джерел тепла) за допомогою потужності P_T , яка передається від джерел тепла до заготовки [13]:

$$\eta_T = \frac{P_U}{P_A} = \eta_M, \eta_C = \frac{P_U}{P_T} \frac{P_T}{P_A} \quad (2)$$

Метод і модель визначення ефективності були застосовані в роботі [14]. У той час як лазерний промінь потужністю $P_L = 200$ Вт і діаметром точки фокусування 200 мкм ледь розплавляє матеріал, процес плазмового зварювання з потужністю дуги близько 2 кВт досягає проплавлення зварного шва приблизно на $2/3$ товщини заготовки для застосованої сукупності параметрів (рис. 2). Поєднання обох процесів дає зварювання з повним проплавленням. У той час як ефективність сполучення енергії η_C підвищується лише на $\sim 10\%$ порівняно з арифметичною ефективністю сполучення енергії η_C окремих процесів, ефективність плавлення η_M комбінованого процесу приблизно у $1,5$ рази вища за ефективність плавлення η_M плазмово-дугового процесу. Можна зробити припущення, що тепловий потік у середині зварювальної ванни, керований кондуктивним і/або конвективним механізмами передачі, вигідно змінюється для створення результуючого поперечного перерізу зварного шва з підвищеним проникненням завдяки більш сприятливим термічним і/або гідродинамічним граничним умовам. Автори роботи [14] пропонують це вважати явним доказом гіпотези про те, що вторинні, тобто термічні, ефекти відповідають за синергічні переваги продуктивності лазерно-дугової обробки.

У роботі [15] визначено, що проявлення синергетичного ефекту залежить від швидкості зва-

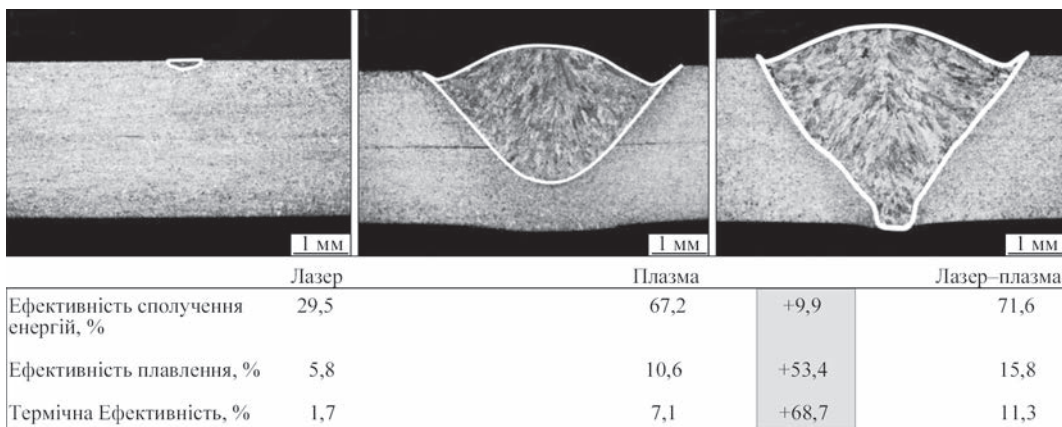


Рис. 2. Поперечні перерізи зварювання сталі AISI304 ($\delta = 1$ мм) лазерним променем ($P_L = 200$ Вт; $\omega_0 = 200$ мкм), плазмового зварювання ($Q_p = 1,8$ л/хв; $d_w = 5$ мм) і лазерно-плазмового зварювання (лазер-плазма) ($P_L = 200$ Вт; $\omega_0 = 200$ мкм; $Q_p = 1,8$ л/хв; $d_w = 5$ мм) з відповідними значеннями ефективності [14]

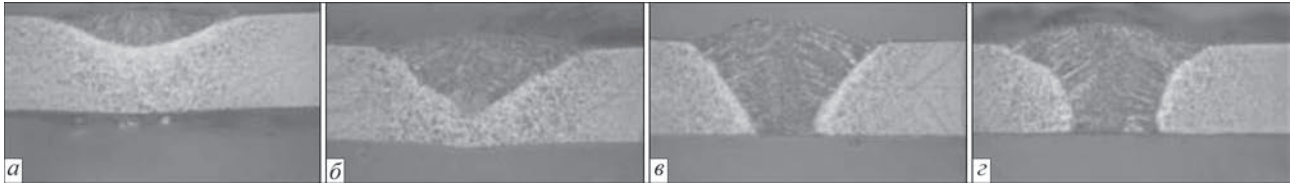


Рис. 3. Формування провару у листах сталі S235JR завтовшки 3 мм, зумовлене зміною потужності лазерного випромінювання $a - 0$ Вт; $b - 220$; $v - 330$; $z - 440$ (незмінні параметри: $I = 150$ А; $V = 1000$ мм/хв; $Q_p = 0,8$ л/хв, $L = 8$ мм, $\beta = 3^\circ$) [17]

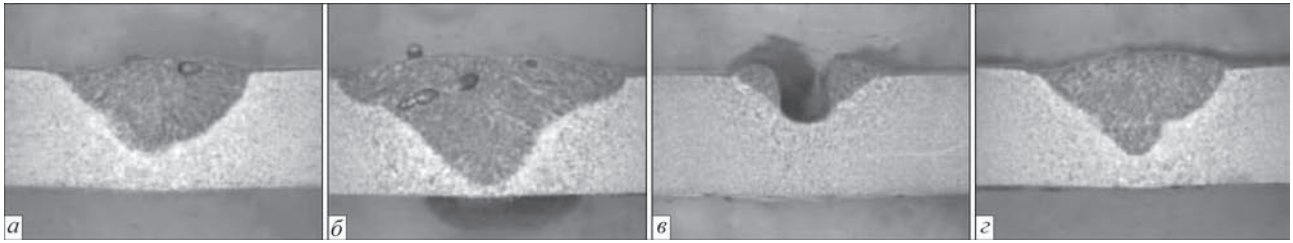


Рис. 4. Формування провару на листах сталі S235JR завтовшки 4 мм за рахунок зміни потужності лазерного випромінювання $a - 0$; $b - 440$; $в - 0$; $z - 440$ Вт і швидкість зварювання: $a, b - 200$; $в, z - 250$ мм/хв (незмінні параметри: $I = 150$ А; $Q_p = 0,4$ л/хв, $L = 8$ мм, $\beta = 19^\circ$) [17]

рювання. При швидкості 2 м/хв зварювання сталі AISI 304 ($\delta = 4$ мм) перевищення площі перетину гібридного провару дорівнює сумі площин, одержаних лазерним і плазмовим способами (по ~ 2 кВт), досягає 30 %, а для швидкості 4 м/хв – ~ 20 %. У роботі [16] для кількісної оцінки синергетичного ефекту при лазерно-дуговому гібридному зварюванні використовувався безрозмірний параметр приросту енергії плавлення ψ :

$$\psi = \frac{S_H - (S_L + S_A)}{S_L + S_A} \cdot 100\%,$$

де S_H, S_L, S_A – площі поперечного перетину швів гібридного, лазерного і дугового зварювання, відповідно.

Чим більше значення ψ , тим сильніший синергетичний ефект. Було розраховано, що при гібридному лазері TIG-зварюванні $\psi = 59,3 \dots 83,6$ %, а при лазері MIG – $\psi = 1 \dots 23$ %. Можна очікувати, що у разі використання в гібридному процесі стисненої електричної дуги синергетичний ефект буде ще більшим, ніж при лазері TIG-зварюванні [17]. Оцінити даний ефект для лазерно-плазмового зварювання із використанням Nd:YAG-лазера можна за шліфами поперечних перетинів, наведених на рис. 3 і 4, відповідно зазначених параметрів режимів.

Для реалізації процесів лазерно-плазмового зварювання сфокусований лазерний пучок може бути направлений в точку взаємодії з матеріалом під певним кутом, тобто за параксіальною схемою (рис. 1) (наприклад, [18]) або перпендикулярно до поверхні виробу, що зварюється, тобто за коаксіальною схемою (наприклад, [4, 19]). Неплавкий електрод зазвичай нахилений під певним (мінімально можливим) кутом до осі сфокусованого лазерного пучка [20]. Присаджувальний дріт може подаватися назустріч плазмовому струменю

або взагалі не подаватися. Також, в якості присаджувальних матеріалів можуть використовуватися порошки металів і сплавів [21, 22]. Вплив струму дуги переважно забезпечує формування верхнього валику, у той час, як потужність лазерного випромінювання забезпечує формування глибини проплавлення.

Для отримання найбільшого ефекту від спільного використання лазера та плазми фахівці з Інституту виробничих технологій спільно із фахівцями з Інституту технологій матеріалів і балок (Дрезден, Німеччина) розробили гібридну лазерно-плазмову голівку, розраховану на потужність випромінювання до 100 Вт та зварювальний струм до 40 А (рис. 5) [23–26]. У процесі дослідження зварювання нержавіючої сталі даним методом було виявлено [25], що активація лазерного променя викликає різке падіння напруги дуги приблизно на 1 В (рис. 6, а). Це явище спостерігалось лише у випадку низьких значень струму дуги. Для більш високої сили струму дуги цей ефект зникав (рис. 6, б).

У роботі [26] було виявлено, що за стабільних умов горіння дуги виміряне падіння напруги після



Рис. 5. Головка для лазерно-плазмового мікрозварювання та різання металів малих товщин (потужність випромінювання 100 Вт, зварювальний струм 40 А) [24]

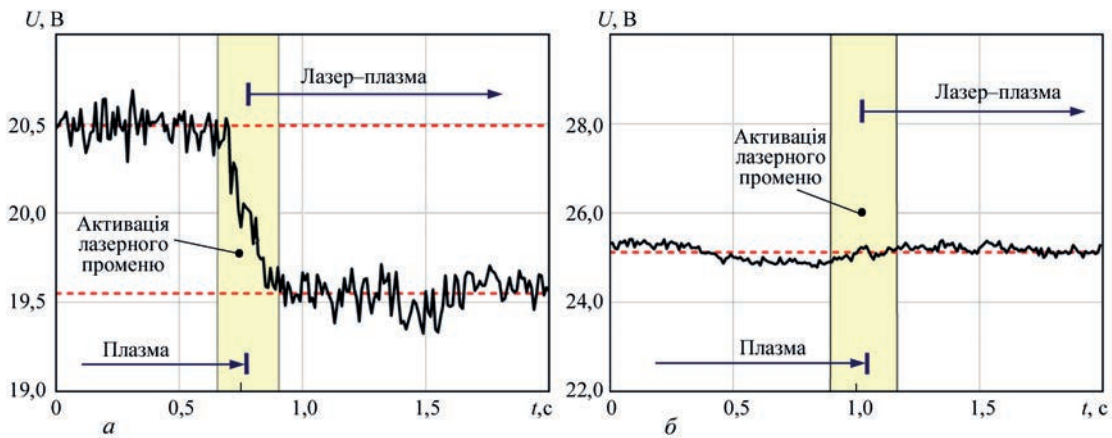


Рис. 6. Напряга дуги під час зварювання валиком на пластині нержавіючої сталі AISI 304 з підтримкою лазерного променя та без неї за різних умов зварювання: *a* – струм дуги $I = 40$ А, потужність лазера $P = 100$ Вт, швидкість зварювання $V = 0,75$ м/хв і товщина листа $\delta = 1$ мм; *б* – струм дуги $I = 160$ А, потужність лазера $P = 400$ Вт, швидкість зварювання $V = 2,00$ м/хв і товщина листа $\delta = 3$ мм [25]

ля активації лазерного променя (100 Вт) тісно пов'язане зі зміщенням зони дії дуги з положення позаду точки фокусування променя в точку, опромінену лазером. У випадку чистого плазмового процесу дуга відхиляється назад, анодна область явно відстає від осі стовпа дуги (рис. 7, *a*). У випадку варіанту з лазерним випромінюванням це відставання зменшується і анодна область дуги стабільно вкорінюється в зону фокусування променя (рис. 7, *б*). При цьому спостерігалось збільшення напруги на дузі на 0,4...0,6 В. Автори роботи [26] вважають, що основним механізмом стабілізації дуги має бути поверхневий ефект, який не пов'язаний зі змінами об'ємних властивостей дугової плазми ні через пряму взаємодію між лазерним випромінюванням і дуговою плазмою, ні через можливу зміну складу плазми в результаті лазерно-індукованого випаровування.

У роботі [27] запропоновано математичну модель, що показала перспективність лазерно-плазмового процесу з позицій особливостей впливу гібридних термоциклів на мікроструктуру матеріалу. Модель перевірена експериментами по лазерному зварюванню сталей кузова автомобіля. В роботі [28] описано лазерно-плазмові зварювання пластин низьковуглецевої сталі завтовшки 6 мм при потужності лазера до 5 кВт і струмі дуги до 150 А, яке забезпечило збільшення швидкості зварювання з повним проплавленням на 100 % або

збільшення глибини проплавлення на 25...100 % порівняно з використанням одного лазера. Також встановлено, що повне проплавлення при лазерно-плазмовому зварюванні призводить до значних втрат енергії через її вихід крізь корінь кейхолу. Всі переваги гібридного процесу проявляються лише тоді, коли корінь кейхолу закритий (в заготовці).

Чисельне дослідження температурного поля під час 3D-друку тонкостінних металевих деталей гібридним лазерно-плазмовим методом показує, що градієнт температури безпосередньо визначає швидкість росту зерен у зоні термічного впливу (ЗТВ) наплавленої стінки [29]. В роботі [30] проведено спостереження в реальному часі за параметрами пароголового каналу і зварювальної ванни при лазерному і лазерно-дуговому зварюванні. Автори робіт [31, 32] показали перспективність способу гібридного лазерно-плазмового зварювання для з'єднання тонколистових (до 3...4 мм) нержавіючих сталей аустенітного і феритного класів без застосування присаджувальних матеріалів.

У роботі [33] визначено, що при лазерно-мікроплазмовому зварюванні сплаву 7075 ($\delta = 1,5$ мм) об'ємна частка дефектів переплавленого металу у вигляді пор розміром 15...25 мкм порівняно зі мікроплазмовим зварюванням знижується до рівня, характерного для лазерного зварювання (~5 %). Твердість переплавленого мета-

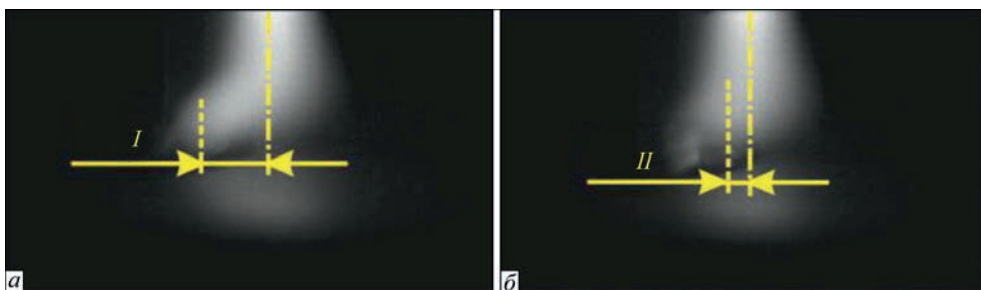


Рис. 7. Форма дуги до (*a*) і після (*б*) активації променя: $I = 40$ А; $P = 100$ Вт; $V = 1$ м/хв; матеріал – нержавіюча сталь AISI 304 ($\delta = 1$ мм) [26]

лу знижується на 15...20 % при твердості металу ЗТВ близької до основного металу. Для порівняння – при лазерному способі зниження твердості переплавленого металу ~15 %, при мікроплазмовому ~30 % (відносно основного металу). Отримані данні підтверджують перевагу лазерно-мікроплазмового способу, доведена в роботі [34]. Цей спосіб зменшує використання лазерної енергії до 40...50 %, час існування зварювальної ванни (0,03...0,05 с) наближується до лазерного зварювання, усувається небезпека вигорання легуючих елементів.

Окрім процесів зварювання лазерно-плазмовий спосіб обробки матеріалів може застосовуватися для термічного модифікування поверхонь, зокрема, легування. Так, у роботі [35] показано, що режими лазерно-плазмового легування сприяють збільшенню характеристик міцності (в середньому на 20 %) у порівнянні з легуванням лазерним випромінюванням. У роботі [36] на прикладі лазерно-плазмового зміцнення розглянуто вплив концентрованих потоків енергії на матеріали і встановлено можливість утворення наноструктурованих шарів. На робочі поверхні деталей можна наносити надтонкі покриття за рахунок оптичного пульсуючого розряду, що створюється лазерно-плазмовим способом [37]. У роботі [38] показано, що при дії джерела лазерного нагрівання на поверхню пластини в розплавленій зоні формується інтенсивний (~50 см/с) приповерхневий перебіг розплаву, обумовлений домінуючою дією термокапілярної сили, яка виникає за рахунок високого градієнта температури (~7000 °C/см) на вільній поверхні металевої ванни. Ця течія, спрямована від осьової частини ванни у бік фронту плавлення, інтенсифікує перенесення енергії з перегрітої при осьовій частині ванни в її периферійну область та сприяє збільшенню ширини проплавленої зони. Вплив конвективного перемішування ванни на глибину проплавлення істотно менший через переважно приповерхневу течію розплаву.

Обговорення результатів аналізу літературних джерел. При зварюванні висококонцентрованими джерелами нагріву сталей і сплавів можуть виникати такі характерні дефекти, як гарячі тріщини, внутрішні пори, розміщення навколошовної зони, провисання швів, підрізи та нерегулярний характер формування валика підсилення [15, 33, 39]. Одним з прогресивних способів усунення зазначених дефектів є застосування гібридних лазерно-дугових і лазерно-плазмових способів зварювання [39]. Так, при лазерно-плазмовому зварюванні глибину проплавлення й формування кореневого валику переважно забезпечує лазерна складова, а усунення підрізів і формування верх-

нього валику підсилення забезпечує плазмова складова [15].

Одним з важливіших аспектів лазерного зварювання з глибоким проплавленням є формування й утримання лазерного парогазового каналу – так званого кейхолу [40]. Вплив плазмової складової при лазерно-плазмовому зварюванні можна оцінити за рис. 4, в. На цьому рисунку видно, що навіть при відсутності лазерного випромінювання дугова плазма за рахунок власного тиску на рідкий метал зварювальної ванни створює певний прогин, який являє собою певний зачаток кейхолу [17]. Очевидно, що у разі потрапляння лазерного випромінювання до даного прогину рідкого металу умови для формування кейхолу значно покращуються. Можна припустити, що утворення синергетичного (гібридного) ефекту в разі використання лазерного випромінювання з $\lambda = 1,03...1,07$ мкм відбувається як за рахунок покращення поглинання лазерного випромінювання рідким металом, розплавленим плазмовим джерелом, так і за рахунок утворення прогину металу зварювальної ванни плазмовим джерелом.

Згідно описаних у роботі [26] результатів швидкісної відеозйомки (рис. 8), після активації сфокусованого лазерного випромінювання плазмова дуга скорочується через наближення до зони лазерного факелу іонізованого випаровування металу (тобто більш електропровідної зони). Це сприяє скороченню плазмової дуги і описаному в роботі [26] падінню напруги на дузі. У разі заглиблення плазмової дуги у лазерний кейхол може відбуватися її подовження, що призводитиме до певного збільшення напруги на дузі.

У разі застосування лазерно-плазмового порошкового гібридного зварювання усуваються втрати енергії на тепловідведення у присаджувальний матеріал [22]. Це посприяло впровадженню такої технології у суднобудівництві [41]. Лазерно-плазмове зварювання без застосування присаджувальних матеріалів активно використовується у виробництві автомобільної техніки [42]. Його застосовують для виготовлення заздалегідь зварених заготовок (tailor welded blanks), зварювання внапусток сталі з цинковим покриттям (зі зазором), зварювання з використанням додаткового матеріалу. Прикладом промислового застосування лазерно-плазмового зварювання без застосування присаджувального матеріалу є зварювання нержавіючих труб малого діаметра [43].

Майбутнє лазерно-плазмового зварювання як незалежного процесу пов'язано із створенням інтегрованої головки, яка поєднує два джерела енергії за коаксіальною схемою [42]. Одним з прикладів такої інтегрованої зварювальної головки є показана на рис. 8, а коаксіальна голов-

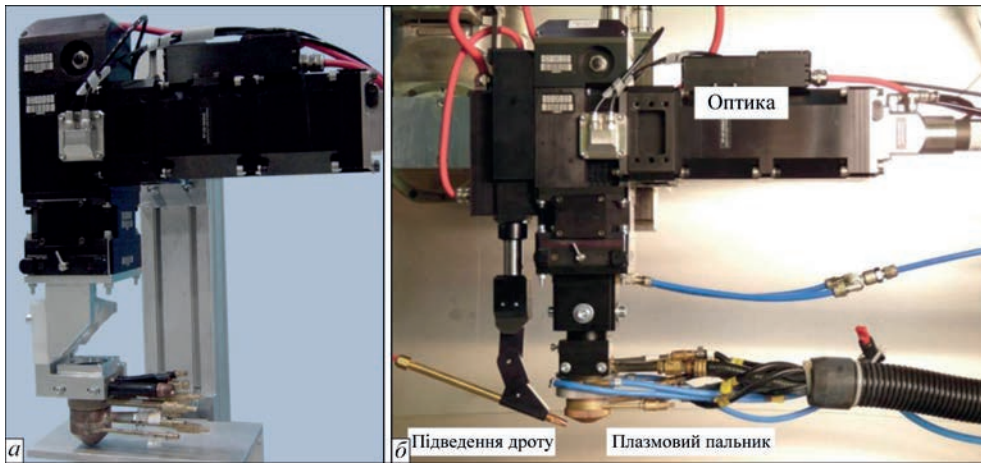


Рис. 8. Інтегрована головка для лазерно-плазмового зварювання: без (а) [44] і з (б) [45] подачею присаджувального дроту

ка, розроблена у Бременському інституті прикладних променевих технологій (Німеччина) [44]. Дана головка згодом була модернізована і оснащена системою подачі присаджувального дроту (рис. 8, б) [45]. Іншим прикладом є розроблена в Інституті електрозварювання (ІЕЗ) ім. Є.О. Патона НАН України коаксіальна головка для лазерно-плазмового зварювання (рис. 9) [46].

Проведений аналіз літературних даних дозволяє сформулювати наступні основні переваги гібридного лазерно-плазмового процесу в порівнянні з лазерним:

- спільне використання енергії лазера та плазми дозволяє зменшити лазерну потужність та знизити вартість обладнання (оціночно до 40...50 %);
- плазмова складова лазерно-плазмового зварювання дозволяє знизити вимоги до підготовки та складання зварюваних крайок і здійснювати очищення від окисної плівки (для алюмінієвих сплавів);
- підвищення продуктивності за рахунок збільшення швидкості зварювання;

– зменшення енергоємності за рахунок підвищення ефективності процесу;

– розширення наплавленого валику при лазерно-плазмовому наплавленні і збільшення глибини проплавлення при зварюванні за рахунок зміни гідродинамічних течій у зварювальній ванні.

Подальші перспективи розвитку лазерно-плазмового зварювання і споріднених процесів пов'язані зі використанням волоконних лазерів ($\lambda = 1,07$ мкм), як найбільш доступних для широкого загалу користувачів [47]. Характеристики плазмової складової пов'язані зі зварюваним металом (пряма полярність для сталей і різнополярний асиметричний струм для алюмінієвих сплавів) [48]. Порівняно зі лазерним зварюванням лазерно-плазмове сприяє зниженню вимог до підготовки крайок, а порівняно зі плазмовим – знижує залишкові деформації [49]. Враховуючи підвищення продуктивності, можна очікувати на тенденції заміни в промисловості окремих процесів лазерного і плазмового зварювання ла-

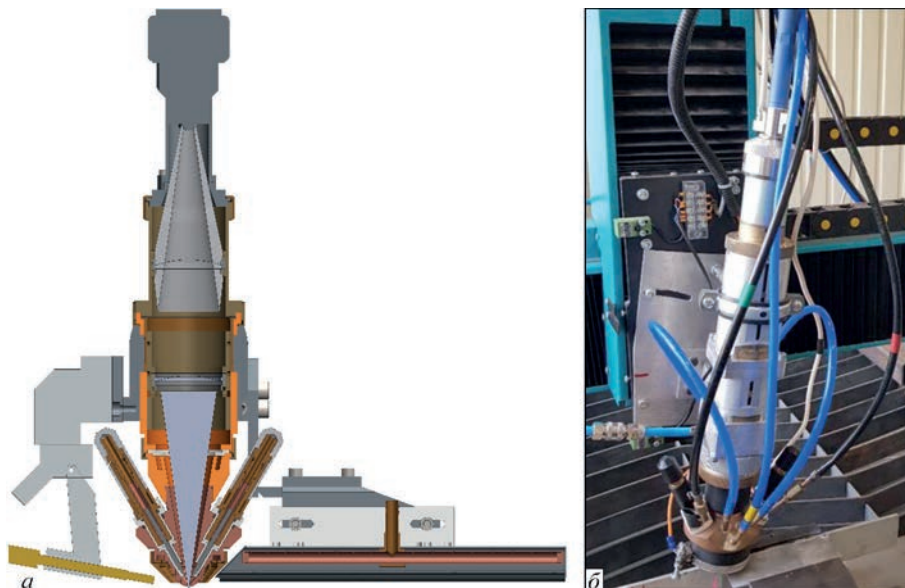


Рис. 9. 3D-модель (а) та зовнішній вигляд (б) головки для лазерного та лазерно-плазмового зварювання, розроблена в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [46]

зерно-плазмовим. Завдяки забезпеченню значних швидкостей (до 10 м/хв і більше) лазерно-плазмовому зварюванню може застосовуватися для серійного виробництва таких тонкостінних виробів і конструкцій зі сталей і сплавів, як звичайні та профільні труби, кузовні елементи автомобільного і залізничного транспорту, вироби для харчової та хімічної промисловості тощо.

Можна припустити, що подальше наукове дослідження лазерно-плазмового зварювання доцільно переважно акцентувати на взаємному впливі випромінювання волоконного лазера і стиснутої дуги на сталі та сплави. Перспективою цього є виявлення особливостей, переваг і недоліків такого процесу з метою встановлення меж виникнення синергетичного ефекту, можливостей підсилення його дії та шляхів подальшого застосування.

Висновки

1. Сучасні напрямки наукових досліджень процесів лазерно-плазмового зварювання переважно спрямовані на вивчення особливостей спільної дії на сталі та сплави стисненої дугової плазми і лазерного випромінювання з довжиною хвилі 1,03...1,07 мкм (в першу чергу – волоконного лазера), а також на вивчення фізичних основ прояву синергетичного (гібридного) ефекту при такій дії та визначення можливостей його практичного застосування. Наприклад, визначено, що сприяння прояву синергетичного ефекту пов'язано з покращенням умов горіння плазмової дуги в зоні іонізованого факелу парів, що утворюється під дією сфокусованого лазерного випромінювання, а також спрощенням формування лазерного кейхолу за рахунок тиску плазмової дуги.

2. Ефективність проявлення синергетичного ефекту при лазерно-плазмовому зварюванні сталей і сплавів запропоновано визначати як відношення теоретичної величини потужності, необхідної для розплавлення матеріалу шва, до загальної поданої зварювальної потужності; або як відношення площі поперечного перерізу шву лазерно-плазмового процесу до суми площ поперечних перерізів швів, окремо виконаних плазмовим та лазерним зварюванням. Встановлено, що ефективність лазерно-плазмового зварювання може змінюватися від 1,5 до 2,4.

3. За рахунок застосування лазерно-плазмового зварювання можливо усунути такі характерні для лазерного і плазмового зварювання високоміцних сталей і сплавів дефекти, як гарячі тріщини, внутрішні пори, розміщення колошовної зони, провисання швів, підрізи та нерегулярний характер формування валика підсилення.

4. Промислове застосування швидкісного лазерно-плазмового зварювання пов'язано із змен-

шенням лазерної енергії (до ~50 % порівняно із лазерним зварюванням), зниженням вимог до підготовки і складання зварюваних крайок, підвищенням швидкості зварювання, мінімізацією погонної енергії процесу. Дана технологія має значну перспективу індустріалізації в крупносерійних виробництвах тонкостінних виробів і конструкцій (в першу чергу із нержавіючих сталей, титанових і алюмінієвих сплавів), таких, як конструкції зі звичайних та профільних труб, кузовні елементи залізничного транспорту, довгомірні зварні панелі авіаційного і морського транспорту, відповідальні конструкції обладнання харчової та хімічної промисловості тощо.

Список літератури/References

1. Steen, W.M., Eboo, M. (1979) Arc augmented laser welding. *Metal Construction*, 11(7), 332–335.
2. Gvozdetsky, V. S., Krivtsun, I. V., Chizhenko, M. I. et al. (1995) *Laser-arc discharge: Theory and application. Welding and Surfacing Rev.* 3, Harwood.
3. Кривцун І.В., Чиженко М.І. (1997) Основы расчета лазерно-дуговых плазматронов. *Автомат. сварка*, 1, 16–23.
Krivtsun, I.V., Chizhenko, M.I. (1997) Principles of calculation of laser-arc plasmatrons. *Avtomatich. Svarka*, 1, 16–23 [in Russian].
4. Dykhno, I.S., Krivtsun, I.V., Ignatchenko, G.N. (1997) *Combined Laser and Plasma Arc Welding Torch*. Patent US5700989.
5. Quintino, L., Costa, A., Miranda, R. et al. (2007) Welding with high power fiber lasers – A preliminary study. *Materials & Design*, 28(4), 1231–1237. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2006.01.009>
6. Кривцун І.В. (2001) Модель испарения металла при дуговой, лазерной и лазерно-дуговой сварке. *Автомат. сварка*, 3, 3–10.
Krivtsun, I.V. (2001) Model of evaporation of metal in arc, laser and laser-arc welding. *The Paton Welding J.*, 3, 2–9.
7. Кривцун І.В. (2001) Особенности проплавления металла при лазерно-дуговой сварке с использованием ИАГ-лазера. *Автомат. сварка*, 12, 33–36.
Krivtsun, I.V. (2001) Peculiarities of penetration of metal in laser-arc welding using YAG-laser. *The Paton Welding J.*, 12, 29–32.
8. Zhiyong, L., Srivatsan, T.S., Yan, L. et al. (2013) Coupling of Laser with Plasma Arc to Facilitate Hybrid Welding of Metallic Materials: A Review. *J. of Materials Engineering and Performance*, 22(2), 384–395. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0280-6>
9. Shikai, Wu, Rongshi, Xiao. (2015) Effect of high power CO₂ and Yb:YAG laser radiation on the characteristics of TIG arc in atmospherical pressure argon and helium. *Optics & Laser Technology*, 67, 169–175. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2014.10.018>
10. Hu, B., den Ouden, G. (2005) Synergetic effects of hybrid laser/arc welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 10(4), 427–431. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329305X44170>
11. Zhang, C., Gao, M., Zeng, X. (2019) Influences of synergy effect between laser and arc on laser-arc hybrid welding of aluminum alloys. *Optics & Laser Technology*, 120, 105766. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2019.105766>
12. Mahrle, A., Schnick, M., Rose, S. et al. (2011) Process characteristics of fibre-laser assisted plasma arc welding. *Phys. D: Appl. Phys.* 44, 345502. DOI: 10.1088/0022-3727/44/34/345502
13. Hipp, D., Mahrle, A., Jäckel, S. et al. (2018) Füssel U. Method for high accuracy measurements of energy coupling and melting efficiency under welding conditions. *J. of Laser Applications*, 30, 032414. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.5040615>

14. Hipp, D., Mahrle, A., Beyer, E. et al. (2019) Thermal Efficiency Analysis for Laser-Assisted Plasma Arc Welding of AISI 304 Stainless Steel. *Materials*, **12**, 1460. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12091460>
15. Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Гринюк А.А. та ін. (2021) Особливості лазерноплазмового зварювання корозійностійкої сталі AISI 304 з використанням лазера. *Автомат. зварювання*, **12**, 18–26. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.12.02>
Korzyhyk, V.M., Khaskin, V.Yu., Grynyuk, A.A. et al. (2021) Features of laser-plasma welding of corrosion-resistant steel AISI 304 with laser application. *The Paton Welding J.*, **12**, 9-17. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.12.02>
16. Meng, Y., Gao, M., Zeng, X. (2018) Effects of arc types on the laser-arc synergic effects of hybrid welding. *Optics Express*, **26**(11), 14775–14785. DOI: <https://doi.org/10.1364/OE.26.014775>
17. Emmelmann, C., Kirchhoff, M., Petri, N. (2011) Development of Plasma-Laser-Hybrid Welding Process. *Physics Procedia*, **12**, 194–200. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.025>
18. Walduck, R.P. (1999) *Enhanced Laser Beam Welding*. Patent US5866870.
19. Dykhnо, I., Ignatchenko, G., Bogachenkov, E. (2002) *Combined Laser and Plasma-Arc Processing Torch and Method*. Patent US6388227.
20. Kim, C.H., Ahn, Y.H., Kim, J.H. (2011) CO₂ Laser-Micro Plasma Arc Hybrid Welding for Galvanized Steel Sheets. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **21**(1), 47–53. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(11\)61059-5](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(11)61059-5)
21. Stelling, K., Lammers, M., Schobbert, H. et al. (2006) Qualification of Nd:YAG and CO₂ Laser Plasma Hybrid Welding with Filler Material Powder. *Welding and Cutting*, **5**(6), 330–334.
22. Stelling, K., Schobbert, H., Kannengiesser, Th. et al. (2005) Vertical-up and -down laser plasma powder hybrid welding of a high nitrogen austenitic stainless steel. *Welding in the World*, **49**(5/6), 45–49.
23. Rose, S., Mahrle, A., Schnick, M. et al. (2013) Plasma welding with a superimposed coaxial fiber laser beam. *Welding in the World*, **57**(6), 857–865. <https://doi.org/10.1007/s40194-013-0079-6>
24. Beyer, E., Standfuss, J. (2012) Innovations in laser welding using high brightness lasers. *Heriot-Watt IMRC Conference, 26th June 2012, Edinburgh*.
25. Mahrle, A., Rose, S., Schnick, M. et al. (2013) Laser-assisted plasma arc welding of stainless steel. *J. of Laser Applications*, **25**, 032006. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4798338>
26. Mahrle, A., Rose, S., Schnick, M. et al. (2013) Stabilisation of plasma welding arcs by low power laser beams. *Science and Technology of Welding and Joining*, **18**(4), 323–328. DOI: <https://doi.org/10.1179/1362171813Y.0000000109>
27. Turichin, G., Lopota, V., Valdaitseva, E. et al. (2007) Peculiarity of phase transformation kinetics and control of material microstructure formation during laser hybrid welding. In: *Laser Technologies in Welding and Materials Processing*. Kiev: E.O. Paton Electric Welding Institute, NASU, 126–130.
28. Swanson, P.T., Page, C.J., Read, E. et al. (2007) Plasma augmented laser welding of 6 mm steel plate. *Science and Technology of Welding and Joining*, **12**(2), 153–160. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329307X164283>
29. Fanrong Kong, Haiou Zhang, Guilan Wang. (2009) Modeling of Thermal-metallurgical Behavior during Hybrid Plasma-laser Deposition Manufacturing. *Progress in Electromagnetics Research Symposium. Beijing, China, March 23–27*, 946–953.
30. Туричин Г.А., Цибульский И.А., Земляков Е.В. и др. (2009) О системе мониторинга лазерно-дуговой сварки. *Металлообработка*, **6**, 46–48.
Turichin, G.A., Tsybulsky, I.A., Zemlyakov, E.V. et al. (2009) On monitoring system of laser-arc welding. *Metallоobrabotka*, **6**, 46–48 [in Russian].
31. Сидорец В.Н., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. (2012) Перспективы применения гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющей сталей в машиностроении. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*, **3**(28), 244–246.
Sidorets, V.N., Bushma, A.I., Khaskin, V.Yu. (2012) Prospectives of application of hybrid laser-plasma welding of stainless steels in machine-building. *Visnyk DDMA*, **3**(28), 244–246 [in Russian].
32. Кривцун И.В., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. (2013) Гибридная лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей. *Автомат. зварювання*, **3**, 48–52.
Krivtsun, I.V., Bushma, A.I., Khaskin, V.Yu. (2013) Hybrid laser-plasma welding of stainless steels. *The Paton Welding J.*, **3**, 48–50.
33. Korzyhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. (2022) Comparison of the features of the formation of joints of aluminum alloy 7075 (Al–Zn–Mg–Cu) by laser, microplasma, and laser-microplasma welding. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, **1**(12)(115), 38–47. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.253378>
34. Кривцун И.В., Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. (2007) Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов. *Автомат. сварка*, **5**, 49–53.
Krivtsun, I.V., Shelyagin, V.D., Khaskin, V.Yu. (2007) Hybrid laser-plasma welding of aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, **5**, 36–40.
35. Маркашова Л.И., Шелягин В.Д., Кушнарєва О.С. и др. (2015) Влияние технологических параметров лазерного и лазерно-плазменного легирования на свойства наплавленных слоев стали 38ХН3МФА. *Автомат. сварка*, **5-6**, 131–137.
Markashova, L.I., Shelyagin, V.D., Kushnaryova, O.S. et al. (2015) Effect of technological parameters of laser and laser-plasma alloying on properties of 38KhN3MFA steel layers. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 124–129.
36. Репкин Д.А., Мелюков В.В., Гукасов А.К. и др. (2013) Определение режима воздействия концентрированными потоками энергии на материалы методом обратной задачи. *Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского*, **2**(2), 88–91.
Repkin, D.A., Melyukov, V.V., Gusakov, A.K. et al. (2013) Determination of action mode by concentrated energy flows on material using inverse problem method. *Vestnik Nizhegorodskogo Un-ta*, **2**(2), 88–91 [in Russian].
37. Багаев С.Н., Грачев Г.Н., Смирнов А.Л. и др. (2014) Применение метода лазерно-плазменной модификации поверхности металлов для улучшения триботехнических характеристик цилиндров двигателей внутреннего сгорания. *Обработка металлов*, **1**(62), 14–22.
Vagaev, S.N., Grachev, G.N., Smirnov, A.L. et al. (2014) Application of laser-plasma method of surface modification of metals for improving of tribotechnical characteristics of internal combustion engine cylinders. *Obrabotka Metallov*, **1**(62), 14–22 [in Russian].
38. Борисов Ю.С., Демченко В.Ф., Лесной А.Б. и др. (2013) Численное моделирование теплообмена и гидродинамики при лазерно-плазменной обработке металлических материалов. *Автомат. сварка*, **4**, 3–8.
Borisov, Yu.S., Demchenko, V.F., Lesnoj, A.B. et al. (2013) Numerical modeling of heat transfer and hydrodynamics in laser-plasma treatment of metallic materials. *The Paton Welding J.*, **4**, 2-7.
39. Пелешенко С.І., Хаскін В.Ю., Коржик В.М. та ін. (2022) Особливості зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання міцних сплавів на основі алюмінію і берилію (Огляд). *Автомат. зварювання*, **12**, 9–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.12.02>
Peleshenko, S.I., Khaskin, V.Yu., Korzyhyk, V.M. et al. (2022) Features of welding high-strength alloys based on aluminium and beryllium using highly-concentrated heat sources (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 9–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.12.02>
40. Svenungsson, J., Choquet, I., Kaplan, A. (2015) Laser Welding Process – A Review of Keyhole Welding Modelling. *Physics Procedia*, **78**, 182–191. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2015.11.042>

41. Шишов А.Ю., Третьяков Р.С., Третьяков Е.С. (2012) Перспективы разработки технологии лазерно-плазменной сварки изделий больших толщин в судостроении с использованием порошкового присадочного материала. *Инженерный журнал: наука и инновации*, **6**, 146–152. <https://rucont.ru/efd/274958>
42. Page, C. J., Devermann, T., Biffin, J. et. al. (2002) Plasma augmented laser welding and its applications. *Science and Technology of Welding and Joining*. **7(1)**, 10–15. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217102225001313>
43. Yoon, S.H., Hwang, J.R., Na, S.J. (2007) A study on the plasma-augmented laser welding for small-diameter STS tubes. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **32**, 1134–1143. DOI: <https://doi.org/10.1007/s00170-006-0436-3>
44. Lasertechnik aktuell (2007) *Bremer Institut für angewandte Strahltechnik Bulletin*, **2**.
45. Möller, F. (2016) *Wechselwirkung zwischen Lichtbogen und Laserstrahl bei Aluminium*. *Strahltechnik*, Bd. 59, Bremen: BIAS Verlag.
46. Peleshenko, S., Kvasnytskyi, V., Khaskin, V. et. al. (2022) Features of physical and metallurgical processes during welding of thin-walled aluminum alloy structures using laser radiation. *Danish Scientific J.*, **65**, 50–59. DOI: <https://doi.org/10.5281/zenodo.7271299>
47. Bernatskyi, A., Khaskin, V. (2021) The history of the creation of lasers and analysis of the impact of their application in the material processing on the development of certain industries. *History of Science and Technology*. **11(1)**, 125–149. DOI: <https://doi.org/10.32703/2415-7422-2021-11-1-125-149>
48. Шелягин В.Д., Кривцун И.В., Борисов Ю.С. и др. (2005) Лазерно-дуговые и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий. *Автомат. сварка*, **8**, 49–54.
49. Shelyagin, V.D., Krivtsun, I.V., Borisov, Yu.S. (2005) Laser-arc and laser-plasma welding and coating technologies. *The Paton Welding J.*, **8**, 44–49.
49. Korzhyk, V., Bushma, O., Khaskin, et. al. (2017) Analysis of the Current State of the Processes of Hybrid Laser-Plasma Welding. In: Proceedings of the Second International Conference on Mechanics, Materials and Structural Engineering (ICMMSE 2017). *Advances in Engineering Research (AER)*, **102**, 80–90. DOI: <https://doi.org/10.2991/icmmse-17.2017.14>

HYBRID LASER-PLASMA WELDING:
EFFICIENCY AND NEW POSIBILITIES (Review)

V.M. Korzhyk¹, V.Yu. Khaskin¹, E.V. Ilyashenko¹, S.I. Peleshenko³, A.A. Grynyuk¹, O.A. Babych²,
A.O. Alyoshin², O.M. Voitenko¹

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: khaskin1969@gmail.com

²«Foreign Trade Office of China-Ukraine E.O.Paton Institute of Welding» Ltd. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

³NTUU “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. 37 Prospect Beresteisky, Kyiv, 03056, Ukraine.

Research papers devoted to development of laser-plasma processes during the last two decades are reviewed. It was found that the current directions of scientific research of the processes of laser-plasma welding are focused mainly on studying the peculiarities of joint impact of constricted arc plasma and laser radiation with wave length of 1.03 – 1.07 μm (first of all, fiber laser) on steels and alloys, as well as studying the physical fundamentals of manifestation of the synergic (hybrid) effect at such an impact and determination of the possibilities of its practical application. It was determined, in particular, that increase of the effectiveness of synergic effect manifestation is related to improvement of the plasma arc burning conditions in the zone of ionized vapour plume, which forms under the impact of focused laser radiation, as well as simplification of laser keyhole formation due to plasma arc pressure. Ref. 49, Fig. 9.

Keywords: laser-plasma welding, synergic effect, process efficiency, steels, aluminium alloys, industrial application

Надійшла до редакції 06.09.2023

ПЕРЕДПЛАТА 2024

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	півроку	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 6 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	–	–	900	1800
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	300	600	1200
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	300	600	1200
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	600	1800	3600	7200

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

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

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

Можлива також передплата на електронні версії журналів.

МІЦНІСТЬ І СТРУКТУРА СТИКОВИХ З'ЄДНАНЬ МАГНІЄВОГО СПЛАВУ МА2-1М, ОТРИМАНИХ АРГОНО- ДУГОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ НЕПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ І ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

А.Г. Покляцький¹, В.С. Федорчук¹, С.І. Мотруніч¹, Ю.В. Фальченко¹, М. Sahul²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Чеський технічний університет. 166 36, м. Прага, Чехія. E-mail: miroslav.sahul1@fs.cvut.cz

У статті проаналізовано результати досліджень структурних особливостей та межі міцності стикових з'єднань листів конструкційного магнієвого сплаву МА2-1М завтовшки 2 мм, отриманих аргонодуговим зварюванням неплавким електродом і тертям з перемішуванням. Показано, що, при зварюванні тертям з перемішуванням, внаслідок інтенсивної пластичної деформації металу у швах формується дрібнокристалічна структура. Встановлено, що мікротвердість металу в такому зварному з'єднанні має мінімальні значення в зоні термомеханічного впливу зі сторони відходу поблизу зони термічного впливу, де і відбувається руйнування зразків при їх статичному розтягуванні. Межа міцності зразків зварних з'єднань, отриманих тертям з перемішуванням, та зразків зі знятими до рівня основного матеріалу проплавами і додатково зачищеними підсиленнями швів, отриманих плавленням, знаходиться на рівні 233...236 МПа, що становить ~84 % від цього показника для основного матеріалу. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: магнієвий сплав, зварювання тертям з перемішуванням, аргонодугове зварювання, структура, мікротвердість, міцність

Вступ. Магнієві сплави широко використовуються в якості конструкційних матеріалів для виготовлення легких міцних вузлів аерокосмічної та автомобільної техніки, а також рухомих елементів текстильної і друкарської техніки, що дозволяє зменшити силу інерції при високих швидкостях їх переміщення [1–3]. Ефективність застосування таких сплавів обумовлена низькою питомою вагою магнію (1,74 г/см³), високою міцністю його сплавів (228...290 МПа) і значною їх термостійкістю (до 450 °С) [4].

Більшість магнієвих сплавів успішно зварюються методами зварювання плавленням. Як і для алюмінієвих сплавів, найчастіше використовується аргонодугове зварювання неплавким (вольфрамовим) електродом (АДЗНЕ). Для зварних з'єднань магнієвих сплавів, отриманих плавленням, характерні такі ж дефекти у вигляді пор, макровключень оксидних плівок і гарячих тріщин, які виникають при зварюванні алюмінієвих сплавів [5, 6]. Тому для отримання якісних нероз'ємних з'єднань магнієвих сплавів перспективним способом є зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) [7]. Завдяки формуванню швів у твердій фазі без розплавлення зварюваних кромок вдається уникнути вище згаданих дефектів. Крім того, при ЗТП не потрібні присадний дріт (виготовлення якого ускладнене високою крихкістю магнієвих сплавів) і захисний інертний газ,

завдяки чому забезпечується економія витрат на матеріали [8].

Проведені зарубіжними спеціалістами експериментальні дослідження свідчать про ефективність застосування такого способу зварювання для магнієвих сплавів. Отримані з'єднання мають дрібнокристалічну структуру швів і високі механічні властивості [9, 10].

Мета даної роботи – дослідити структурні особливості та визначити механічні властивості зварних з'єднань листів конструкційного магнієвого сплаву МА2-1М завтовшки 2 мм, отриманих АДЗНЕ і тертям з перемішуванням.

Методика проведення досліджень. Для оцінки механічних властивостей зварних з'єднань використовували листи серійного магнієвого сплаву МА2-1М завтовшки 2 мм системи легування Mg–Al–Zn–Mn, який крім магнію містить, мас. %: 4,5 Al, 0,95 Zn, 0,47 Mn, 0,3 Fe, 0,06 Si, 0,01 Cu. Механічні властивості таких листів наведені в таблиці.

Процес механізованого АДЗНЕ здійснювали за допомогою установки АСТВ-2М від джерела живлення MW-450 («Fronius», Австрія). Для інтенсивного перемішування розплавленого металу зварювальної ванни, завдяки чому створюються сприятливі умови для його дегазації та зменшується вірогідність утворення пор у швах, використовували струм з прямокутною формою хвилі

Федорчук В.С. – <https://orcid.org/0000-0002-9929-3231>, Мотруніч С.І. – <https://orcid.org/0000-0002-8841-8609>,

Фальченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3028-2964>

© А.Г. Покляцький, В.С. Федорчук, С.І. Мотруніч, Ю.В. Фальченко, М. Sahul, 2023

Механічні властивості листів конструкційного магнісного сплаву МА2-1М завтовшки 2 мм

Показник	Зразки, вирізані вздовж напрямку вальцювання листів	Зразки, вирізані поперек напрямку вальцювання листів
σ_B , МПа	$\frac{279...274}{277}$	$\frac{283...279}{281}$
$\sigma_{0,2}$, МПа	$\frac{200...179}{187}$	$\frac{219...203}{210}$
δ_5 , %	$\frac{20,3...19,5}{19,9}$	$\frac{26,3...23,5}{25,0}$
α , град	$\frac{38...32}{35}$	$\frac{45...38}{42}$

Примітка. У числівнику вказані максимальні та мінімальні значення показників, а в знаменнику – їх середнє значення за результатами випробування трьох зразків.

[11] частотою 200 Гц. Діаметр неплавкого електрода становив 3,2 мм, а довжина його вильоту 4 мм. Швидкість переміщення пальника вибрали 20 м/год, враховуючи з однієї сторони бажання забезпечити мінімальний тепловий вплив на зварюваний метал, а з іншої – можливість оператора-зварювальника при необхідності коригувати орієнтацію електрода відносно осі стику чи довжину дуги. Для отримання хімічного складу металу шва близького до основного матеріалу в якості присадного матеріалу для формування підсилення шва використовували стрічку з основного матеріалу завтовшки 2 мм, яку фіксували між зварюваними кромками, опустивши на дно канавки глибиною 1 мм і шириною 4 мм. Висота цієї стрічки становила 6...7 мм, що забезпечувало формування необхідного підсилення шва. При цьому характерні для такого способу зварювання можливі дефекти у вигляді пор і макровключень оксидних плівок, які виникають здебільшого у кореневій частині шва, потрапляють у проплав, який у конструкціях відповідального призначення зачищається до рівня основного матеріалу. Безпосередньо перед зварюванням проводили механічну зачистку зварюваних кромок (з трьох сторін) і стрічки присадного матеріалу (з чотирьох сторін) на глибину 0,10...0,12 мм. Для забезпечення надійного захисту металу від окислення в зоні зварювання використовували аргон вищого сорту. При цьому внутрішній діаметр захисного керамічного сопла становив 16 мм, а витрати газу – 20...22 л/хв. Якісне формування швів за таких умов зварювання забезпечувалося на струмі 145...150 А. Зменшення величини струму призвело до неповного сплавлення закладеної в стик стрічки присадного матеріалу з основним, а його збільшення – до розвару шва.

ЗТП листів досліджуваного сплаву виконували на лабораторній установці, розробленій в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Вона забезпечує швидкість лінійного переміщення інструмента вздовж стику (швидкість зварювання) в межах 8...38 м/год і постійну частоту його обертання – 1420 об/хв. Для зварювання використовували спеціальний інструмент власної конструкції [12] з діаметром бурта 12 мм і

наконечником довжиною 1,85 мм у вигляді зрізаного конуса з діаметром 3,4 мм при основі бурта. Стикові з'єднання листів для оцінки їх властивостей отримували при трьох швидкостях зварювання: 8, 16 та 24 м/год. При більш високих швидкостях зварювання зростає імовірність утворення внутрішніх дефектів у швах у вигляді порожнин, притаманним цьому процесу [13]. Крім того, на лабораторній установці притискання інструмента до поверхонь зварюваних кромок здійснюється оператором-зварником за допомогою супорта, що ускладнює рівномірність його регулювання при вищих швидкостях зварювання. Щоб запобігти попаданню в зону формування шва можливих поверхневих забруднень та оксидних плівок безпосередньо перед зварюванням проводили механічну зачистку зварюваних кромок (з трьох сторін) на глибину 0,10...0,12 мм.

З отриманих зварних з'єднань виготовляли шліфи для дослідження структурних особливостей швів та оцінки ступеня розміщення металу в зоні зварювання. Мікротвердість металу вимірювали на торцевих поверхнях шліфів за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3. Оцінку структурних особливостей зварних з'єднань здійснювали з використанням оптичного мікроскопа ММТ-1600В. Визначення межі міцності при одноосному розтягуванні зразків з шириною робочої частини 15 мм проводилися відповідно до ДСТУ EN ISO 4236х на універсальному сервогідролічному комплексі МТS 318.25. Зразки, отримані АДЗНЕ, випробовували як зі знятими до рівня основного матеріалу проплавами, так і з додатково зачищеними підсиленнями швів.

Результати та обговорення. Аналіз мікроструктури зварного з'єднання, отриманого СТП, показав, що вона складається з класичних для такого методу зварювання зон: основного матеріалу, зони термомеханічного впливу, зони термічного впливу та металу шва зі сформованим ядром (рис. 1). Зерна металу шва в 3...5 разів дрібніші, ніж у зварюваного металу. Найбільш подрібнена структура спостерігається в ядрі металу шва. Вимірювання мікротвердості металу на поперечних шліфах в різних зонах зварного з'єднання, отриманого тертям з перемішуванням, засвідчи-

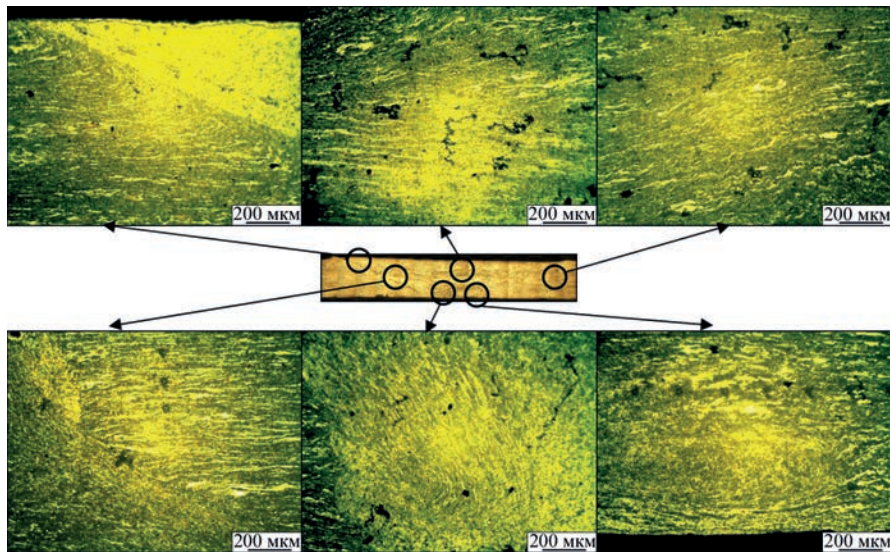


Рис. 1. Фрагменти мікроструктури стикового з'єднання конструкційного магнієвого сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, отриманого ЗТП

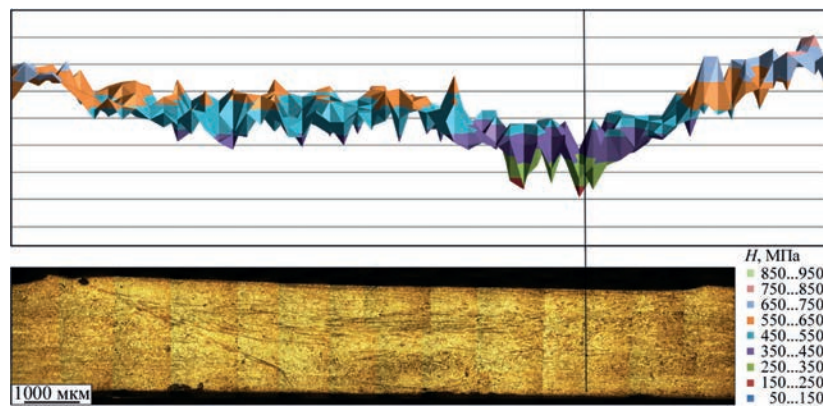


Рис. 2. Мікротвердість металу в різних зонах зварного з'єднання сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, отриманого ЗТП при швидкості зварювання 14 м/год

ли, що мінімальні значення вона має в зоні термомеханічного впливу зі сторони відходу поблизу (2,5...3,0 мм) зони термічного впливу (рис. 2). Відповідно, при статичному розтягуванні зразків таких зварних з'єднань вони руйнувалися в зоні термомеханічного впливу зі сторони відходу (рис. 3). При цьому з лицьової поверхні руйнування відбувалося саме на відстані 2,5...3,0 мм від межі цієї зони із зоною термічного впливу, а з кореневої – в зоні спряження шва з основним матеріалом. Межа міцності зразків зварних з'єднань, отриманих ЗТП, знаходиться на рівні 234...236 МПа і не залежить від швидкості зварювання в досліджуваному діапазоні.

Дослідження мікроструктури стикових з'єднань конструкційного магнієвого сплаву MA2-1M, отриманих АДЗНЕ, показали, що метал шва має дендритну структуру (рис. 4). Біля лінії сплавлення шва з основним матеріалом у ньому спостерігаються стовпчасті дендрити, спрямовані від лінії сплавлення в метал шва. В зоні термічного впливу відбулася рекристалізація зерен основного металу. Безпосередньо біля лінії сплавлення зерна частково оплавлені.

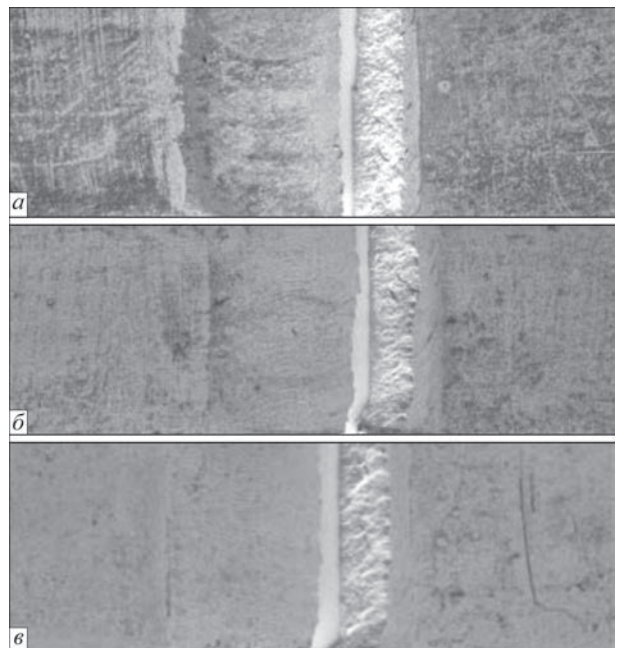


Рис. 3. Зовнішній вигляд лицьової поверхні робочої частини зруйнованих в результаті статичного розтягування зразків магнієвого сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, отриманих ЗТП при швидкостях зварювання 8 (а), 16 (б) і 24 м/год (в)

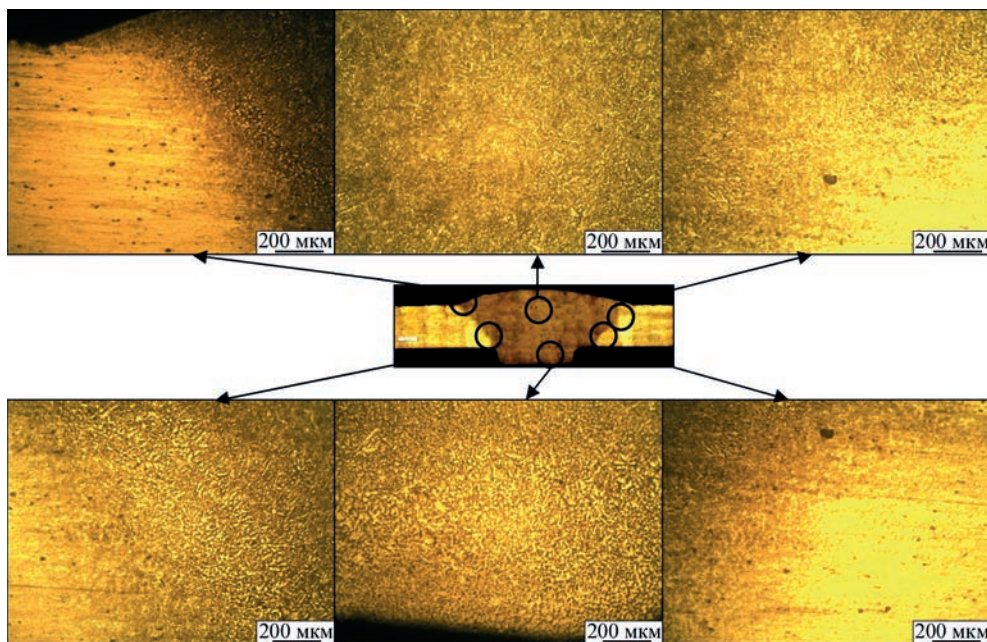


Рис. 4. Фрагменти мікроструктури стикового з'єднання конструкційного магнієвого сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, отриманого АДЗНЕ

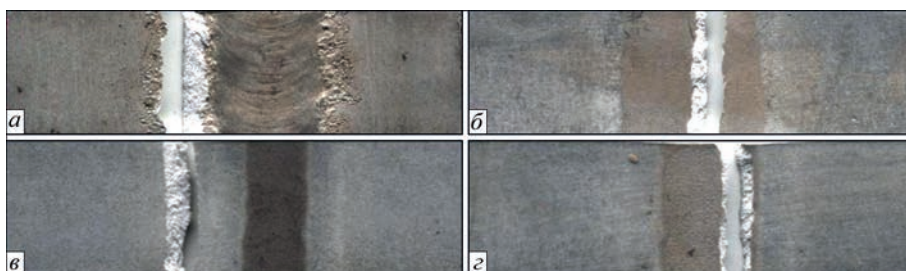


Рис. 5. Зовнішній вигляд лицьової (а, в) і кореневої (б, г) поверхонь робочої частини зруйнованих в результаті статичного розтягування зварних зразків магнієвого сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, з підсиленням шва (а, б) та без нього (в, г), отриманих АДЗНЕ

Зразки зварних з'єднань з підсиленням шва, отримані АДЗНЕ, мають межу міцності 267 МПа, що становить 96 % від цього показника для основного матеріалу. Руйнування їх відбувається з лицьової поверхні шва по зоні сплавлення шва з основним матеріалом, а з кореневої частини – по основному металу в зоні термічного впливу на відстані близько 5 мм від зони сплавлення шва з основним матеріалом (рис. 5). Зразки зі знятими до рівня основного матеріалу проплавами і додатково зачищеними підсиленнями швів руйнували-

ся при статичному розтягуванні по металу шва і мали межу міцності на рівні 233 МПа, що підтверджується мінімальною твердістю в центральній частині шва (рис. 6). Відповідно, руйнування зразків з лицьової поверхні шва відбувалося поблизу його центральної частини, а з кореневої – в зоні сплавлення шва з основним матеріалом.

Висновки

1. Мікротвердість металу зварного з'єднання, отриманого ЗТП, має мінімальні значення в зоні термомеханічного впливу зі сторони відходу поблизу (2,5...3,0 мм) зони термічного впливу, де і відбувається руйнування таких зразків при їх статичному розтягуванні.

2. Метал шва, отриманого АДЗНЕ, має дендритну структуру. Поблизу зони сплавлення шва з основним матеріалом у ньому спостерігаються стовпчасті дендрити, спрямовані від лінії сплавлення в метал шва. Мінімальна твердість спостерігається по центру шва. При зварюванні цього сплаву тертям з перемішуванням внаслідок інтенсивної пластичної деформації металу у центральній частині (ядрі) шва утворюються зерна в 5 ра-

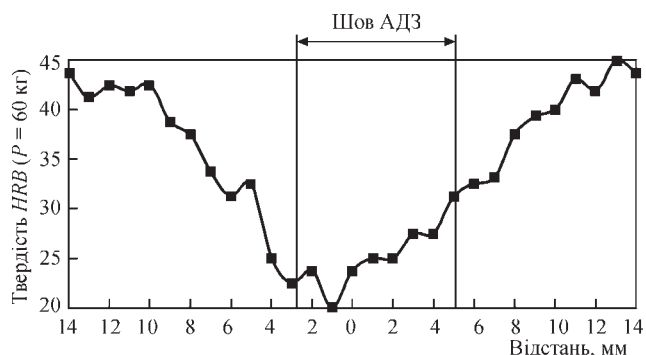


Рис. 6. Твердість металу зварного з'єднання сплаву MA2-1M завтовшки 2 мм, отриманого АДЗНЕ

зів дрібніші за структуру основного металу. В зоні термомеханічного впливу відбувається повна зміна орієнтації зерен у напрямку переміщення робочих поверхонь інструмента. В результаті у ній формуються протяжні витягнуті зерна, орієнтовані вздовж цієї траєкторії.

3. Зразки з підсиленням шва, отримані АДЗНЕ, мають максимальну межу міцності (267 МПа), що становить 96 % від цього показника для основного матеріалу. Межа міцності зразків зварних з'єднань, отриманих ЗТП, як і зразків зі знятими до рівня основного матеріалу проплавами і додатково зачищеними підсиленнями швів, зварених плавленням, знаходиться на рівні 233...236 МПа.

Список літератури/References

- Zuemer, N. (1998) Magnesium alloys in new aeronautic equipment. Proc. Of the Conf. on Magnesium Alloys and their Applications, Wolfsburg, Germany, 125–132.
- Luo, A.A. (2002) Magnesium: Current and potential automotive applications. *JOM*, February, 42–48.
- Shapiro, A.E. (2005) Brazing Magnesium Alloys and Magnesium Matrix Composites. *Welding J.*, 10, 33–43.
- Avedesian, M.M., Baker, H. (1999) *Magnesium and Magnesium Alloys*, Metals Handbook. Materials Park. Ohio, ASM International.
- Sachin, K., Chuansong, W. (2017) Review: Mg and Its Alloy – Scope, Future Perspectives and Recent Advancements in Welding and Processing. *Journal of Harbin Institute of Technology (New Series)*, 24, 6, 1–37. Doi: 10.11916/j.issn.1005-9113.17065.
- Hongjie, L., Jis, M., Wencai, L. et al. (2022) Influence of TIG welding process parameters on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg–8Li–3Al–2Zn–0.5Y alloy. *Journal of materials research and technology*, 20, 4114–4129. Doi: 10.1016/j.jmrt.2022.08.157.
- Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C. et al. (1991) Friction Stir Butt Welding. Int. Patent Application № PCT/GB 92/02203; GB Patent Applications № 9125978.8.
- Defalco, J. (2006) Friction Stir Welding vs. Fusion Welding. *Welding J.*, 3, 42–44.
- Lee, W.B., Leon Y.M., Jung, S.B. (2003) Joint properties of friction stir welded AZ31B–H24 magnesium alloy. *Materials Science and Technology*, 6, 785–790.
- Aritoshi, M. (2005) Friction Stir Welding of Magnesium alloys Sheets. *Journal of the Japan Welding Society*, 3, 18–23.
- Poklyatsky, A.G., Grinyuk, A.A. (2001) Effect of parameters of asymmetric and modulated currents on quality of aluminium alloy welded joints. *TPWJ*, 7, 33–36.
- Іщенко А.Я., Покляцький А.Г. (2010) Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів. Пат. 54096 Україна, МПК В23К 20/12; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.
- Ishchenko, A.Ya., Poklyatskyi, A.G. (2020) Tool for friction stir welding of aluminium alloys. Pat. 54096 Ukraine, Int. Cl. B23K 20/12; PWI, No. u201005315, fill. 30.04.2010, publ. 25.10.2010 [in Ukrainian].
- Poklyatskii, A.G. (2019) Prediction of parameters of friction stir welding of sheet aluminium alloys. *TPWJ*, 8, 37–42.

STRENGTH AND STRUCTURE OF MA2-1M MAGNESIUM ALLOY BUTT JOINTS PRODUCED BY ARGON ARC WELDING WITH A NON-CONSUMABLE ELECTRODE AND BY FRICTION WITH STIRRING

A.G. Poklyatskyi¹, V.E. Fedorchuk¹, S.I. Motrunich¹, Yu.V. Falchenko¹, M. Sahul²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

² Czech Technical University. 166 36, Prague, Czech Republic. E-mail: miroslav.sahul1@fs.cvut.cz

The article analyzes the results of research of structural features and tensile strength of butt joints of 2 mm thick sheets of structural MA2-1M magnesium alloy produced by argon arc welding with a non-consumable electrode and by friction with stirring. It is shown that in friction stir welding as a result of intense plastic deformation of the metal, a fine crystalline structure is formed in the welds. It was determined that microhardness of the metal in such a welded joint has minimum values in the zone of thermomechanical effect on the side of the deviation near the heat-affected-zone, where the fracture of the specimens occurs during their static tension. Tensile strength of specimens of welded joints produced by friction with stirring, and specimens with penetrations removed to the level of the base material and additionally cleaned reinforcements of welds produced by melting, is at the level of 233...236 МПа, which amounts to ~84% of this index for the base material. Ref. 13, Tabl. 1, Fig. 6.

Key words: magnesium alloy, friction stir welding, argon arc welding, structure, microhardness, strength

Надійшла до редакції 22.09.2023

КАТАЛОГ

найбільш широковідомих порошкових дротів компанії ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК»

Київ-Дніпро 2023, 48 с., www.weldtech-group.com

ЗМІСТ

- | | |
|--|--|
| 1. Порошкові дроти для зварювання | - низько- і середньолеговані сплави; |
| - вуглецевих і низьколегованих сталей; | - сплави, стійкі до абразивного зношення при низьких ударних навантаженнях; |
| - низьколегованих конструкційних сталей підвищеної міцності і високоміцних сталей; | - сплави, стійкі до абразивного зношення при помірних ударних навантаженнях; |
| - хромомолібденових теплотривких сталей; | - сплави, стійкі до абразивного зношення при високих ударних навантаженнях; |
| - різномірних сталей, наплавлення перехідних шарів і зварювання сталей з обмеженою зварюваністю. | - термообробні сталі для інструментального оснащення; |
| 2. Порошкові дроти для зміцнюючого наплавлення | - порошкові дроти для зміцнюючого наплавлення. |
| - деформаційно-зміцнювані сплави; | |
| - нержавіючі мартенситні і феритні сталі; | |

Каталог можна замовити в редакції журналу «Автоматичне зварювання»

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОЛИСТОВОГО ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ З КОНТРОЛЬОВАНОЮ ШВИДКІСТЮ ОХОЛОДЖЕННЯ

Е.Л. Вржижевський, Н.В. Піскун, О.А. Великоіваненко, І.І. Статкевич, Т.Г. Таранова

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

Метою даної роботи є створення і випробування елементів технологічного процесу електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) інтерметалідних сплавів системи TiAl, який дозволяє за один прохід в одній камері виконувати зварювання, попередній підігрів та наступну локальну термічну обробку зварних з'єднань, що, завдяки контрольованій швидкості охолодження, дозволяє уникнути появи дефектів типу холодних тріщин. В роботі обґрунтовано, чому саме ЕПЗ більш придатне для зварювання інтерметалідних сплавів на основі титану. Запропонований та детально описаний метод зварювання, який здійснюється у всьому положенні при консольному закріпленні зразків у спеціальному пристрої, при цьому термообробка відбувається відразу після закінчення процесу зварювання, забезпечуючи оптимальну швидкість охолодження зварного з'єднання. Встановлено, що утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях інтерметалідів пов'язано з низькою пластичністю матеріалу в стані після зварювання. Для чисельного прогнозування кінетики температурного поля і розрахунків напруженого стану була розроблена математична модель, на підставі якої проведений обчислювальний експеримент і визначені теплові умови, що призводять до тріщиноутворення у процесі ЕПЗ. Показано, що найбільший рівень залишкових напружень формується безпосередньо після закінчення процесу зварювання, дорівнює 350 МПа і спостерігається у центрі шва. Для запобігання виникнення холодних тріщин в зварних з'єднаннях зразків алюмініду титану запропонований технологічний прийом, що об'єднує ЕПЗ інтерметаліду Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) з попереднім підігрівом та наступною локальною термообробкою (ЛТО). Чисельно показано і підтверджено експериментально, що використання розподіленого джерела попереднього нагріву зразка перед зварюванням дозволяє реалізувати сприятливі умови під час зварювання і при подальшому охолодженні, а саме, знизити величину розтягуючих напружень. Детально описано, яким чином здійснюється процес та його вплив на напружений стан і структуру одержаних зварних з'єднань. В роботі наведено режими ЕПЗ тонколистового інтерметалідного сплаву з контрольованою швидкістю охолодження та результати структурних і механічних досліджень зварних з'єднань, які отримані за запропонованою технологією. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 11.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, інтерметаліди системи TiAl, тонколистові пластини, регульована швидкість охолодження, напружений стан, зварювання «на вазі», локальна термічна обробка.

Вступ. Актуальність. Огляд літератури показав, що останнім часом інтерметалідні сплави системи TiAl все більше знаходять застосування при виготовленні деталей і вузлів газотурбінних авіаційних двигунів, а також в інших галузях промисловості.

На даному етапі розвитку зварювальних технологій значне місце посідає питання зварювання тонколистового металу. Використання тонких металів в різного роду конструкціях дає можливість знизити масу і габарити зварних конструкцій і, тим самим, зменшити їх собівартість, особливо це відчутно при використанні інтерметалідних матеріалів на основі титану.

Інтерметалідні сплави системи TiAl [1] мають найбільш несприятливі характеристики для зварювання в тонколистових конструкціях. Це пов'язано з низькою пластичністю даного матеріалу при нормальній температурі, а також із значною хімічною активністю.

Інтерметалідні сплави системи TiAl, які мають малу питому вагу, високу жароміцність, тривалу міцність і повзучість в інтервалі температур 750...850 °C знаходять застосування при виготовленні деталей і вузлів газотурбінних авіаційних двигунів, а також в інших галузях промисловості [2].

Оскільки даний сплав системи TiAl є перспективним матеріалом для широкого застосування його в конструкціях турбін авіаційних двигунів, деталях автомобільної промисловості і деяких інших галузях [2], то він потребує методів з'єднання, які дозволяють зварювати вироби різних геометричних форм, виконувати шви різної протяжності, а також перервані шви. Найбільш придатним способом отримання з'єднання інтерметалідів, на наш погляд, є електронно-променево зварювання (ЕПЗ), яке в порівнянні з іншими видами зварювання плавленням має переваги: по-перше, оскільки воно проводиться у високому вакуумі, то повністю забезпечує захист такого активного матеріалу, яким є титан; по-друге,

Вржижевський Е.Л. – <https://orcid.org/0000-0001-8651-8510>, Піскун Н.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1459-2310>, Великоіваненко О.А. – <https://orcid.org/0009-0007-3704-2000>, Статкевич І.І. – <https://orcid.org/0000-0001-9403-2123>, 2023
Таранова Т.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-2656-4693>

© Е.Л. Вржижевський, Н.В. Піскун, О.А. Великоіваненко, І.І. Статкевич, Т.Г. Таранова, 2023

при ЕПЗ формується вузький шов і дуже незначна зона термічного впливу, що, в свою чергу, повинно призводити до мінімальних деформацій зварювального з'єднання [3].

Однак істотним недоліком цих сплавів є холодні тріщини, які виникають при охолодженні зварного з'єднання при температурах нижче 700 °С, коли матеріал переходить з в'язкого в крихкий [2].

Низька пластичність зварного з'єднання в стані після зварювання при наростанні зварювальних напружень в процесі охолодження призводить до появи дефектів типу холодних тріщин. У зв'язку з цим, для одержання якісного зварного з'єднання та уникнення холодних тріщин необхідно знизити температурний градієнт і, відповідно, зварювальні напруги, що забезпечується уповільненою швидкістю охолодження.

Сучасні методи і технології зварювання тонколистового металу передбачають застосування тепловідводів, різного роду формуючих підкладок [1] чи іншого обладнання, яке б запобігало пропалюванню тонкого металу. Такий процес характеризується досить малими швидкостями зварювання. Це, в свою чергу, негативно впливає на продуктивність, матеріальні витрати на виробництво та, зрештою, на собівартість виробу.

Автори роботи [4] застосовують мідні підкладки, при цьому важливо забезпечити щільне їх прилягання до зварювальних кромок по всій довжині, тому що у місцях, де між підкладкою і кромкою залишаються зазори, процес зварювання супроводжується пропалюванням та просіданням зварного шва. При зварюванні тонколистових матеріалів важливим є саме концентрація тепла джерела нагрівання, що позитивно впливає не тільки на формування зварного шва, а й на зону термічного впливу.

Відомий спосіб регульованої швидкості охолодження зварних з'єднань інтерметаліда описаний в роботі [5], при якому зразок зварюють на керамічній пластині, яка уповільнює швидкість охолодження зварного з'єднання, що впливає на величину зварювальних напружень. Недоліком цього способу є те, що теплопровідність і, відповідно, швидкість охолодження зварного з'єднання визначається теплофізичними властивостями даної керамічної підкладки, при цьому швидкість охолодження практично не регулюється.

Тому розробка і відпрацювання технологічного процесу, при якому завдяки розподілу потужностей теплової дії електронного пучка є можливість керування електронним променем для створення заданого температурного поля при ЕПЗ з одночасними попереднім підігрівом і подальшою термообробкою пластини, що зварюється, вельми важлива.

Матеріал та методика досліджень. В роботі досліджувався інтерметалідний сплав на-

Таблиця 1. Хімічний склад дослідного сплаву

Сплав	Ti	Al	Nb	Cr	Zr
мас. %	52,82	28,8	11,72	3,51	3,16
ат. %	45,92	44,54	5,26	2,82	1,46

ступного складу: Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr ат. %, який був розроблений і виплавлений в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю (табл. 1) [6].

Зварювання електронним променем інтерметаліду проводилося в зварювальній камері установки УЛ-144 об'ємом 2,16 м³ (1200×1200×1500 мм). Вона має енергоблок потужністю 60 кВт при прискорюючій напрузі 60 кВ і широкі можливості регулювання для виконання додаткових технологічних процесів. Схема процесу ЕПЗ показана на рис. 1.

Для зварювання інтерметаліду Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) була проведена модернізація маніпулятора зварювальної камери УЛ-144. Модернізований герметичний ввід забезпечує зменшення опору при обертанні вала шляхом масляного «клинину». На маніпуляторі встановлені шагові двигуни FL 86STH156-6204B з програмним забезпеченням для переміщення гармати. Така модернізація дозволяє задавати та відтворювати задані траєкторії руху з точністю 0,1 мм. Крім того, встановлено додаткове обладнання, що забезпечує консольне закріплення зразка, який зварюється.

Програмне забезпечення ЕПЗ та локальної термообробки було здійснено за допомогою промислового комп'ютера Advantech 610.

Зразки для дослідження було отримано після ЕПЗ (рис. 1). Зварювали пластини розміром 100×30 мм і завтовшки 3мм зі сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %). Перед зварюванням пластини шліфувалися з усіх боків і збиралися встик без зазору.

Для уникнення депланації пластин в процесі зварювання з двох сторін встановлювалися і приварювалися поперек зразка ввідні і вивідні планки з титанового сплаву ВТ1-0. Довжина вивідних планок, які закріплювалися в спеціальному пристосуванні, становила 160 мм. Зварний шов

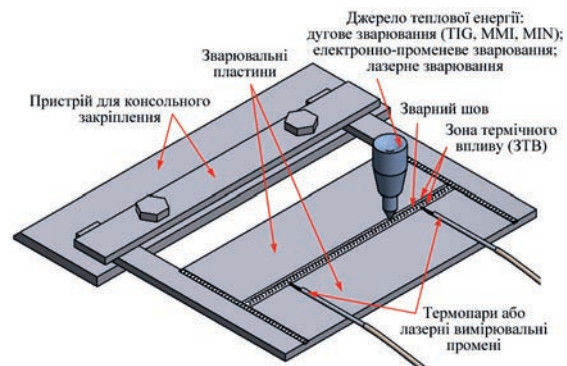


Рис. 1. Схема виконання процесу ЕПЗ

починався і закінчувався на ввідних і вивідних планках.

Мікроструктуру зливка виявляли в результаті травлення в розчині плавикової та азотної кислоти (1 частина плавикової (HF) і 3 частини азотної (HNO₃)).

Твердість інтерметаліду вимірювалася на твердомірі «Лесо» при навантаженні 25 г.

Фактографічні дослідження проводили на скануючому електронному мікроскопі JSM-840, фірми JEOL (Японія), який забезпечений мікроаналізатором системи Link system 860/500 (Англія).

Оскільки розтріскування має місце не тільки на стадії охолодження, а й на стадії нагріву металу до початку процесу зварювання, необхідно створити технологію, яка дозволяє отримувати бездефектні зварювальні з'єднання. Експерименти по зварюванню і дослідженню зварних з'єднань інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) проводили на тонколистових зразках завтовшки 3 мм. Товщина зразків для відпрацювання режимів зварювання вибиралася виходячи з того, що товщини $\delta = 3$ мм можуть бути використані для лопаток турбін високого і низького тиску.

ЕПЗ проводили без підігріву по схемі, яка вказана на рис. 1, на наступному режимі:

$$U_{\text{приск.}} = 60 \text{ кВ}; I_{\text{п}} = 35 \text{ мА}; V_{\text{зв}} = 7 \text{ мм/с}; P = 5 \cdot 10^{-3} \text{ Па.}$$

Після проведення зварювання шов охолоджувався в камері до кімнатної температури.

З метою забезпечення рівномірного охолодження матеріалу зварювання виконується у вільному положенні зразка (на «вазі») [7]. Зварювання та термообробку здійснюють при консольному закріпленні зразків у спеціальному пристрої, при цьому термообробку проводять відразу після закінчення процесу зварювання, забезпечуючи швидкість охолодження не більше 70 °C/с. Такий метод дозволяє визначати форми температурного поля при зварюванні будь-яких зварних з'єднань з різних металів, характерною ознакою яких є те, що температурні поля визначають в умовах консольного закріплення без можливості відводу тепла за рахунок механічного контакту.

Формування зварного шва «на вазі» особливо важливо, тому що дозволяє уникнути значної кількості проблем, пов'язаних саме із зварюванням тонколистових матеріалів. При зварюванні стику у вільному положенні зразка без застосування формуючих пристроїв і підкладок досягаються кращі результати, тому що забезпечується двосторонній вихід газів і парів металу з каналу проплавлення, при якому полегшується газовиділення [8].

Результати досліджень. Візуальне дослідження зварних стиків показало, що у зварному шві спостерігаються поперечні холодні тріщини

(рис. 2, а), які проходять через зварне з'єднання і закінчуються з двох сторін зразка на основному матеріалі. Як вказано вище, основним джерелом виникнення тріщин є низька пластичність матеріалу при кімнатних температурах (температура в'язко-крихкого переходу становить 700 °C) і неможливість чинити опір появі тріщин внаслідок формування зварювальних напружень.

При дослідженні мікроструктури зони зварного шва спостерігається неоднорідність структури металу шва у вигляді колоній ($\gamma + \alpha_2$)-фази, які розташовані уздовж зони сплавлення і мають мікротвердість 5110...5270 МПа. У цій області також виявлені численні тріщини протяжністю від 100 до 300 мкм, розташовані паралельно лінії сплавлення (рис. 2, б). [9].

Фрактографічні дослідження показали, що в металі шва розвиток магістральної тріщини приходив ступінчасто (рис. 3, а). Спостерігається зміна структури від ліцевої сторони до зворотної сторони шва. Структура на ділянці ліцевої сторони дрібнозерниста (рис. 3, а), а в металі зворотної сторони шва структура складається з витягнутих ламелей (рис. 3, б). Руйнування металу шва міжзеренне з невеликими вторинними тріщинами. Видно, що спостерігається дроблення γ -фази (рис. 3, б) за рахунок дисперсних виділень α_2 -фази. Також на поверхні зламу виявлені ділянки, в яких не відбулося дроблення γ -фази.

Як показав досвід попередніх дослідників, в зварних з'єднаннях при ЕПЗ формуються залишкові напруги, що в поєднанні зі структурою призводять до тріщиноутворення у шві.

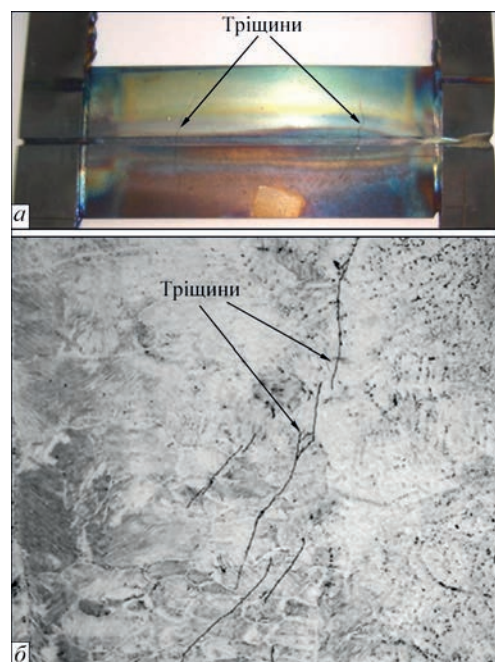


Рис. 2. Зразок зварного з'єднання інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, ат. % одержаний ЕПЗ: а – загальний вигляд; б – мікроструктура ($\times 200$) металу шва [8]

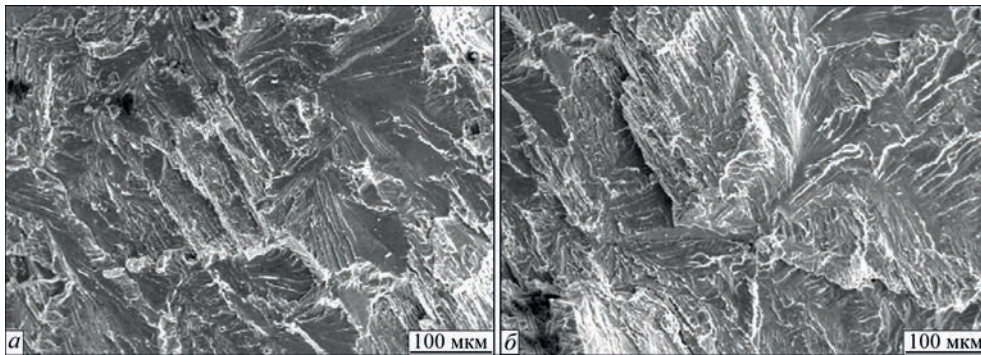


Рис. 3. Фрактограма поверхні зламу зварного шва зразка інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr ат. %, завтовшки 3 мм: а – структура шва (лицева сторона), $\times 200$; б – ділянка зламу з витягнутими ламелями на зворотній стороні, $\times 200$

Виходячи з викладеного подальше дослідження полягало у розробці технології ЕПЗ, яка забезпечить зниження рівня залишкових зварювальних напруг і підвищить пластичність зварного шва, що дозволить уникнути появи холодних тріщин.

Дослідження теплових умов, за яких утворюються дефекти в зварних з'єднаннях. За допомогою чисельного експерименту були визначені теплові умови, при яких виникають напруження в зразках завтовшки 3 мм, що призводять до утворення тріщин [10].

Розглядалися кінетика температурних полів при попередньому підігріві зразків, зварюванні і подальшому охолодженні до кімнатної температури. На основі цих чисельних результатів прогнозувалася кінетика напружено-деформованого стану (НДС) зразка. При виникненні холодних тріщин визначальним є підвищений рівень розтягуючих зварювальних напружень.

Нижче наведені розрахункові графіки розподілу залишкових поздовжніх напружень у поперечному перетині зварного з'єднання по довжині пластини завтовшки 3 мм, які отримані за допомогою обчислювального експерименту (рис. 4, а). Дослідження напруженого стану зварних з'єднань показало, що в стані після зварювання в центрі зварного шва і в зоні сплавлення формуються розтягуючі напруження, рівень яких змінюється від 350 до 370 МПа. Поздовжні напруження розтягу, які діють уздовж шва нерівномірні. Це в середньому

на деяких ділянках на 5 % вище поперечних напружень (рис. 4, б). По мірі віддалення від центру шва рівень залишкових напружень знижується і на відстані 7 мм від центру (на основному металі) напруги стають менше, близько 100 МПа, а потім поступово знижуються до 0 і на кінцях пластини з розтягуючих переходять в стискаючі.

Таким чином, зародження холодних тріщин при зварюванні відбувається як на стадії охолодження, так і на стадії нагріву в результаті високих напружень в області шва і зони сплавлення, де формується поле розтягуючих напруг.

Характер розподілу залишкових поздовжніх зварювальних напружень у поперечному перетині зварного з'єднання, який отриманий за допомогою обчислювального експерименту, представлений на рис. 4, б. Видно, що залишкові поздовжні напруження розподілені в поперечному перерізі по ширині нерівномірно. У зварному шві і прилеглої до нього зоні діють напруги розтягнення, а в іншій частині перетину напруження стиснення.

Найбільший рівень залишкових небезпечних напружень розтягу формується в центрі зварного шва та ЗТВ і дорівнює 350 МПа, що підтверджується також даними, отриманими методом рентгеноструктурного аналізу 315 МПа, які на основному матеріалі переходять з розтягуючих в стискаючі. Як відомо, на величину напружень впливає хімічний і фазовий склад зварювальних матеріалів.

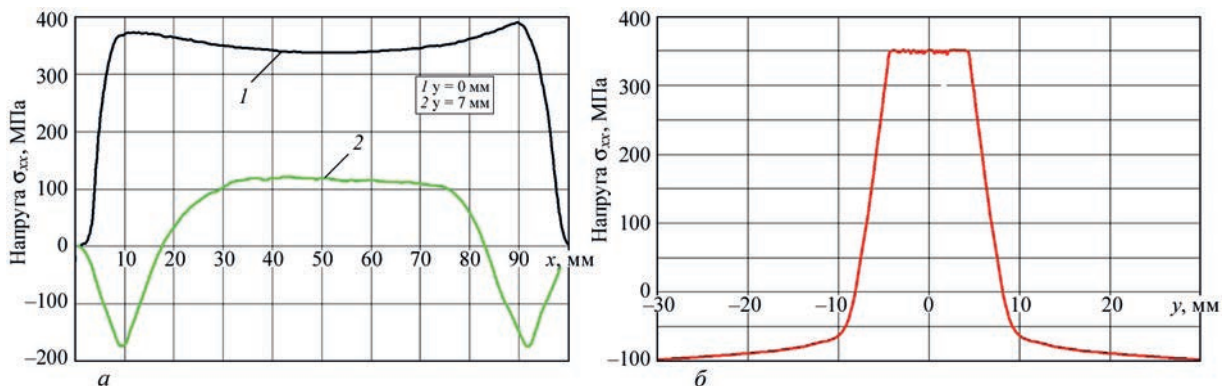


Рис. 4. Розподіл залишкових поздовжніх зварювальних напружень: а – за довжиною зварювальної пластини; б – у поперечному перетині зварного з'єднання

Фактором, що визначає процес формування залишкових напружень при зварюванні, є температурне поле на сталій стадії процесу в пластинах, які зварюються. В результаті нерівномірного нагріву зварного з'єднання при зварюванні виникає залишкова пластична деформація укорочення, що призводить до утворення залишкових напружень. Характер розподілу цих напруг залежить від багатьох факторів (геометричних розмірів зварного з'єднання, режиму зварювання та ін.). Зона, яка нагрівається при зварюванні, охоплена розтягувальними напруженнями. Найбільші градієнти напружень збігаються за напрямком з найбільшими градієнтами температур, тобто розподіл залишкових напружень типовими для поля власних напружень, сформованих в умовах нерівномірного нагріву і охолодження. В результаті утворення розтягуючих напружень, що викликані зварюванням, погіршується технологічна міцність зварного з'єднання, що може стати причиною утворення тріщин в зварних швах і колошовній зоні.

Раціональне проектування технології, спрямоване на зниження рівня залишкових зварювальних напружень внаслідок зменшення жорсткості зварних з'єднань і концентраторів напружень дозволяє уникнути утворення холодних тріщин або полегшити боротьбу з ними за допомогою технологічних прийомів.

Розробка технології ЕПЗ з контрольованою швидкістю охолодження. Дослідженнями авторів роботи [11], які проводилися в Інституті ім. Є.О. Патона, встановлено, що для попередження виникнення холодних тріщин в зварних швах на стадії нагріву потрібно перед виконанням ЕПЗ проводити попередній підігрів зразків до 450 °С.

З урахуванням сказаного вище нами була обрана температура попереднього підігріву сплаву при ЕПЗ – 450 °С. Цей метод зменшує швидкість наростання тимчасових напруг при зварюванні і зніжує рівень залишкових зварювальних напружень [11].

На рис. 5 представлений зразок інтерметаліду системи TiAl завтовшки 3 мм, який був одержан

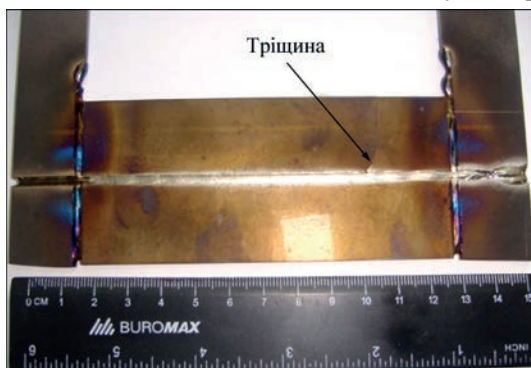


Рис. 5. Зварне з'єднання інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, ат. % завтовшки 3 мм ЕПЗ з попереднім підігрівом $T = 450$ °С

ний ЕПЗ з попереднім підігрівом на наступному режимі:

$$T_{\text{підігріву}} = 450 \text{ °С}; U_{\text{приск.}} = 60 \text{ кВ}; I_{\text{п}} = 35 \text{ А}; \\ V_{\text{зв}} = 7 \text{ мм/с}; P = 5 \cdot 10^{-3}.$$

Попередній нагрів виконувався зворотно-поступальним рухом гармати розфокусованим пучком, який було розгорнуто за спеціальною програмою.

Як видно з рисунку, завдяки підігріву зразків до температури $T = 450$ °С перед початком процесу зварювання на поверхні зразка завтовшки 3 мм (рис. 5) кількість холодних тріщин поперек зварного з'єднання зменшилася, але повністю позбутись від них не вдалося.

В результаті теоретичних досліджень напруженого стану методом чисельного експерименту було встановлено, що попередній підігрів при температурі 450 °С сприяє релаксації напружень, відбувається зниження залишкових напружень σ_{xx} майже на 40 % з 350 до 225 МПа (рис. 6).

Як було вказано вище, значну роль в утворенні тріщин грають напруження, які виникають у процесі зварювання, а також швидкість охолодження, що забезпечується за допомогою локальної термічної обробки (ЛТО). На підставі цього висновку був запропонований технологічний прийом зварювання тонколистових інтерметалідних пластин з регульованою швидкістю охолодження.

Цей процес дозволяв послідовно виконувати за один підхід попередній підігрів, зварювання пластин завтовшки 3 мм та післязварювальний відпал, який здійснювали нерухомою гарматою розгорнутим пучком на весь зразок.

Поперечні напруги також розподілені нерівномірно. Середня частина відчуває напруги розтягнення, а кінцеві ділянки – напруження стиснення. Величина максимальних напружень в зоні зварного шва σ_{max} залежить від довжини шва l , як правило, не перевищує значення $0,3 \sigma_T$ вихідного матеріалу – 225 МПа у центрі зварного шва та $837 \sigma_T$ МПа вихідного матеріалу. Таким чином, в поздовжньому напрямку в стиковому зварному

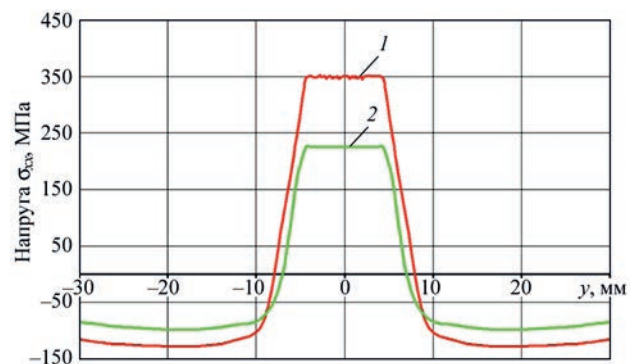


Рис. 6. Розрахункова оцінка розподілу поздовжніх залишкових напружень у поперечному перетині зварного з'єднання: 1 – без попереднього підігріву; 2 – з попереднім підігрівом зразка

з'єднанні можна виділити дві зони: зона дії напружень розтягу.

Схильність металів до утворення тріщин при зварюванні є одним з основних показників їх зварюваності. Вона обумовлює технологічну міцність матеріалів при зварюванні. В процесі фазових і структурних перетворень в твердому стані можуть виникати холодні тріщин, причому, практично, відразу ж після зварювання.

В результаті узагальнення попередніх досліджень було показано, що крім попереднього підігріву відразу після проведення зварювання необхідно проводити ЛТО шляхом сканування променя вздовж шва одразу після закінчення зварювання. Це дозволить знизити швидкість наростання тимчасових напружень при зварюванні, а також рівень залишкових зварювальних напруг, що дасть можливість зменшити вірогідність появи тріщин.

Для вирішення цієї важливої задачі, а також з метою оптимізації структурного і фазового стану інтерметаліду були розроблені режими ЛТО зварних з'єднань електронним променем.

В цьому випадку післязварювальна термообробка забезпечувалася за наступною програмою: безпосередньо після закінчення зварювання електронна гармата виводилася на середину зварного шва, за допомогою спеціальної комп'ютерної програми промінь розгортався і розфокусувався до необхідної конфігурації в одну та другу сторону від середини шва до його кінця. Він продовжував нагрів поверхні всього виробу на режимах, що дозволяли компенсувати надлишковий тепловідвід і забезпечити таку швидкість охолодження, яка була прийнята нами як оптимальна. Частота сканування електронного променя становить 100 Гц, а зварювальний струм знижується на 1/3.

Схема термообробки з регульованою швидкістю охолодження представлена на рис. 7.

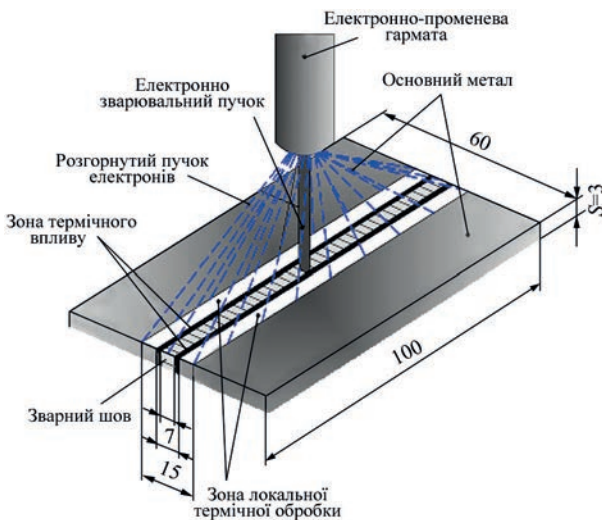


Рис. 7. Схема ЕПЗ з попереднім підігрівом та локальною термообробкою з регульованою швидкістю охолодження

Загальний час зазначеної термообробки становив 10 хв. При цьому температура зварного з'єднання 1000 °С підтримувалася протягом 5 хв. Температура 1000 °С обрана тому, що раніше було встановлено, що поява β -фази в результаті фазових трансформацій при охолодженні з температури ~ 1000 °С має пластифікуючий вплив на метал шва, тим самим підвищуючи його пластичність і в'язкість. Після чого завдяки повільному (~ 5 хв) зменшенню струму по спеціальній програмі, відповідно до залежності, як показано на рис. 8, зварне з'єднання охолоджувалося до температури 500 °С [12]. Потім електронна гармата відключалася і йшло повільне охолодження зразка. При повільному охолодженні відбувається трансформація α -фази в ламельну ($\gamma + \alpha_2$)-фазу, а також в сплав зберігається деяка кількість β_2 -фази, яка є упорядкованою структурою β_0 -фази [13].

В результаті проведеного за вказаною схемою ЕПЗ і ЛТО зменшуються швидкість наростання тимчасових напруг при зварюванні, а також рівень залишкових зварювальних напружень. Це дає можливість уникнути появи холодних тріщин і отримати бездефектне з'єднання. За даними технологічними рекомендаціями було одержано бездефектне зварне з'єднання пластин завтовшки $\delta = 3$ мм (рис. 8). На рис. 9 представлено зовнішній вигляд зразка $\delta = 3$ мм, звареного за запропонованою схемою. Термічний цикл процесу ЕПЗ інтерметаліду $\delta = 3$ мм з попереднім підігрівом та

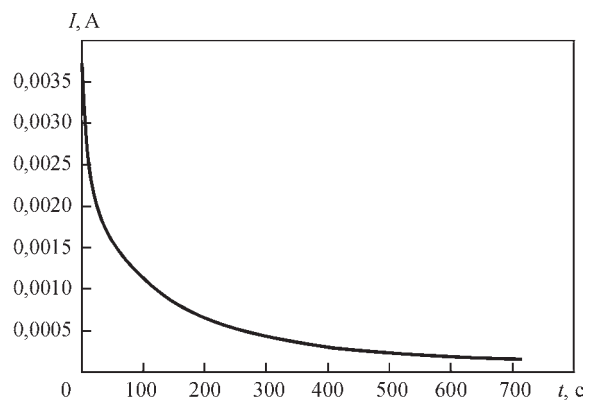


Рис. 8. Залежність зміни струму від часу для забезпечення контрольованого охолодження зварного шва на товщині $\delta = 3$ мм [10]

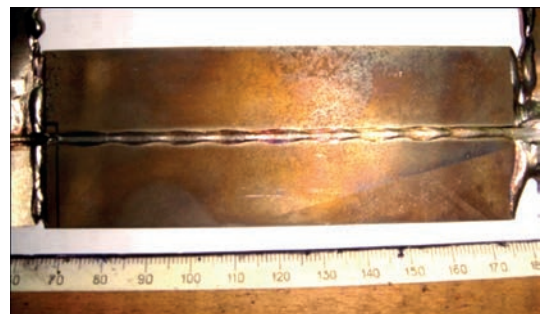


Рис. 9. Зразок інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, ат. % $\delta = 3$ мм після ЕПЗ та термообробки за схемою, зображеною на рис. 7

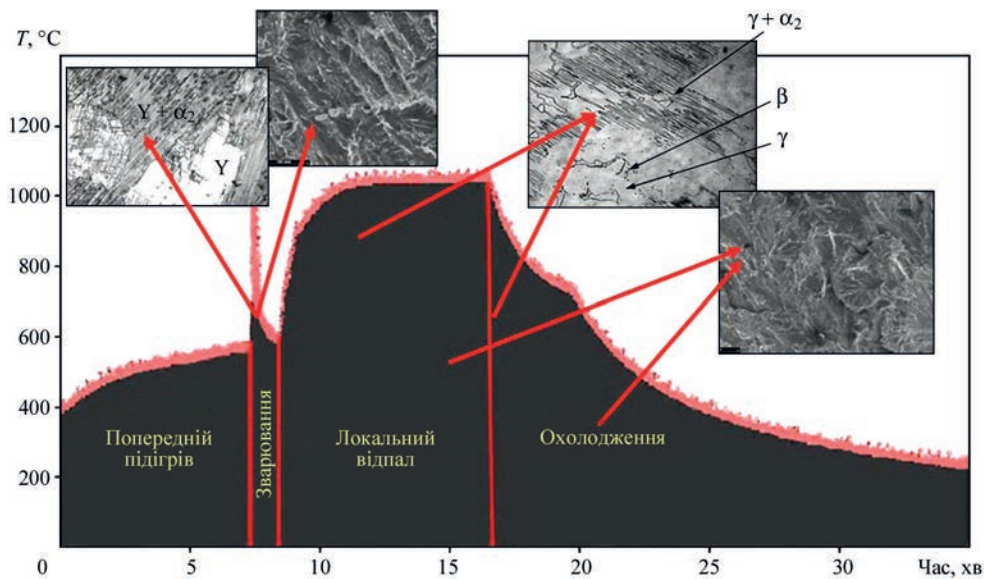


Рис. 10. Вплив локальної термообробки на структурний стан зварного з'єднання інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, ат. %

локальним контрольованим відпалом представлений на рис. 10.

На рис. 10 також представлені фазові трансформації в процесі ЕПЗ з попереднім підігрівом і подальшою локальною термообробкою зразків завтовшки 3 мм, які відображають структурні перетворення та поверхню зломів на різних стадіях процесу.

Як видно з рис. 10, метал зварного шва має трьохкомпонентну структуру: матриця γ -фаза, колонії ($\gamma + \alpha_2$)-фази і виділення залишкової β -фази на межі колоній. Така структура призводить до збільшення пластичності ЗТВ в зразках завтовшки 3 мм.

Крім того, мікротвердість всіх ділянок цього зразка, що був підданий попередньому підігріву і наступній локальній термообробці, нижче твердості зразків, які були одержані без застосування ЛТО, тому що відбувається накопичення тепла, яке призводить до зменшення швидкості охолодження зразка і, відповідно, зменшення внутрішніх напружень.

В роботі [10] встановлено, що при охолодженні зварного шва інтерметаліда від температури 1000 °C відбувається фазова трансформація, завдяки якій в структурі з'являється додаткова β_0 (B2) фаза, що представляє собою впорядковану фазу на основі Ti. Вона розташовується на границях колоній і блокує зародження та поширення тріщин в α_2 -фазі внаслідок зниження напружень. Утворення в зварному шві сприятливої трьохкомпонентної структури: γ -фази, ($\gamma + \alpha_2$)-фази і β -фази сприяє збільшенню його міцності і пластичності.

Злами зварних з'єднань алюмініду титану завтовшки 3 мм, які були зварені з регульованою швидкістю охолодження, мають змішаний характер руйнування (з $\sim 30\%$ в'язкої складової).

Фрактограма поверхні зламу зварного з'єднання показує, що фасетки відколу, що спостері-

гаються у зламі, розділені ділянками відриву, що обумовлено пластичним зрушенням.

На рис. 11 показано напружений стан зварного з'єднання інтерметаліду $\delta = 3$ мм після ЛТО, яка дозволяє знизити рівень залишкових зварювальних напружень, забезпечує повільну швидкість охолодження зварних з'єднань.

Швидкість охолодження в цьому випадку знижувалася до 0,7... 0,9 °C/с. В зв'язку з цим, зварювальні залишкові напруги знижувалися майже на 30 % і склали 162 МПа (рис. 11).

Дані для побудови графіку одержані за допомогою математичної моделі. Графік показує зміни температури, напруженого стану і швидкості охолодження при застосуванні даного виду термообробки зразків завтовшки 3 мм на стадії охолодження. Як видно з рисунка, після 500 °C зміна температури зразка відбувається дуже повільно. При цьому напруги складають 180 МПа.

Форма епюри σ_x пов'язана з малою шириною пластини, при якій напруження стиснення в її поперечному перерізі не досягають нульових значень.

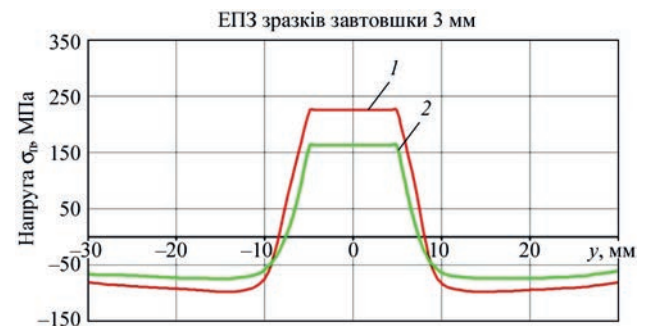


Рис. 11. Розрахункова оцінка розподілу залишкових поздовжніх напружень у поперечному перетині зварного з'єднання інтерметаліду $\delta = 3$ мм після: 1 – ЕПЗ з попереднім підігрівом; 2 – ЕПЗ з попереднім підігрівом та відпалом $T = 1000$ °C, $t = 5$ хв

Таблиця 2. Межа міцності зварних з'єднань методом ЕПЗ з ЛТО

Номер зразка	Товщина δ , мм	Значення $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Місце руйнування
1	3	310,9	ОМ
2	3	319,1	ОМ

Таблиця 3. Межа міцності зварних з'єднань інтерметаліду, отриманого методом ЕПЗ без ЛТО

Номер зразка	Товщина δ , мм	Значення $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Місце руйнування
1	3	197,8	ОМ
2	3	152,1	ОМ
3	3	175,5	ОМ

Уникнення появи холодних тріщин і отримання бездефектного з'єднання завдяки контрольованій швидкості охолодження відбувається за рахунок зниження залишкових зварювальних напружень, а також за рахунок формування оптимальної структури [14].

Більш низький рівень напружень в зварному шві пояснюється утворенням в процесі охолодження після зварювання β -фази, яка сприяє значній релаксації тимчасових напружень [10].

Для оцінки міцності зварних з'єднань були проведені випробування на статичний розтяг [14]. Результати механічних випробувань зварних з'єднань зразків, отриманих при випробуваннях на розтяг, наведені в табл. 2.

Для порівняння були проведені механічні випробування зварних з'єднань зразків, які одержані ЕПЗ без застосування ЛТО. У табл. 3 наведені результати випробувань.

Як видно з табл. 2 і 3 значення межі міцності у зразків, які зварені з використанням післязварювальної локальної термообробки значно вище ніж для зразків, які одержані без використання ЛТО.

Аналіз даних, які отримані при випробуванні, показав, що наступна локальна термообробка позитивно впливає рівень міцності при механічних випробуваннях, а саме дозволяє збільшити межу міцності зварного з'єднання за середніми значеннями приблизно в 1,8 рази з 175 до 315 МПа [15].

Таким чином, попередній підігрів і подальший післязварювальний нагрів виробів, а також вибір оптимальних режимів зварювання позитивно впливають на зменшення можливості утворення тріщин.

Висновки

1. Встановлено, що для запобігання виникнення холодних тріщин при зварюванні тонколистових пластин інтерметаліду системи TiAl необхідно проводити попередній підігрів зразків і наступну локальну термообробку зварних з'єднань. Чисельно показано і підтверджено експериментально, що використання розподіленого джерела попереднього підігріву зразка перед зварюванням дозволяє реалізувати сприятливі умови під час зварювання і при подальшому охолодженні, а саме, знизити величину розтягуючих напружень.

2. Створена технологія електронно-променевого зварювання інтерметаліда, що передбачає послідовне здійснення в одній камері попереднього підігріву, електронно-променевого зварювання інтерметаліда з наступною локальною термообробкою.

3. Запропоновані режими контрольованого охолодження пластин завтовшки 3 мм, що дозволяють компенсувати надлишкову поверхневу тепловіддачу.

4. При застосуванні цієї технології для зразків завтовшки 3 мм рекомендовано термообробку проводити електронним пучком, розгорнутим та розфокусованим в одну та другу сторону від середини шва до його кінця з поступовим зниженням його потужності за допомогою спеціальної комп'ютерної програми. При цьому оптимальна швидкість охолодження зварного з'єднання, яка знижує рівень залишкових зварювальних напружень майже на 30 % – з 225 до 160 МПа і дозволяє уникнути утворення тріщин у шві, є швидкість 0,7...0,9 °C/c.

5. Механічні випробування зварних з'єднань на розтягнення показали, що руйнування зразків відбувається по вихідному матеріалу. Застосування локальної термообробки збільшує рівень межі міцності зварного з'єднання приблизно у 1,8 рази.

Список літератури

1. Ночовная Н.А., Панин. П.В. (2014) *Анализ остаточных макронапряжений в сварных соединениях титановых сплавов различных классов*. Москва, ВИАМ.
2. Ильин А.А., Калачев Б.А., Полькин И.С. (2009). *Титановые сплавы – состав, структура, свойства*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
3. Махненко В.И., Позняков В.Д., Великоиваненко Е.А. и др. (2009) Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей. *Збірник наукових праць НУК*, 3, 5–12.
4. Мандельберг С.Л., Гордонный В.Г (1961) Односторонняя двухслойная аргоно-дуговая сварка тонколистовой легированной стали. *Автоматическая сварка*, 9, 68–73.
5. Chen Guoqing, Zhang Binggang, Liu Wei, Feng Jicai. (2011) Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Journal Intermetallics*, 19, 1857–1863.
6. Zhuk, G.V., Trigub, N.P., Zamkov, V.N. (2003) Producing of titanium gamma-aluminide ingots using EBTM method. *Special electrometallurgy*, 1, 19–21.
7. Нестеренков В.М., Бондарев А.А. (2014) Электронно-лучевая сварка крупногабаритных толстостенных конструкций из сплавов магния. *Автоматическая сварка*, 2, 39–43.
8. Ольшанская Т.В., Федосеева Е.М. (2019) Выбор основных критериев термического цикла для методов прогнозирования структуры сварных швов при электронно-лучевой сварке. *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*, 21, 2, 73–81.
9. Пісун Н.В., Вржижевський Е.Л., Костін В.А. та ін. (2022) Вплив часу існування розплавленої ванни при електронно-променевих процесах на випаровування елементів з високою пружністю пару. *Автоматичне зварювання*, 1, 26–32. <https://doi.org/10.37434/as2022.01.04>

10. Velikoivanenko, E.A., Milenin, A.S, Rozyinka, G.F. et al. (2019) Forecasting of inclination of welded joints of titanium γ -aluminide based alloy towards cold cracking under electron beam welding. *Технологические системы*, **3**, 59–66. dx.doi.org/10.29010/88.9
11. Замков В.Н., Великоиваненко Е.А., Сабокарь В.К. и др. (2001) Выбор температуры предварительного подогрева γ -алюминид титана при ЭЛС. *Автоматическая сварка*, **11**, 20–23.
12. Лобанов Л.М., Аснис Е.А., Пискун Н.В. и др. (2019) Исследование напряженно-деформированного состояния сварных соединений интерметаллидов системы TiAl. *Автоматическая сварка*, **11**, 11–15.
13. Имаев В.М., Имаев Р.М., Гайсин Р.А. и др. (2017) Жаропрочные интерметаллидные сплавы и композиты на основе титана: микроструктура, механические свойства и возможное применение. *Materials Physics and Mechanics*, **33**, 80–96.
14. Имаев В.М., Имаев Р.М., Хисматуллин Т.Г. (2008) Механические свойства литого интерметаллидного сплава Ti–43Al–7(Nb,Mo) – 0,2 В (ат. %) после термической обработки. *Физика металлов и металловедение*, **105**, **5**, 516–522. DOI: 10.1134/S0031918X08050098
15. Лобанов Л.М., Аснис Ю.А., Пискун Н.В. та ін. (2020) Вплив локальної термообробки на механічні властивості зварних з'єднань інтерметаліду системи TiAl, одержаного методом електронно-променевого зварювання. *Автоматичне зварювання*, **9**, 36–41.
5. Chen Guoqing, Zhang Binggang, Liu Wei, Feng Jicai. (2011) Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *J. Intermetallics*, **19**, 1857–1863.
6. Zhuk, G.V., Trigub, N.P., Zamkov, V.N. (2003) Producing of titanium gamma-aluminide ingots using EB'HM method. *Special Electrometallurgy*, **1**, 19–21 [in Russian].
7. Nesterenkov, V.M., Bondarev, A.A. (2014) Electron beam welding of large-size thick-wall structures of magnesium alloys. *The Paton Welding J.*, **2**, 37–41.
8. Olshanskaya, T.V., Fedoseeva, E.M. (2019) Selection of main criteria of thermal cycle for methods of prediction of weld structure in electron beam welding. *Vestnik Permskogo NPU, Mashinostroenie, Materialovedenie*, **21**(2), 73–81 [in Russian].
9. Piskun, N.V., Vrzhezhevskiy, E.L., Kostin, V.A. et al. (2022) Influence of time of existence of molten pool in electron beam processes on the level of evaporation of elements with a high vapor tension. *The Paton Welding J.*, **1**, 26–32. <https://doi.org/10.37434/as2022.01.04>
10. Velikoivanenko, E.A., Milenin, A.S, Rozyinka, G.F. et al. (2019) Forecasting of inclination of welded joints of titanium γ -aluminide based alloy towards cold cracking under electron beam welding. *Tekhnologicheskie Sistemy*, **3**, 59–66 [in Russian]. dx.doi.org/10.29010/88.9
11. Zamkov, V.N., Velikoivanenko, E.A., Sabokar, V.K. et al. (2001) Selection of temperature of preheating of γ -titanium aluminide in electron beam welding. *The Paton Welding J.*, **11**, 17–20.
12. Lobanov, L.M., Asnis, A.E., Piskun, N.V. et al. (2019) Investigation of stress-strain state of welded joints of the system TiAl intermetallics. *The Paton Welding J.*, **11**, 8–11.
13. Имаев, В.М., Имаев, Р.М., Гайсин, Р.А. et al. (2017) Heat-resistant intermetallic alloys and composites based on titanium: Microstructure, mechanical properties and possible application. *Materials Physics and Mechanics*, **33**, 80–96.
14. Имаев, В.М., Имаев, Р.М., Хисматуллин, Т.Г. (2008) Mechanical properties of cast intermetallic alloy Ti–43Al–7(Nb,Mo) – 0,2 V (at. %) after heat treatment. *Fizika Metallor i Metallovedenie*, **105**(5), 516–522 [in Russian]. DOI: 10.1134/S0031918X08050098
15. Lobanov, L.M., Asnis, A.E., Piskun, N.V. et al. (2020) Influence of local heat treatment on mechanical properties of welded joints of TiAl system intermetallics produced by electron beam welding method. *Avtomat. Zvaryvannya*, **9**, 36–41 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.09.04>

References

ELECTRON BEAM WELDING OF SHEET INTERMETALLIC ALLOY WITH A CONTROLLED COOLING RATE

E.L.Vrzhezhevskiy, N.V. Piskun, O.A. Velykoivanenko, I.I. Statkevych, T.G. Taranova

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

E-mail: oleh.makhnenko@gmail.com

The objective of this study is development and testing of elements of the technological process of electron beam welding (EBW) of intermetallic alloys of TiAl system, which allows performance of welding, preheating and subsequent local heat treatment of welded joints in one pass in one chamber, that enables preventing defects of the type of cold cracks, due to a controlled cooling rate. The work explains why EBW is exactly the most suitable process for welding titanium-based intermetallic alloys. A welding method is proposed and described in detail, which is performed in the gravity position at cantilever fastening of the samples in a special device, while heat treatment is conducted immediately after the completion of the welding process, ensuring an optimal cooling rate of the welded joint. It is found that cold cracking in the intermetallic welded joints is related to a low ductility of as-welded material. A mathematical model was developed for numerical prediction of the temperature field kinetics and stressed state calculation. The model was used as a basis to conduct a computational experiment and to determine the thermal conditions leading to cracking in EBW process. It is shown that the highest level of residual stresses is formed directly after completion of the welding process, is equal to 350 MPa and is observed in the weld center. In order to prevent cold cracks in welded joints of titanium aluminide samples, a technological measure was proposed, which combines EBW of Ti–44Al–5Nb–3Cr–1.5Zr (at. %) intermetallic with preheating and postweld local heat treatment (LHT). It was numerically shown and experimentally confirmed that application of a distributed source of sample preheating before welding creates favorable conditions during welding and at further cooling, namely lowering the tensile stresses, namely lowering the magnitude of tensile stresses. The way the process is implemented and its influence on the stressed state and structure of the produced joints are described in detail. The work gives the modes of EBW of sheet intermetallic alloy with a controlled cooling rate and results of structural and mechanical studies of the welded joints, produced by the proposed technology. Ref. 15, Tabl. 3, Fig. 11.

Keywords: electron beam welding, TiAl system intermetallics, sheet plates, controlled cooling rate, stressed state, «gravity» welding, local heat treatment.

Надійшла до роботи 10.10.2023

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ ПРИ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ЗВАРЮВАННІ СПЛАВУ 2219

В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: skriabinski.vv.555@gmail.com
Плити сплаву 2219 товщиною 40 мм зварювали засобом електронно-променевого зварювання. Вивчали вплив послідовності проведення операцій зварювання та термічної обробки на механічні властивості з'єднань та розподіл твердості у зоні термічного впливу (ЗТВ). Встановлено, що найбільшу міцність мають плити сплаву 2219, які перед зварюванням були загартовані, а після зварювання штучно зістарені. Старіння підвищує тимчасовий опір з'єднань з 300...315 до 385...395 МПа, а твердість металу шва і ЗТВ при цьому зростає на 5...10 одиниць *HRB*. При дослідженні мікроструктури з'єднань виявили, що на відстані близько 1,0 мм від лінії сплавлення в ЗТВ розташована ділянка високотемпературного повернення до загартованого стану. Вона характеризується збільшенням твердості після старіння до рівня твердості основного металу. Вимірюючи термічні цикли зварювання, встановили, що максимальна температура нагрівання цієї ділянки становить близько 590 °С. Далі розташована ділянка відпалу. На цій ділянці спостерігається зниження твердості металу на 2...3 од. *HRB*. Для швидкості зварювання 20 мм/с ширина ЗТВ складає близько 8 мм а штучне старіння, проведене після зварювання, зменшує її до 6 мм. Бібліогр. 8, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: електронно-променево зварювання, алюмінієвий сплав, зварні з'єднання, термічна обробка, механічні властивості, тимчасовий опір

Вступ. Сплав 2219 системи легування Al–6Cu є термічно зміцнюваним сплавом, максимальні механічні властивості якого досягаються після загартування та штучного старіння. Завдяки своїм чудовим механічним властивостям, корозійній стійкості та зварюваності він використовується для створення зварних конструкцій вже понад 50 років. Проте досі підвищення якості зварних з'єднань та стабільності їх механічних властивостей залишається актуальним завданням [1, 2]. Для з'єднання заготовок сплаву 2219 невеликої товщини зазвичай використовували аргонодугове зварювання електродом, що не плавиться, а в останні десятиліття велике поширення набуло зварювання тертям з перемішуванням. При зварюванні деталей великої товщини застосовують спосіб електронно-променевого зварювання.

Міцність зварних з'єднань при будь-якому способі зварювання плавленням буде нижчою за міцність основного металу. Це пов'язано з наявністю ділянки переплавленого металу і прилеглої до неї зони термічного впливу. Для того, щоб підвищити міцність з'єднань після зварювання проводять їх термічну обробку.

Механічні властивості зварних з'єднань сплаву 2219 залежать не тільки від температури та часу термічної обробки, а саме від послідовності проведення загартування, штучного старіння та зварювання. Максимальні механічні властивості зварних з'єднань досягаються шляхом проведення повної

термічної обробки (загартування і старіння) після зварювання. Такий ефект збільшення міцності спостерігається як для зварювання загартованих і штучно зістарених [3], так і відпалених напівфабрикатів [4]. У тих випадках, коли зварюються вироби великих габаритів та їх неможливо чи складно загартувати, після зварювання проводять лише штучне старіння. У роботі [5] показано, що штучне старіння після зварювання покращує структуру та підвищує механічні властивості зварних з'єднань.

При зварюванні алюмінієвих сплавів існує певна кореляція між міцністю та твердістю металу, які, у свою чергу, визначаються його структурою [6]. Характер структурних перетворень та стан твердого розчину в ЗТВ, у таких сплавах, допомагає виявити штучне старіння після зварювання. Ступінь зміцнення металу ЗТВ при штучному старінні дозволяє визначити області високотемпературного повернення до загартованого стану, ступінь відпалу та наявність низькотемпературного повернення [7]. На мікрошліфах буде видно зміни структури металу в цих областях, а вимірюючи термічні цикли зварювання можна визначити температури, за яких відбуваються ці зміни [8].

Мета роботи. Визначити послідовність проведення операцій загартування, штучного старіння та зварювання при якому досягаються максимальні механічні властивості зварних з'єднань великогабаритних виробів із плит алюмінієвого сплаву 2219.

Скрябінський В.В. – <https://orcid.org/0000-0003-4470-3421>, Нестеренков В.М. – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>,

Русиник М.О. – <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>

© В.В. Скрябінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник

Таблиця 1. Хімічний склад сплаву 2219

Масова частка хімічних елементів, %								
Al	Cu	Mn	Mg	Fe	Si	Zn	Zr	Ti
Основа	5,8...6,8	0,2...0,4	0,02	0,3	0,2	0,1	0,1...0,25	0,02...0,1

Таблиця 2. Параметри режиму ЕПЗ

Швидкість зварювання, мм/с	Напруга прискорення, кВ	Струм зварювання, мА	Фокус	Траєкторія розгортки	Амплітуда розгортки променя, мм	Частота розгортки променя, Гц
20	60	440	гострий	коло	0,5	630

Матеріал та методики досліджень. Досліджували характер формування зварних швів, розподіл твердості у поперечному перерізі зварних з'єднань, макро- та мікроструктуру металу шва та зони термічного впливу, а також механічні властивості з'єднань. Дослідження проводили на плитах сплаву 2219 завтовшки 40 мм. Стан постачання Т-351 (загартування + механічна деформація + природне старіння). Хімічний склад сплаву наведено у табл. 1.

Зварювання проводили на установці УЛ-209М від джерела живлення ЕЛА 60/60 з напругою прискорення 60 кВ. Параметри режимів зварювання (табл. 2) підбирали таким чином, щоб забезпечити повне проплавлення стику за один прохід з формуванням посилення та зворотного валика шва.

Твердість металу шва та зони термічного впливу вимірювали приладом «Роквелл» з навантаженням на сталеву кульку $P = 600$ Н. Виміри твердості металу шва та ЗТВ проводили на поперечних шліфах для чотирьох варіантів послідовності проведення операцій зварювання та термічної обробки: 1 – загартування – штучне старіння – зварювання; 2 – загартування – штучне старіння – зварювання – повторне штучне старіння; 3 – відпал – зварювання; 4 – відпал – зварювання – штучне старіння.

Електронний промінь є лінійним джерелом нагрівання і, отже, температуру по товщині пластики (або плити) при зварюванні вважають стабільною. У цьому випадку термічні цикли при ЕПЗ плит завтовшки 40 і 10 мм будуть збігатися. З метою спрощення експериментів термічні цикли записували при ЕПЗ плит сплаву 2219 завтовшки 10 мм. Було підібрано режим ЕПЗ, який при швидкості зварювання 20 мм/с, забезпечував отримання зварного шва шириною 2 мм та з паралельними границями сплавлення.

Температуру на поверхні плит вимірювали хромель-алюмелієвими термопарами, виготовленими із дротів діаметром 0,1 мм. Спаї термопар зачеканювали в поглиблення на поверхні плит на відстані 2, 4 та 6 мм від осі зварного шва, що при ширині шва 2 мм становило 1, 3 та 5 мм від лінії сплавлення. Показання термопар записували високошвидкісним самописним вольтметром зі швидкістю протяжки стрічки 100 мм/с.

Виявлення структури зварного з'єднання проводили шляхом електролітичного полірування та

додаткового хімічного травлення у 25%-ому водному розчині плавикової кислоти. Мікроструктуру досліджували на оптичному металографічному мікроскопі «Neophot-32», оснащеному цифровою камерою «Olympus C-500».

Механічні властивості зразків досліджували для трьох варіантів послідовності проведення операцій зварювання та термічної обробки: 1 – загартування – штучне старіння – зварювання; 2 – загартування – штучне старіння – зварювання – повторне штучне старіння; 3 – загартування – зварювання – штучне старіння. Штучне старіння проводили при температурі 175 ± 5 °С протягом 19 год із охолодженням на повітрі.

Тимчасовий опір визначали випробуванням на розтяг стандартних круглих зразків з діаметром робочої частини 4 мм. Випробування на ударний вигин проводили на зразках із надрізом Шарпі по металу шва. Зразки для випробувань вирізали поперек шва, розміщуючи шов по центру зразка.

Результати досліджень та їх обговорення. Поперечний шліф з'єднання плит сплаву 2219 показаний на рис. 1. При зварюванні проходило гарантоване формування посилення і зворотного валика шва (рис. 2). Процес ЕПЗ проходив без виплесків рідкого металу. Незначне розбризкування спостерігали з боку кореня шва.

Режим зварювання забезпечував отримання вузьких швів завширшки близько 2,0 мм з паралельними границями сплавлення. Така форма



Рис. 1. Поперечний шліф з'єднання плит сплаву 2219, завтовшки 40 мм

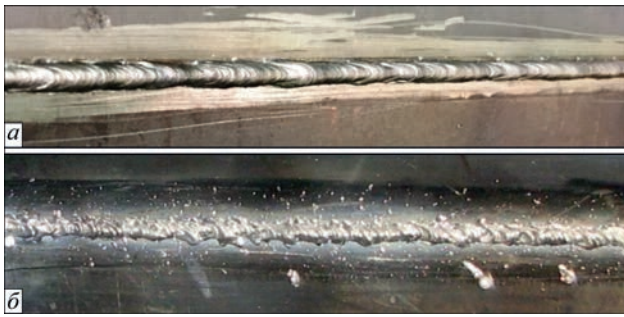


Рис. 2. Зовнішній вигляд зварного шва з'єднання плит сплаву 2219, завтовшки 40 мм зі сторони входу (а) та виходу (б) електронного променю

шва сприяє зменшенню залишкових зварювальних деформацій конструкції. Результати вимірів твердості зварних з'єднань представлені на рис. 3. Твердість основного металу в загартованому та зістареному станах становить 96 од. *HRB*, а твердість металу шва 73 од. *HRB*. Видно, що твердість металу на відстані 1,0 мм від лінії сплавлення на 1...2 од. *HRB* вище, ніж твердість металу на відстані 2,0...3,0 мм від шва. Штучне старіння з'єднань після зварювання збільшує твердість металу шва на 10 од. *HRB*, а твердість металу у ЗТВ збільшується на 3...5 од. *HRB*. Ширина ЗТВ після зварювання складає близько 8 мм, а штучне старіння зменшує її до 6 мм.

При зварюванні відпалених плит твердість металу шва (рис. 4) знаходиться на рівні твердості основного металу (72...73 од. *HRB*), а найбільшу твердість (85 од. *HRB*) набуває метал ЗТВ, розташований на відстані 1,0 мм від лінії сплавлення. При віддаленні лінії сплавлення твердість металу зменшується. Штучне старіння зварних з'єднань зміцнює метал шва та ЗТВ, а їх твердість при цьому зростає на 5...10 од. *HRB*.

Зміни твердості металу ЗТВ є наслідком металургійних процесів, які є у металі під впливом термічного циклу зварювання. Щоб визначити, при яких температурах відбуваються ці зміни, записували термічні цикли зварювання. Експериментально отримані характерні криві зміни

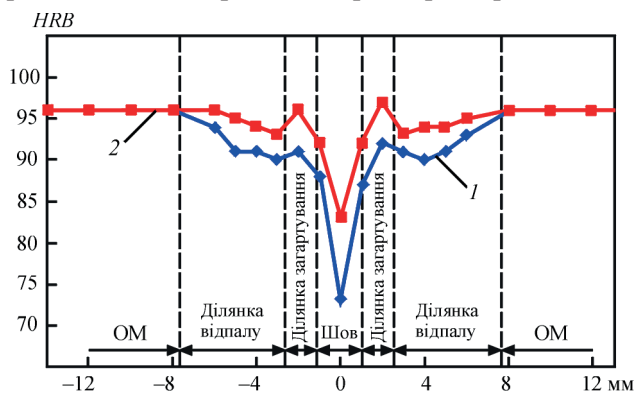


Рис. 3. Розподіл твердості в поперечному перерізі з'єднань загартованих та штучно зістарених плит сплаву 2219 завтовшки 40 мм; 1 – зварні з'єднання; 2 – зварні з'єднання повторно штучно зістарені після зварювання

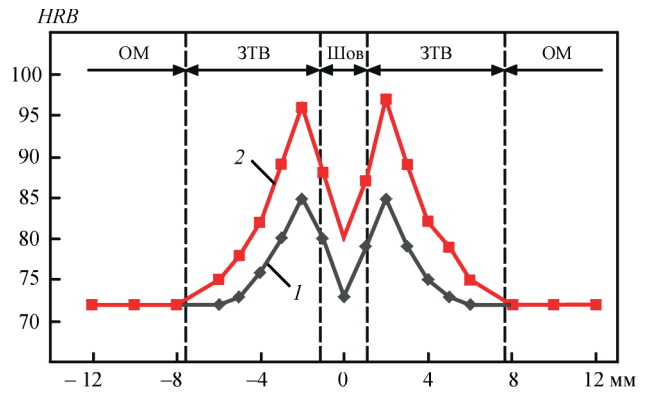


Рис. 4. Розподіл твердості в поперечному перерізі з'єднань відпалених плит сплаву 2219 завтовшки 40 мм; 1 – зварні з'єднання; 2 – зварні з'єднання штучно зістарені після зварювання

температури під час нагрівання та охолодження під впливом термічного циклу зварювання показані на рис. 5. Максимальні температури нагріву для точок, що знаходяться на відстані 2,0, 4,0 та 6,0 мм від осі шва (або 1,0, 3,0 та 5,0 мм від лінії сплавлення) становили 590, 440 та 300 °C відповідно.

Мікроструктура металу шва (рис. 6, а) дисперсна, складається з матриці – α -твердого розчину на основі алюмінію і фази CuAl_2 (θ -фаза), яка виділяється вздовж границь та хаотично в тілі зерен. Фаза CuAl_2 (θ -фаза) є основною зміцнюючою фазою в сплавах цієї системи. Лінія сплавлення (рис. 6, б) добре сформована, дефектів на лінії сплавлення не виявлено. Ширина ЗТВ становить до 10 мм від лінії сплавлення. У ділянці ЗТВ, що прилягає до лінії сплавлення, утворюються прошарки легкоплавкої евтектики. На відстані 0,5...3,0 мм від лінії сплавлення розташована ділянка високо-температурного повернення до загартованого стану (рис. 3). Вона характеризується збільшенням твердості після старіння до рівня твердості основного металу. Далі розташована ділянка відпалу.

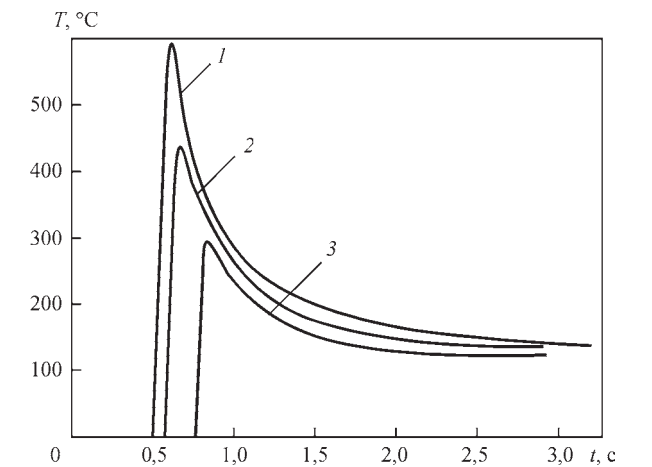


Рис. 5. Термічні цикли точок на поверхні плити сплаву 2219 при ЕПЗ зі швидкістю 20 мм/с (*L* – відстань від середини зварного шва; 1 – 2 мм; 2 – 4; 3 – 6)

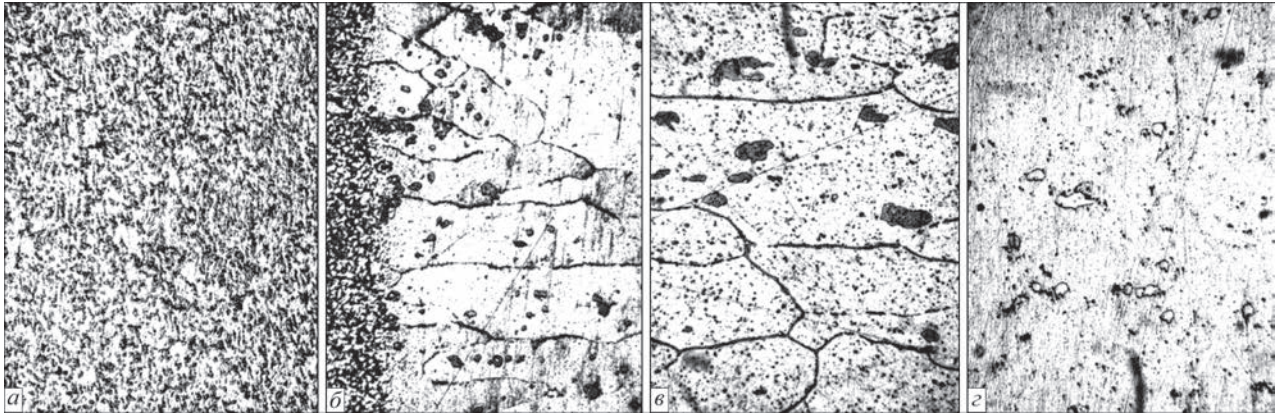


Рис. 6. Мікроструктура металу шва (а) і ЗТВ (б-з) при ЕПЗ плит сплаву 2219 (а – метал шва; б – лінія сплавлення; в – ділянка високотемпературного повернення; з – ділянка відпалу), ($\times 500$, зменшено у 2 рази)

Таблиця 3. Механічні властивості з'єднань плит сплаву 2219 завтовшки 40 мм при різних вихідних станах основного металу та подальшій термічній обробці

Вид обробки		Тимчасовий опір, σ_b , МПа	Відносне подовження, δ , %	Ударна в'язкість, KCV , кгс м/см ²
До зварювання	Після зварювання			
Загартування та штучне старіння	Без термообробки	300,0...315,0	3,0...4,0	4,2...4,7
		308,7	3,3	4,5
Загартування та штучне старіння	Штучне старіння	357,0...367,5	2,6...5,7	1,4...1,7
		361,7	3,6	1,5
Загартування	Штучне старіння	385,0...395,0	3,0...3,0	2,9...3,2
		388,7	3,0	3,0

Примітка: У чисельнику дані мінімальні та максимальні значення 3-х вимірювань; у знаменнику – середнє значення.

На цій ділянці спостерігається зниження твердості металу на 2...3 од. *HRB*.

Досліджували вплив послідовності операцій зварювання та термічної обробки на механічні властивості зварних з'єднань сплаву 2219. Зварювали загартовані плити та плити, які пройшли повну термообробку (загартування та штучне старіння). Загартовані плити і частину плит, що пройшли повну термообробку, штучно зістарили після зварювання.

Результати випробувань зварних з'єднань на статичне розтягування та ударний згин представлені у табл. 3.

Електронно-променеве зварювання характеризується високими швидкостями нагріву та охолодження металу шва та ЗТВ. Такі швидкості охолодження при ЕПЗ сплаву 2219 сприятимуть утворенню твердого розчину міді в металі шва. При подальшому штучному старінні відбувається виділення зміцнюючих фаз і, відповідно, збільшення твердості металу шва.

Підвищення твердості на відстані 1 мм від лінії сплавлення обумовлено короткочасним нагріванням металу до температури загартування та швидким охолодженням. Максимальна температура нагрівання металу становить близько 590 °С. Цю зону прийнято називати зоною високотемпературного повернення до загартованого стану. Після проведення штучного старіння твердість металу тут підвищується до рівня твердості основного металу у стані після загартування і штучного старіння. Рані-

ше цю зону виявляли лише у зварних з'єднаннях, виконаних дуговими способами зварювання [7, 8].

Далі від лінії сплавлення знаходиться зона відпалу, яку називають зоною низькотемпературного повернення. На початку цієї зони максимальна температура складала 440 °С, а в середній частині близько 300 °С. Твердість металу шва та зони високотемпературного повернення при ЕПЗ термооброблених та відпалених плит однакова і не залежить від вихідного стану металу. Як видно з рис. 3 і 4 при зварюванні термічно зміцнених плит сплаву 2219 метал у ЗТВ знеміцнюється, а при зварюванні відпалених плит міцність металу в ЗТВ навпаки збільшується.

У разі зварювання плит, що пройшли повний цикл термічної обробки, тимчасовий опір з'єднань становив 300,0...315,0 МПа. Тимчасовий опір вдалося підвищити до рівня 357,0...367,5 МПа, провівши штучне старіння з'єднань. При цьому ударна в'язкість зменшилася з 4,2...4,7 до 1,4...1,7 кгс м/см². Операція штучного старіння, що проводиться після зварювання, є кращою порівняно зі старінням до зварювання. У цьому випадку тимчасовий опір з'єднань зростає до 385...395 МПа, а ударна в'язкість знижується незначно до рівня 2,9...3,2 кгс м/см². Відносне подовження при цьому змінюється незначно.

Висновки

1. При ЕПЗ загартованих плит сплаву 2219 максимальні механічні властивості з'єднань до-

сягаються шляхом проведення штучного старіння після зварювання.

2. Штучне старіння зварних з'єднань плит сплаву 2219 збільшує твердість металу шва та ЗТВ на 5...10 од. *HRB*.

3. При вимірюваннях твердості ЗТВ з'єднань сплаву 2219, отриманих за допомогою ЕПЗ на відстані близько 1 мм від лінії сплавлення виявлено ділянку високотемпературного повернення до загартованого стану зі збільшенням твердості. Після проведення штучного старіння твердість цієї ділянки збільшується до рівня твердості основного металу в термічно зміцненому стані.

Література/References

1. D.K. Zhang, G.Q. Wang, A.P. Wu, Y. Zhao, Q. Li, X.L. Liu, et al. (2019) Study on the inconsistency in mechanical properties of 2219 aluminium alloy TIG-welded joints. *J. of Alloys and Compounds*, 777, 10, 1044-1053. <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0925838818338568>
2. Tianyi Zhao, Yue Zhao, Zhandong Wan, Pengcheng Shang, Aiping Wu, Quan Li, Dongyang Yan (2023). «Anneal» softening effect of 2219-T8 aluminum alloy joint during welding and its influence on prediction of welding residual stresses. *J. Materials Research Technology*, 24, 5202-5214. <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2238785423007871>
3. Deng-Kui Zhang, Guo-Qing Wang, Ai-Ping Wu, Ji-Guo Shan, Yue Zhao, Tian-Yi Zhao, Dan-Yang Meng, Jian-Ling Song, Zhong-Ping Zhang. (2019) Effects of Post-weld Heat Treatment on Microstructure, Mechanical Properties and the Role of Weld Reinforcement in 2219 Aluminum Alloy TIG-Welded joints. <https://www.amse.org.cn/article/2019/1006-7191/1006-7191-32-6-684.shtml>
4. Y. C. Chen, H. J. Liu, J. C. Feng. (2005) Effect of post-weld heat treatment on the mechanical properties of 2219-O friction stir welded joints. *J. of Materials Science*, 41 (1), 297–299. <https://www.researchgate.net/publication/227050248>
5. S. Malarvizhi, K. Raghukandan & N. Viswanathan (2008) Effect of post weld aging treatment on tensile properties of electron beam welded AA2219 aluminum alloy. *The International J. of Advanced Manufacturing Technology*, 37, 294–301. <https://link.springer.com/article/10.1007/s00170-007-0970-7>
6. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. (1992) *Металловедение сварки алюминия и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
Rabkin, D.M., Lozovskaya, A.V., Sklabinskaya, I.E. (1992) *Metals science of aluminium and its alloys*. Kyiv, Naukova Dumka.
7. Лозовская А.В., Чайка А.А., Бондарев А.А., Покляцкий А.Г., Бондарев Андр.А. (2001) Разупрочнение высокопрочных алюминиевых сплавов при различных способах сварки плавлением. *Автоматическая сварка*, 3, 15–19. <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2001/as200103all.pdf>
Lozovskaya, A. V., Chaika, A. A., Bondarev, A. A. et al. (2001) Softening of high-strength aluminium alloys in different methods of fusion welding processes. *The Paton Welding J.*, 3, 13-17. <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2001/as200103all.pdf>
Lozovskaya A. V., Chaika A. A., Bondarev A. A., Poklyatsky A. G., Bondarev Andr. A. (2001) Softening of high-strength aluminium alloys in different methods of fusion welding *The Paton Welding J.*, 3, 15–19. <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2001/as200103all.pdf>
8. Lan-Qiang Niu, Xiao-Yan Li, Liang Zhang, Xiao-Bo Liang, Mian Li (2017) Correlation Between Microstructure and Mechanical Properties of 2219-T8 Aluminum Alloy Joints by VP-TIG Welding. *J. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 30, (5), 438-446. <https://doi.org/10.1007/s40195-016-0516-9>

IMPACT OF HEAT TREATMENT ON MECHANICAL PROPERTIES OF JOINTS DURING ELECTRON BEAM WELDING OF 2219 ALLOY

V.V. Skryabinsky, V.M. Nesterenkov, M.O. Rusynyk

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

E-mail: skriabinski.vv.555@gmail.com

The plates of 2219 alloy of 40 mm thickness were welded by electron beam welding. The effect of sequence of welding operations and heat treatment on the mechanical properties of joints and distribution of hardness in the heat-affected-zone (HAZ) were studied. It was established that the plates of 2219 alloy, that were hardened before welding and artificially aged after welding, have highest strength. The aging improves the ultimate strength of the joints from 300...315 to 385...395 MPa, and the hardness of the weld and HAZ metal increases by 5...10 *HRB* units. In the study of joints microstructure, it was found that at a distance of about 1.0 mm from the fusion line in HAZ, a region of high-temperature return to the hardened state is located. It is characterized by an increase in hardness after aging to the level of hardness of the base metal. Measuring thermal welding cycles, it was found that the maximum heating temperature of this region is about 590 °C. Next, an annealing region is located. In this region, a decrease in the hardness of metal by 2...3 units *HRB* is observed. For welding speed of 20 mm/s, the width of HAZ is about 8 mm and artificial aging, carried out after welding, reduces it to 6 mm. Ref. 8, Tabl. 3, Fig. 6.

Keywords: electron beam welding, aluminium alloy, welded joints, heat treatment, mechanical properties, ultimate strength

Надійшла до редакції 12.10.2023



join the best: 15 - 19 April 2024
Düsseldorf, Germany

ФОРМУВАЧІ ЗВАРЮВАЛЬНИХ СТРУМІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ШТУЧНИХ ДОВГИХ ЛІНІЙ

О.Є. Коротинський, М.П. Драченко, А.М. Жерносєков, І.В. Вертецька

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

Розглянуто питання використання штучних довгих ліній в обладнанні для дугового зварювання, які дозволяють формувати імпульсні зварювальні струми регульованої форми. Потреба в таких струмах визначається в першу чергу завданнями імпульсних технологій, де форма імпульсу струму навантаження забезпечує необхідний часовий закон вкладення потужності в технологічний об'єкт. Найбільш характерними прикладами подібних технологій є лазерне імпульсне зварювання, лазерне термозміцнення, лазерна прошивка отворів і т.д. Можливість регулювання в широких межах амплітудно-часових параметрів імпульсів струму навантаження дозволяє визначити і забезпечити в подальшому оптимальні параметри імпульсних електрофізичних процесів з метою підвищення їх якості та продуктивності. Для створення таких енергетичних потоків необхідні спеціальні генератори імпульсних струмів, що описані і запропоновані в статті. Бібліогр. 12, рис. 6.

Ключові слова: формувачі зварювального струму, штучна довга лінія, багатофазний конвертор понижуючого типу, джерело струму чергової дуги

Вступ. Для побудови імпульсних формувачів струмів дугового зварювання на даний час застосовуються штучні довгі лінії (ШДЛ). Потреба в таких струмах визначається, в першу чергу, завданнями зварювальних технологій, де форма імпульсу струму навантаження забезпечує необхідний часовий закон вкладення потужності в технологічний об'єкт. Найбільш характерними прикладами подібних технологій є лазерне імпульсне зварювання, лазерне термозміцнення, лазерна прошивка отворів, конденсаторне контактне зварювання і т.д. Можливість регулювання в широких межах амплітудно-часових параметрів імпульсів струму навантаження дозволяє визначити і забезпечити в подальшому оптимальні параметри імпульсних електрофізичних установок з метою підвищення їх якості та продуктивності. Для створення таких струмів необхідні спеціальні генератори імпульсних струмів (ГІС) [1–3].

Виходячи з викладеного, запропонована робота присвячена створенню та розробці універсальних генераторів імпульсних струмів, призначених для побудови формувачів зварювальних струмів з високими показниками енергоефективності та електромагнітної сумісності (ЕМС) [4].

Метою даної роботи є обґрунтування та створення структур потужних генераторів імпульсних струмів регульованої форми (ГІСРФ) та їх експериментальне дослідження. В першу чергу електротехнологічні генератори імпульсних струмів регульованої форми потрібні в якості інструменту, який дозволяє експериментально визначити основні параметри імпульсного технологічного процесу,

включаючи форму струму, з метою підвищення як якості процесу, так і його продуктивності. Крім цього імпульсні технологічні установки з регульованими в широких межах амплітудно-часовими параметрами імпульсів становлять великий інтерес при роботі в умовах малосерійного виробництва, з частими змінами номенклатури виробів і видів конструкційних матеріалів. Останнім часом для генерування імпульсів струму регульованої форми в діапазоні тривалостей від декількох мілісекунд до секунд, при рівнях струму навантаження кілька сотень ампер, успішно використовуються високочастотні перетворювачі, що працюють в режимі широтно-імпульсного регулювання. В таких перетворювачах застосовуються сучасні силові транзистори, які здатні комутувати сотні ампер струму на частотах до сотень кілогерц.

При створенні генераторів прямокутних імпульсів струму регульованої тривалості найбільш часто використовується частковий розряд ємнісного накопичувача, при якому силовий повністю керований ключ підключає навантаження до накопичувача на час, що дорівнює тривалості імпульсу. Серйозним недоліком таких генераторів є істотне перевищення значення енергії, запасеної в накопичувачі, над значенням енергії, що виділяється в навантаженні за час імпульсу, оскільки в разі виходу з ладу силового ключа виникають важкі аварії, що здатні привести до руйнування навантаження. Зазначений недолік долається при використанні в якості накопичувального і формуючого двополосника (ФД) принципово нового виду – однорідної штучної довгої лінії (ОШДЛ),

Коротинський О.Є. – <http://orcid.org/0000-0002-6461-8980>, Драченко М.П. – <http://orcid.org/0000-0002-4485-2403>,

Жерносєков А.М. – <http://orcid.org/0000-0002-6404-2221>, Вертецька І.В. – <http://orcid.org/0000-0003-4971-7929>

© О.Є. Коротинський, М.П. Драченко, А.М. Жерносєков, І.В. Вертецька, 2023

при цьому не тільки зменшується енергія, що запасється в накопичувачі, а й знижуються його вагобаритні показники.

Запропонований підхід полягає в комбінованому використанні генераторів на основі ШДЛ і накопичувачів на суперконденсаторах (СК), які мають високі показники енергоефективності та електромагнітної сумісності. Це дозволяє створювати перспективні пристрої для імпульсно-дугового зварювання.

Методи, які застосовувалися для проведення досліджень. При створенні генераторів імпульсних струмів регульованої форми застосовуються в основному такі рішення:

- метод часткового розряду ємнісного накопичувача [5, 6];
- використання в якості формувачів струму ШДЛ [7, 8];
- багатофазні перетворювачі напруги понижуючого типу (чопери) з мікропроцесорним управлінням [9, 10].

На рис. 1. приведені два варіанти застосування ШДЛ для зварювального устаткування. Перший варіант (а) є послідовне з'єднання трифазного випрямляча, комутатора заряду, ШДЛ та комутатора її розряду на навантаженні. Другий варіант (б) включає зарядний випрямляч, ємнісний накопичувач та мостовий інвертор, в діагональ якого включена ШДЛ.

Проаналізуємо роботу ШДЛ в складі джерел імпульсних зварювальних струмів.

На базі розглянутих зварювальних пристроїв запропонований варіант схеми формувача імпульсних струмів інверторного типу, в складі якого була використана ШДЛ, що показана на рис. 2. В якості формувача імпульсу струму застосований ланцюжок із трьох LC елементів. Основні розрахунки використані відповідно до роботи [11, 12]:

$$I_{\text{імп}} = (U + U_c - U_d)/2\rho; \rho = (L_k/C_k)^{1/2},$$

де $I_{\text{імп}}$ – амплітуда імпульсу струму; U – напруга джерела живлення; U_c – напруга заряду формую-

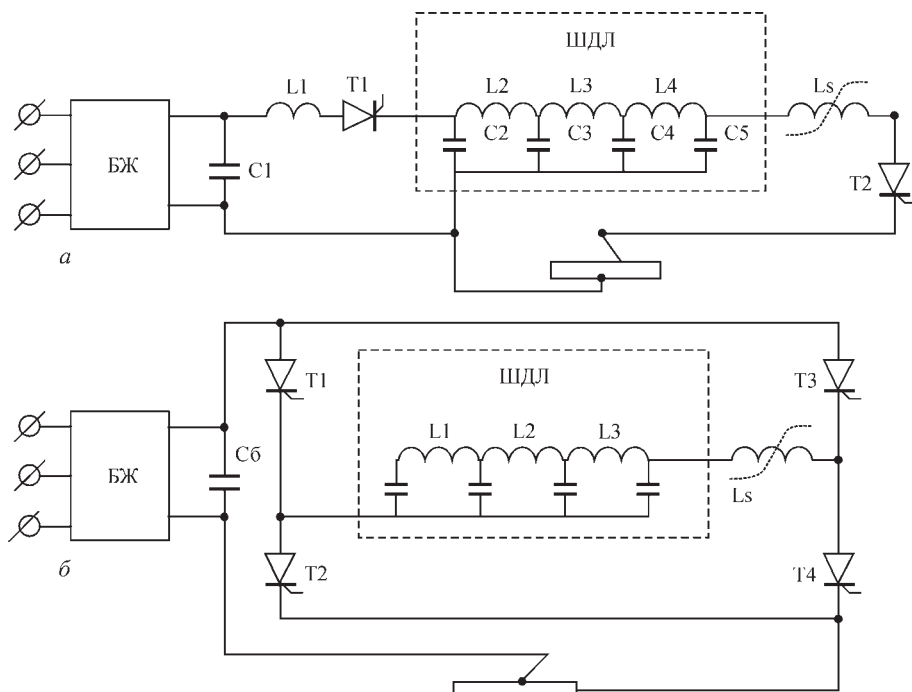


Рис. 1. Варіанти застосування ШДЛ (опис а, б – див. у тексті)

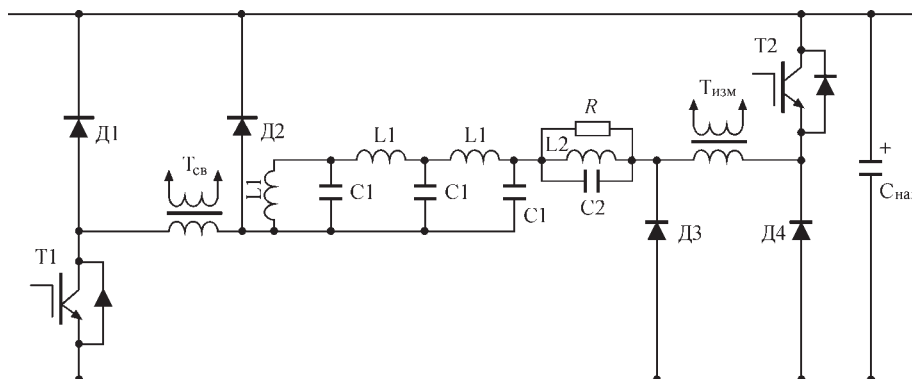


Рис. 2. Пояснювальна схема розрахунку елементів ШДЛ

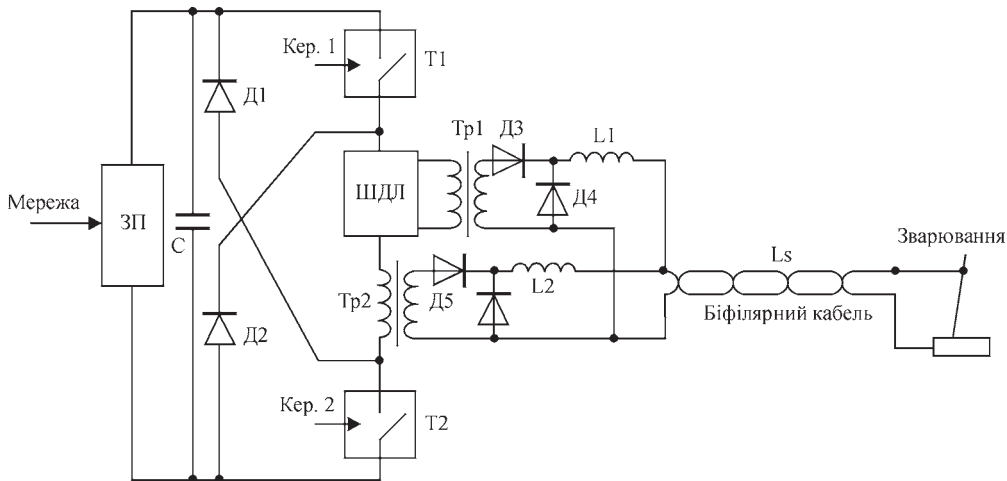


Рис. 3. Структурна схема макету джерела зварювального струму, виконаного на базі ШДЛ

чої лінії; U_d – напруга на дуговому проміжку; ρ – хвильовий опір.

Тривалість імпульсу визначається виразом:

$$t = 2,2n(L_k C_k)^{1/2},$$

де n – кількість комірок формуючої лінії; L_k – індуктивність дроселя комірки формуючої лінії; C_k – ємність конденсатора комірки формуючої лінії.

Таким чином, тривалість фронту імпульсу визначається співвідношенням:

$$t_f \approx 0,61 - (L_k - C_k)^{1/2} = 0,27t/n,$$

а тривалість зрізу імпульсів виразом:

$$t_{\text{end}} \approx (0,075n + 2,3) (L_k C_k)^{1/2}.$$

Згідно схеми на рис. 2 було створено та випробувано діючий макет джерела імпульсного зварювального струму (рис. 3).

Для створення імпульсів струму використано відому схему «косий міст», в діагональ якої послідовно з імпульсним трансформатором Тр2 включена ШДЛ. Короткозамкнений вихід ШДЛ підключено до трансформатора Тр1, який використовується в схемі формувача чергового струму дуги. Причому черговий струм формується в паузах між робочими імпульсами струму.

В рамках роботи був створений модуль датчика струму на базі біфілярного шунта з високим рівнем придушення синфазної перешкоди.

Експериментальні дослідження розробленого макету. Запропонований пристрій, схема якого приведена на рис. 3, забезпечує стійке горіння дуги в динамічному режимі, що, в свою чергу, дозволяє поліпшити якість зварного з'єднання і енергетичні показники роботи пристрою. Джерело було випробувано в режимі зварювання з імпульсною модуляцією струму на частотах від 50 до 3500 Гц. Амплітуди імпульсів змінювались в межах 50...100 А. Нижню межу стійких зварювальних струмів можна було спостерігати при струмах від 20 А.

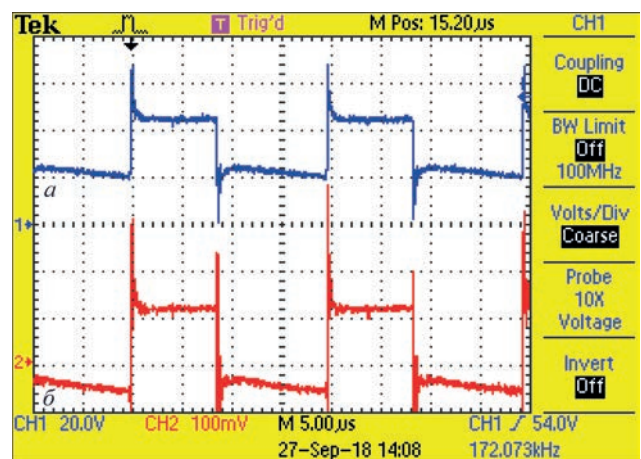


Рис. 4. Осцилограми напруги «а» та струму «б» на виході зварювального пристрою

Осцилограма роботи прямоходового перетворювача з використанням ШДЛ у своєму складі показана на рис. 4.

Використання конверторів понижуючого типу в якості формувачів імпульсних зварювальних струмів. В рамках виконаної роботи також були досліджені варіанти використання ШДЛ в складі понижуючих конверторів напруги (ПКН), які можуть бути використані в складі багатопостових зварювальних комплексів. Приклад використання ШДЛ у складі понижуючих конверторів напруги показано на рис. 5. Регулювання тривалості і частоти повторення імпульсів струму здійснюється електронним комутатором на транзисторному ключі Т2.

Заряд довгої лінії виконується від ємнісного накопичувача $C_{ск}$, який підключений до зарядного пристрою (ЗП). Контроль і регулювання параметрів заряду СК здійснюється відповідно до сигналів зворотного зв'язку, одержуваних від датчиків струму ДСзп та напруги ДНзп. Понижуючий конвертор на Т1, Д1, Д2, L1 здійснює заряд ШДЛ в режимі постійної потужності.

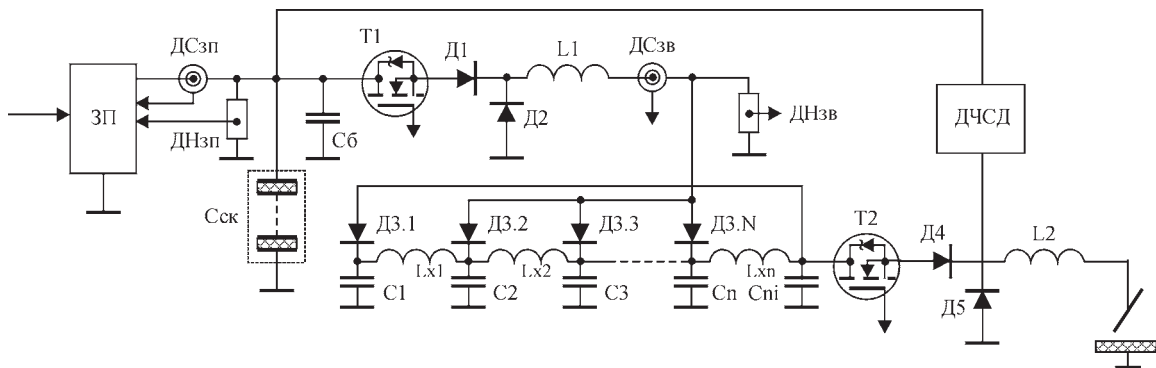


Рис. 5. Понижуючий конвертор напруги – формувач імпульсних струмів: ЗП – зарядний пристрій батареї суперконденсаторів Сск; ДСзп і ДНзп – датчики струму та напруги; ССК – батарея суперконденсаторів; Т1 і Т2 – твердотільні транзисторні комутатори; Д1, Д4 – нормуючі діоди; Д2, Д5 – рекуперентні діоди; Сб – батарейна ємність; ДСзл і ДНзл – датчики струму і напруги заряду ШДЛ; ДЗ.1–ДЗ.Н, Lx1-Lxn, C1-Cn – елементи ШДЛ

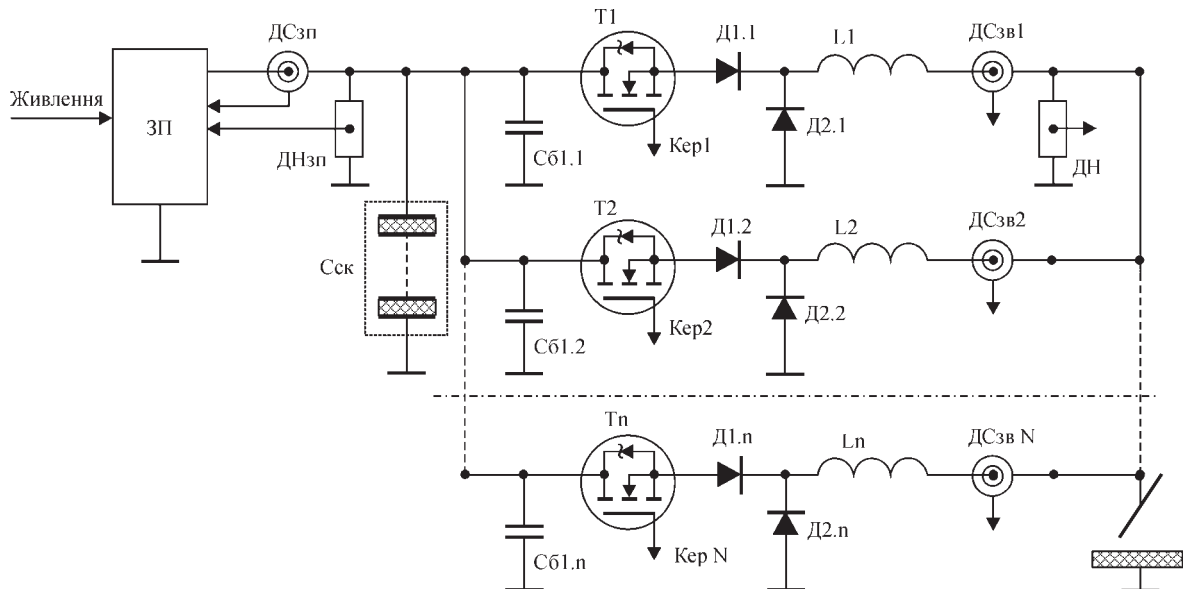


Рис. 6. Багатофазний ПКН – джерело імпульсів зварювального струму: ЗП – зарядний пристрій; ДСзп і ДНзп – датчики струму і напруги контролю зарядного пристрою; ССК – ємнісний накопичувач, виконаний на батареї суперконденсаторів; Сб1.1 – Сб1.n – буферні конденсатори; Т1 – Тn – твердотільні транзисторні комутатори струму; Д1.1 - Д1.n – нормуючі діоди; Д2.1 – Д2.n – рекуперентні діоди; Т1.X – Д1.n; Д2.x – Д2.n; L1 – Ln – елементи понижуючих конверторів-формувачів імпульсів зварювального струму; ДСзв.1 -ДСзв.n, ДНзв – датчики струму і напруги контролю і системи управління формувачем імпульсів зварювального струму

Контроль і управління потужністю проводиться за сигналами, які формуються датчиками струму та напруги ДСзп і ДНзп.

Джерело струму чергової дуги (ДСЧД) працює безперервно і його струм підсумовується на навантаженні (зварювальній дузі) з основними імпульсами зварювального струму.

Також був розглянутий варіант формування імпульсів зварювального струму без використання ШДЛ, але за допомогою багатофазного понижуючого конвертора напруги (рис. 6), де регулювання тривалості, частоти та форми імпульсів зварювального струму здійснюється за рахунок синхронного управління транзисторними комутаторами Т1-Тn.

Живлення конвертора здійснюється від ємнісного накопичувача Сск, який заряджається від зарядного пристрою ЗП. Контроль і регулювання параметрів заряду СК здійснюється відповідно

до сигналів зворотного зв'язку, одержуваних від датчиків струму і напруги ДСзп і ДНзп. В даній схемі для поліпшення динамічних параметрів імпульсів струму застосований режим роботи з перерваними струмами в дроселях L1 – Ln. Один з каналів конвертора використовується для формування чергового струму дуги і працює в режимі безперервного струму дроселя L₀.

Порівняльний аналіз роботи цих пристроїв показує, що перевагу слід віддати схемі багатофазного перетворювача, оскільки вона дозволяє регулювати часові параметри амплітуди та форму імпульсу зварювального струму в широких межах.

Висновки

1. Розглянуто особливості роботи та застосування формувачів зварювального струму на осно-

ві штучних довгих ліній для створення ресурсо- та енергоефективних джерел живлення для дугового зварювання.

2. Показано перспективність їх використання під час живлення від ємнісних накопичувачів енергії в режимі динамічного горіння дуги.

3. Запропоновано нові схеми комбінованих джерел живлення на основі штучних довгих ліній, а також проведено їх експериментальні дослідження в діапазоні частот зварювальних струмів в межах 50...3500 Гц. Розглянуто особливості функціонування штучних довгих ліній у складі конверторів понижуючого типу.

4. Пристрої, як показали експериментальні дослідження, вирізняються високими показниками енергоефективності та електромагнітної сумісності.

Список літератури

1. Анисимова Т.Е., Аккуратов Е.В., Громовенко В.М. и др. (1987) Генератор высоковольтных импульсов с переменной длительностью. *Приборы и техника эксперимента*, **4**, 45–48.
2. Опре В. (2008) Генераторы прямоугольных импульсов тока. *Силовая электроника*, **1**, 56–61.
3. Kazmierkowski, M.P., Krishnan, R., Blaabjerg, F. (2002) *Control power electronics*. USA, Academic Press.
4. Tihanyi, L. (1995) *EMC in Power Electronics*. N.Y., IEEE Press.
5. Аллас А.А., Коротков А.Ю., Опре В.М., Федоров А.В. (2001) *Зарядное устройство. А.с. 18026 РФ, RU 7 H 02 M 9/04. Оубл. 10.05.2001. Бюл. № 13*.
6. Leonard, W. (1996) *Control of Electrical Drives*. Berlin, Springer.
7. Коротинський О.Є., М.І. Скопюк, І.В. Вертецька (2021) Високоєфективні джерела для дугового зварювання на основі ємнісних накопичувачів електричної енергії. *Автоматичне зварювання*, **3**, 47–52.
8. Громовенко В. М., Опре В. М., Щеголева Н. А. (1997) Зарядные устройства расщепленных емкостных накопителей. *Электротехника*, **3**, 46–48.
9. Korotynsky, A.E. (1999) Peculiarities of operation of high – frequency welding inverters on the basis of an artificial long line. *The Paton Welding J.*, **1**, 76–77.
10. Mohan, N., Undeland, T.M., Robins, W.P. (1995) *Power electronics: converters, application and design*. USA, NY John Willey&Sons Inc.
11. Чеботарьов В.І. (2008) *Волновые процессы в длинных линиях*. Монографія. Харьков, Изд. им. В.Н. Каразина.
12. Povh, D., Weinhold, M. (2000) *Improvement of Power Quality by Power Electronic Equipment*. CIRGE. Paper 13/14/36-06. Paris.

References

1. Anisimova, T.E., Akkuratov, E.V., Gromovenko, V.M. et al. (1987) High-voltage pulse generator with alternating duration. *Pribory i Tekhnika*, **4**, 45–48 [in Russian].
2. Opre, V. (2008) Generators of current rectangular pulses. *Silovaya Elektronika*, **1**, 56–61 [in Russian].
3. Kazmierkowski, M.P., Krishnan, R., Blaabjerg, F. (2002) *Control power electronics*. USA, Academic Press.
4. Tihanyi, L. (1995) *EMC in Power Electronics*. N.Y., IEEE Press.
5. Allas, A.A., Korotkov, A.Yu., Opre, V.M., Fedorov, A.V. (2001) *Charging device. RF author's certif. 18026, RU 7 H 02 M 9/04, Publ. 10.05.2001* [in Russian].
6. Leonard, W. (1996) *Control of Electrical Drives*. Berlin, Springer.
7. Korotynskiy, O.E., Skopyuk, M.I., Vertetska, I.V. (2021) High-efficient sources for arc welding on the base of capacitive energy storage systems. *The Paton Welding J.*, **3**, 43–48.
8. Gromovenko, V.M., Opre, V.M., Shchegoleva, N.A. (1997) Charging devices of split capacitive storages. *Elektrotekhnika*, **3**, 46–48 [in Russian].
9. Korotynsky, A.E. (1999) Peculiarities of operation of high-frequency welding inverters on the basis of an artificial long line. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 76–77 [in Russian].
10. Mohan, N., Undeland, T.M., Robins, W.P. (1995) *Power electronics: Converters, application and design*. USA, NY John Willey&Sons Inc.
11. Chebotaryov, V.I. (2008) *Wave processes in long lines: Monographs*. Kharkov, Izd-vo im. V.N. Karazin [in Russian].
12. Povh, D., Weinhold, M. (2000) *Improvement of Power Quality by Power Electronic Equipment*. CIRGE. Paper 13/14/36-06. Paris.

WELDING CURRENT FORMERS USING ARTIFICIAL LONG LINES

O.Ye. Korotynskiy, M.P. Drachenko, A.M. Zhernosekov, I.V. Vertetska

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Application of artificial long lines in arc welding equipment is considered. These lines allow forming pulsed welding currents of a regulated shape. The need for such currents is determined primarily by the objectives of pulsed technologies, where the loading current shape ensures the required time law of power input into the technological object. The most characteristic examples of such technologies are pulsed laser welding, laser heat hardening, laser piercing of holes, etc. The possibility of adjustment of amplitude-time parameters of loading current pulses in a broad range allows determination and further on ensuring the optimal parameters of pulsed electrophysical processes in order to improve their quality and productivity. Special pulsed current generators are required to create such energy flows, which are described and proposed in the paper. Ref. 12, Fig. 6.

Keywords: welding current formers, artificial long line, step-down multiphase converter, pilot-arc power source

Надійшла до редакції 09.10.2023

PEREDPLATA 2024

Передплата на електронні версії журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електromеталургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль»:

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/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2024 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2022 рр.

ГІГІЄНІЧНА ОЦІНКА АЕРОЗОЛІВ ПРИ КОНТАКТНОМУ СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ ОПЛАВЛЕННЯМ

О.Г. Левченко¹, О.В. Демецька², Ю.О. Полукаров¹, О.М. Гончарова³, О.М. Безушко³, Н.А. Праховнік¹,
О.С. Ільчук¹, І.М. Андрусишина⁴

¹НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Берестейський, 37.
E-mail: mail@kpi.ua

²Національний університет охорони здоров'я України ім. П.Л. Шупика. 04112. м. Київ, Дорогожицька, 9.
E-mail: dalexandra@ukr.net

³Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

⁴ДУ «Інститут медицини праці ім. Ю.І. Кундієва Національної академії медичних наук України». 01033, м. Київ,
вул. Саксаганського, 75. E-mail: andrusyshyna.in@gmail.com

Метою статті є дослідження гігієнічних характеристик шкідливих речовин, що забруднюють повітря при контактному стиковому зварюванні безперервним та пульсуючим оплавленням, для створення відповідних заходів захисту зварників. Наведено опис методів досліджень хімічного складу зварювальних аерозолів і газів, дисперсного складу аерозолів та оцінки їх впливу на організм зварників. Встановлено, що контактне стикове зварювання оплавленням рейок Р65 супроводжується виділенням у повітря робочої зони шкідливих речовин у формі аерозолів на рівні нанодіапазону, яким притаманна висока біологічна активність. Показано, що токсичність аерозолу при безперервному і пульсуючому оплавленні належить до помірно небезпечного класу. Головними елементами, які визначають токсичність аерозолу, є марганець та залізо. Встановлено, що при контактному стиковому зварюванні оплавленням утворюється аерозоль, у складі якого присутні нанорозмірні компоненти марганцю та заліза у концентраціях, що перевищують розрахункові орієнтовно безпечні рівні впливу на людину. Виконані дослідження показали, що стикове зварювання оплавленням супроводжується утворенням на робочому місці таких токсичних газів як діоксид азоту і монооксид вуглецю у концентраціях, які перевищують гранично допустимі. Отримані результати комплексної гігієнічної оцінки аерозолів при контактному стиковому зварюванні оплавленням надали вичерпну інформацію про рівень шкідливого впливу цих аерозолів на організм зварників. Бібліогр. 20, табл. 5, рис. 11.

Ключові слова: контактне зварювання, аерозолі, гази, розміри, нанорозмірні частинки, рекомендації

Вступ. В останнє десятиліття в усьому світі при будівництві безстикових шляхів швидкісних залізничних магістралей використовуються рейки підвищеної міцності. Для їх з'єднання переважно застосовується контактне стикове зварювання оплавленням (КСЗО), яке має суттєві технічні переваги в порівнянні з іншими способами зварювання: забезпечує підвищену зносостійкість і міцність зварних з'єднань [1]. Разом з тим КСЗО, як і більшість інших способів зварювання, має певні недоліки, пов'язані з наявністю шкідливих і небезпечних виробничих факторів. Серед них найбільш шкідливим для зварників є виділення в повітря робочої зони шкідливих речовин у формі зварювального аерозолу (ЗА). Вплив ЗА на організм людини унікальний, що пояснюється його хімічним і нанорозмірним складом, який і забезпечує підвищену проникну здатність частин аерозолу в організм людини різними шляхами.

Для захисту зварників застосовується комплекс відомих заходів з нормалізації умов праці

на виробництві шляхом застосування сучасних вискоелективних систем вентиляції. Так, існуючі засоби місцевої вентиляції уловлюють ЗА безпосередньо біля джерела його утворення, попереджаючи таким чином його розповсюдження по виробничому приміщенню. Вони видаляють невеликі об'єми повітря, застосовуючи малопотужні вентилятори. Проте у випадку КСЗО інтенсивність виділення ЗА значно більша, ніж, наприклад, при механізованому зварюванні під флюсом. При цьому варто брати до уваги, що ЗА представлені твердими частинками меншими 100 нм у формі агломератів обсягом від кількох до тисяч частинок [2]. Тому, актуальною постає задача визначення кількісного та дисперсного складу ЗА для розроблення ефективного фільтровентиляційного обладнання й інших заходів захисту зварників.

Слід зазначити, що раніше досить докладно і всебічно були вивчені проблеми аерозолів і газів, що утворюються під час дугового зварювання

Левченко О.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-9737-7212>, Демецька О.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8174-7813>,
Полукаров Ю.О. – <https://orcid.org/0000-0002-6261-3991>, Гончарова О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-5213-6300>,
Безушко О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-6148-1675>, Праховнік Н.А. – <https://orcid.org/0000-0003-0821-2166>,
Ільчук О.С. – <https://orcid.org/0000-0001-6352-5320>, Андрусишина І.М. – <https://orcid.org/0000-0001-5827-3384>

© О.Г. Левченко, О.В. Демецька, Ю.О. Полукаров, О.М. Гончарова, О.М. Безушко, Н.А. Праховнік, О.С. Ільчук, І.М. Андрусишина, 2023

різними способами. Менш досліджене контактне стикове зварювання оплавленням. Тому для створення належних санітарно-гігієнічних умов праці операторів КСЗО під час зварювання залізничних рейок необхідно визначити гігієнічні характеристики ЗА з метою розроблення заходів захисту працюючих. Для цього необхідно мати дані про хімічний та дисперсний склад ЗА, їх концентрацію в повітрі робочої зони та токсичність.

Аналіз літературних даних та постановка проблеми. У сучасній літературі мало даних про ЗА, які б стосувалися конкретно контактного стикового зварювання оплавленням. Є деякі дані про дисперсний склад ЗА [2], що утворюються при дуговому зварюванні, їх фізико-хімічні властивості [3] та проникаючу здатність частинок різних фракцій у різні ділянки органів дихання [4]. У роботі [5] наведено дані про особливості поведінки аерозолів у дихальних шляхах, у роботі [6] – їх класифікацію за розміром та місцем локалізації в органах дихання і дію елементів ЗА на організм.

Розглядаючи властивості аерозолів, слід брати до уваги, з яких позицій проводиться їх гігієнічна оцінка. Для інженерів вентиляційних систем ключовими властивостями частинок аерозолів можуть бути, перш за все ті, які визначають особливості їх поведінки в навколишньому середовищі. Для медиків – ті властивості, які характеризують вплив частинок на стан організму [4, 5]. Так, із рис. 1 видно, що розміри частинок мають вирішальне значення для їх проникання в органи дихання та седиментації на окремих ділянках. Тому дослідженню цього параметра частинок приділяють особливу увагу.

При цьому виникає питання про механізм (схему) утворення ЗА, чим власне і визначається їх дисперсний склад. Так, на рис. 2 наведено схему утворення ЗА при стиковому зварюванні оплавленням залізничних рейок. Вона полягає в наступному. Спочатку відбувається нагрівання металу до утворення на торцях деталей рейок, що зварюються, шару розплавленого металу. У процесі

зближення деталей, що знаходяться під напруженою джерела, у момент їх дотику при порівняно невеликому тиску, на поверхні торців між їх локальними ділянками утворюються електричні контакти. При проходженні струму через контакти відбувається їх швидке плавлення та утворення перемичок з рідкого металу. Перемички руйнуються з високою швидкістю, тривалість їх існування зазвичай не перевищує 0,001...0,005 с. У результаті стиснення перемички збільшується щільність струму, який у ній протікає, отже збільшується і швидкість нагрівання. При досягненні великої щільності струму, метал у центрі перемички інтенсивно випаровується і викликає її вибух. У момент вибуху тиск парів досягає 10...20 МПа, а температура – 6000...8000 °С. Краплі розплавленого металу викидаються із зазору у вигляді іскор (зі швидкістю, яка перевищує 60 м/с). Руйнування перемичок і викид розплавленого металу за межі зони зварного з'єднання призводить до утворення накопиченої теплової енергії. У результаті руйнування перемичок на торцях утворюються кратери, глибина та діаметр яких залежать від розміру перемички [1].

Перемички розплавленого металу є джерелом теплоти, частина якої протягом часу їх існування передається теплопровідністю торцям деталей, за рахунок якої відбувається інтенсивне випаровування металу. Після викидання цих парів із зони високої температури за межі зони зварювання в низькотемпературну зону відбувається їх окиснення і конденсація в тверді частинки, які і являють собою власне зварювальний аерозоль. Ці частинки ЗА утворюються із парів металу і мають дуже малі розміри – від тисячних до 10 мкм. Тому дослідників і цікавить найважливіше питання щодо конкретного розміру частинок ЗА, особливо нанорозмірних фракцій.

Особливістю токсичної дії наночастинок аерозолів, що утворюються при зварювальних роботах, може бути те, що в повітрі робочої зони одночасно знаходяться частинки різних хімічних



Рис. 1. Проникна здатність частинок аерозолів різних фракцій у різні ділянки органів дихання

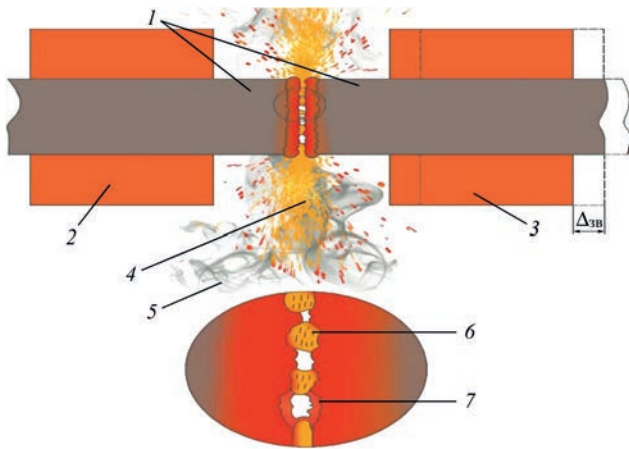


Рис. 2. Схема утворення зварювального аерозолі при стиковому зварюванні оплавленням: 1 – деталі, що зварюються; 2 – нерухомий струмопровідний зажим (затискач-електрод); 3 – рухомий струмопровідний зажим (затискач-електрод); 4 – іскри (бризки) рідкого металу; 5 – зварювальний аерозоль; 6 – перемичка з рідкого металу; 7 – кратер

елементів різного розміру. До складу ЗА переважно входять сполуки металів (заліза, марганцю, хрому, алюмінію, титану, цинку, міді, нікелю та ін.), газоподібні фтористі сполуки, оксиди вуглецю, оксиди азоту, озон тощо [2, 3].

Залежно від розміру частинки аерозолі можуть осідати в трахеї, бронхах та бронхіолах, а потім видалятися з цих органів за допомогою волосків. Якщо осілий пил погано розчиняється в слизовій оболонці та тканинах органів дихання, то він не викликає пневмоконіозу. Якщо ж осілі частинки аерозолі розчинні, то їх загальна токсична дія на організм може виявлятися залежно від хімічного складу цього аерозолі [7].

Частинки різного розміру по-різному впливають на організм зварника. Частинки діаметром менше 20 мкм можуть залишатися зваженими в повітрі [8], частинки розміром більше декількох мікрометрів осідають на стінках повітряних шляхів організму та виводяться назовні разом зі слизом. Близько 30 % частинок розміром 0,1...1,0 мкм, а також розміром менше 0,1 мкм (100 нм) осідають в легенях. Майже 100 % частинок діаметром менше 1 мкм проникають в організм дихальними шляхами [3]. Можливе проникнення нанорозмірних частинок через шкіру [9] та нюховий нерв [10].

Незалежно від шляху надходження в організм наночастинки потрапляють в кровоносну систему і з кров'ю розносяться по всьому організму. Вони можуть накопичуватися в кістковому мозку, центральній і периферичній нервовій системах, органах шлунково-кишкового тракту, легенях, печінці, нирках, лімфатичних вузлах, мати тривалий період напіввиведення [11, 12]. Найбільш токсичними елементами під час зварювальних робіт при інгаляційному шляху надходження у вигляді аерозолі можуть бути нанодисперсні частинки оксидів марганцю, хрому, нікелю тощо [13].

Таким чином, аналіз літературних даних свідчить, що питання захисту операторів контактного стикового зварювання оплавленням і досі залишаються не вирішеними. Тому суттєвого опрацювання потребують питання дослідження хімічного і дисперсного складу ЗА з метою розроблення відповідних заходів захисту.

Метою дослідження є визначення закономірностей утворення зварювального аерозолі при контактному стиковому зварюванні оплавленням для їх гігієнічної оцінки з метою розроблення заходів захисту операторів-зварників.

Для досягнення мети були поставлені наступні завдання:

- визначити інтенсивність утворення (виділення), хімічний склад ЗА та концентрацію газів при застосуванні КСЗО;

- дослідити дисперсний склад ЗА нанорозмірних фракцій.

Матеріали та методики досліджень. Дослідження зазначених гігієнічних показників ЗА, що утворюються при контактному стиковому зварюванні залізничних рейок, проводили у виробничому приміщенні Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона. Для цього виконували зварювання залізничних рейок Р65 (марка сталі – К76Ф, площа перерізу рейки – 8200 мм²) на машині контактного стикового зварювання К1000. Зварювання здійснювали неперервним та пульсуючим оплавленням на загальноприйнятих режимах.

Дослідження інтенсивності виділень ЗА виконували гравіметричним методом шляхом відбирання проб ЗА в процесі зварювання, визначення хімічного складу ЗА – фотоколориметричними методами. Визначення токсичності ЗА (граничного значення та гігієнічного класу ЗА) здійснювали розрахунковим методом відповідно до ДСТУ ISO 15011-4:2008 [14].

Схема стенду для відбирання проб ЗА при контактному стиковому зварюванні на установці К1000 наведена на рис. 3.

Проби ЗА відбиралися в процесі роботи установки К1000 (контактне стикове зварювання, профіль рейок Р-65, час зварювання 141 с, час відбору проби 30 хв, відібрано 15 дм³ повітря зі швидкістю 0,5 дм³/хв).

Для дослідження масової концентрації зважених частинок і концентрації хімічних речовин повітря з об'ємною витратою 0,5 дм³/хв аспірували за допомогою пробовідбірника «Тайфун Р-20-2» (Україна) через спеціальний поглинач. Відібрану пробу відфільтрували за допомогою шприцу із приєднаним фільтротримачем із мембранним дисковим фільтром «Domnick Hunter» (Англія) діаметром 25 мм і розміром пор 100 нм [15].

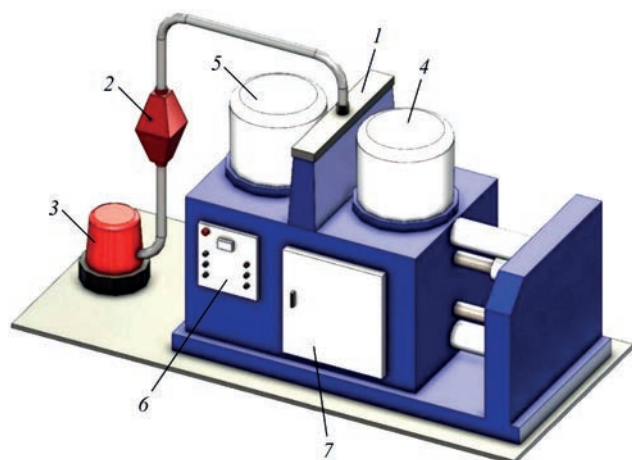


Рис. 3. Схема відбирання проб ЗА при контактному стиковому зварюванні на установці K1000: 1 – забірне сопло (укриття зони зварювання); 2 – камера фільтротримача з фільтром із тканини ФПП; 3 – збуджувач тяги; 4 – нерухома колона; 5 – рухома колона; 6 – блок керування; 7 – дверцята, якими закриваються затискачі-електроди

Хімічний склад проб повітря визначали методом оптико-емісійної спектроскопії з індуктивно зв'язаною плазмою (ОЕС-ІЗП) за допомогою приладу «Optima 2100 DV» («PerkinElmer», США).

Визначення концентрації газів CO та NO₂ в повітрі робочої зони виконували за допомогою газоаналізаторів «Аквілон-1-1» і «Аквілон-1-2», відповідно.

Розмір твердих частинок у пробі ЗА визначали двома методами: методом Паде-Лапласа та кумулянтним (для підвищення достовірності результатів). Користувались методом динамічного розсіювання світла за допомогою приладу «Analysette 12 DynaSizer» («Fritsch», Німеччина) [15].

Розрахунок орієнтовно безпечних рівнів впливу (ОБРВ) для хімічних речовин у нанорозмірному стані здійснювали за допомогою коефіцієнтів, рекомендованих Британським Інститутом Стандартів [16] та відповідно до методичних рекомендацій «Гігієнічне нормування та контроль наноматеріалів у виробничому середовищі» [17].

Експериментальна частина. *Визначення хімічного складу, інтенсивності виділення зварювальних аерозолів та концентрації газів.* Режими зварювання та результати визначення інтенсивності виділення ЗА при контактному стиковому зварюванні безперервним та пульсуючим опрацюванням рейок Р 65 наведено в табл. 1.

Результати визначення інтенсивності виділення ЗА, що утворився при безперервному та пульсуючому оплавленні рейок Р65 наведено в табл. 1.

Таблиця 1. Режим зварювання та інтенсивність виділення зварювального аерозолю при контактному стиковому зварюванні безперервним та пульсуючим опрацюванням

Режим зварювання	f , Гц	$I_{зв}$, А	$U_{зв}$, В	$t_{зв}$, с	V_a , г/хв	V_{Mn} , г/хв	V_{Al} , г/хв
Безперервний	50	9464	6.8	141	2.61	0,040	0,039
Пульсуючий	50	24752	6.5	101	3.54	0,054	0,053

Примітка. f , Гц – частота струму; $I_{зв}$, А – сила зварювального струму; $U_{зв}$, В – напруга зварювання; $t_{зв}$, с – час зварювання; V_a , г/хв – інтенсивність виділення ЗА за хвилину; V_{Mn} – інтенсивність виділення марганцю; V_{Al} – інтенсивність виділення алюмінію.

Вони свідчать, що інтенсивність виділення ЗА збільшується при пульсуючому оплавленні рейок.

Аналіз хімічного складу ЗА (табл. 2) показав, що він містить такі шкідливі компоненти як марганець та алюміній у незначній кількості. Відповідно решта компонентів ЗА належить залізу, який становить переважну кількість як у складі рейок, так і у складі ЗА. Інтенсивність виділення цих компонентів (табл. 1) змінювалася відповідно до способу оплавлення. Для контактної стикової зварювання безперервним оплавленням ці значення були менші, оскільки в даному випадку застосовували більші струми.

Для розрахунку кінцевих показників гігієнічної оцінки КСЗО користувались методичним стандартом ДСТУ ISO 15011-4:2008 [14]. Результати розрахунків, тобто гігієнічний клас даного способу зварювання наведено в табл. 3.

Згідно класифікації [14] найменші значення інтенсивності виділення ЗА належать до позначки класу «А», а найбільші – «Е». Цифровий клас ЗА може змінюватися від 0 до 5: 0 – найбільш шкідливий; 5 – найменш шкідливий. Номер класу способу зварювання вказує на відповідну токсичність ЗА і на приблизну його концентрацію, якої необхідно дотримуватися. Двозначне позначення класу цифрою та літерою дає можливість отримати загальний показник ступеню впливу ЗА на організм зварника.

Згідно з проведеними розрахунками (табл. 3) рівень виділення ЗА як при безперервному, так і при пульсуючому контактному зварюванні рейок Р65 належить до одного і того ж класу – «4d». Для цього класу характерні коливання інтенсивності виділення ЗА від 15 до 25 мг/с, а граничне значення токсичності ЗА LV_{WF(A)} знаходиться в межах 3,5...4,5 мг/м³.

Важливим фактором, що впливає на умови праці при зварюванні є наявність у повітрі робочої зони таких газів як монооксид вуглецю CO та діоксид азоту NO₂. Концентрація цих газів у зоні зварювання регламентується санітарними нормами [18].

Результати досліджень концентрації CO і NO₂ на робочому місці при КСЗО рейок Р65 залежно від режиму зварювання наведено в табл. 4 з урахуванням похибки вимірювань.

Таблиця 2. Хімічний склад зварювального аерозолю, що утворився при контактному стиковому зварюванні оплавленням

Речовина	Mn	Al	Fe
Мас. %	1,53	1,15	Решта

Таблиця 3. Показники гігієнічної оцінки контактної стикового зварювання безперервним та пульсуючим управлінням рейок Р65

Режим зварювання	$I_{зв}, A$	$V_a, \text{мг/с}$	$LV_{WF(A)}^2, \text{мг/м}^3$	Гігієнічний клас
Безперервний	9464	14,5	3,874	4d
Пульсуючий	24752	19,7	3,874	4d

Результати даних досліджень показали, що концентрація монооксиду вуглецю підвищується зі збільшенням зварювального струму і може перевищувати гранично допустиму концентрацію (ГДК), яка становить 20 мг/м³ згідно з нормативним значенням [18]. Концентрація діоксиду азоту змінюється несуттєво і не перевищує ГДК (2 мг/м³). При цьому монооксид вуглецю виділяється більше при пульсуючому оплавненні, а діоксид азоту – при безперервному оплавненні.

Результати досліджень дисперсного складу зварювальних аерозолів нанорозмірних фракцій. Результати досліджень дисперсного складу ЗА нанорозмірних фракції при контактному зварюванні безперервним оплавненням, виконаних за методами Паде-Лапласа та кумулянтним, наведено на рис. 4–6. Два зазначені методи використано для підвищення достовірності результатів досліджень. При цьому реєстрували інтенсивність випромінюваного сигналу, створеного опроміненням частинок ЗА, об'єм, який частинки займають у пробі, а також кількість частинок у пробі. Таким чином, було встановлено, що середній аеродинамічний діаметр частинок ЗА становить 295,2 нм.

Результати даних досліджень показали, що дані, отримані кумулянтним методом, кореспондують із даними, отриманими методом Паде-Лапласа.

Зокрема, середній аеродинамічний діаметр частинок ЗА у пробі становить 310,13 нм, тоді як середній діаметр відповідно до інтенсивності сигналу, що випромінюється, становить 341,77 нм. За займаним об'ємом середній діаметр ЗА становить 371,86 нм, а за кількістю частинок у пробі – 236,41 нм (рис. 7–9). Разом з тим у пробі ЗА виявлено частинки розміром від 70,81 нм до 1071,8 нм.

Результати визначення середнього аеродинамічного діаметру ЗА, відібраних при контактному стиковому зварюванні пульсуючим оплавненням показали наступне. Відповідно до методу Паде-Лапласа за інтенсивністю випромінюваного сигналу, займаним об'ємом та кількістю частинок у пробі цей діаметр частинок як і при безперервному оплавненні становить 295,2 нм.

Разом з тим, як видно з рис. 10, 11 у пробі спостерігається розподіл частинок на фракції, а

Таблиця 4. Концентрація CO і NO₂ на робочому місці при стиковому зварюванні на різних режимах зварювання

Режим зварювання	$I_{зв}, \text{kA}$	Масова концентрація, мг/м ³	
		CO	NO ₂
Безперервний	9,464	18,8 ± 2,0	1,3 ± 0,5
Пульсуючий	24,752	20,4 ± 2,1	1,2 ± 0,5

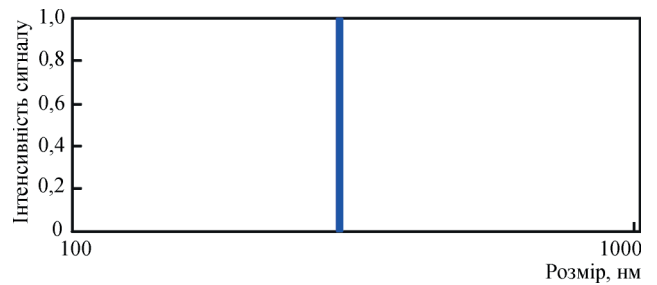


Рис. 4. Середній діаметр частинок ЗА за інтенсивністю сигналу, що випромінюється частинками (метод Паде-Лапласа)

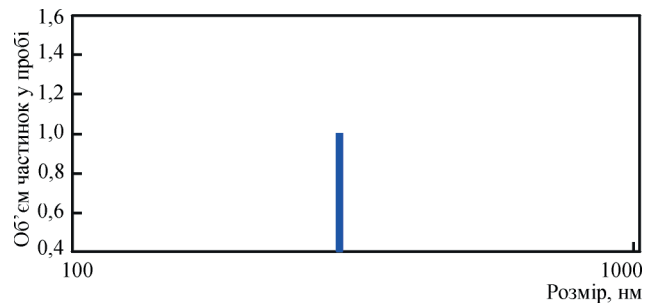


Рис. 5. Середній діаметр частинок ЗА за займаним об'ємом (метод Паде-Лапласа)

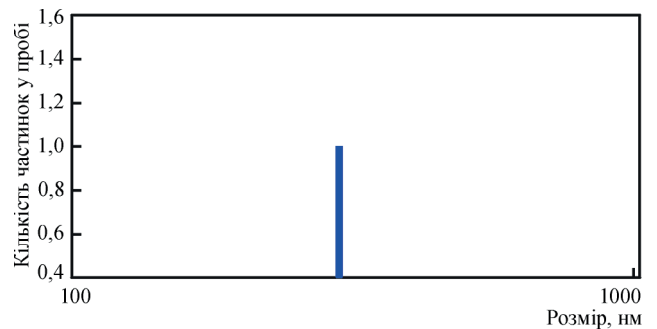


Рис. 6. Середній діаметр частинок ЗА за кількістю частинок у пробі (метод Паде-Лапласа)

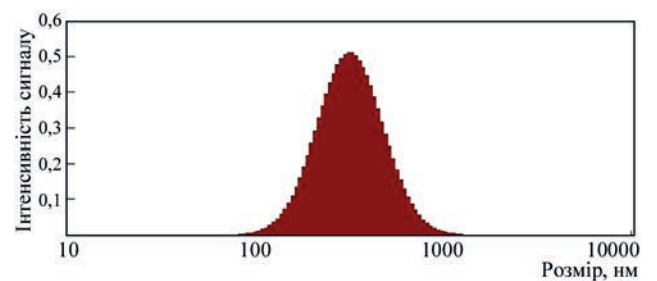


Рис. 7. Розподіл розміру частинок ЗА за інтенсивністю сигналу, що випромінюється частинками (кумулянтний метод)

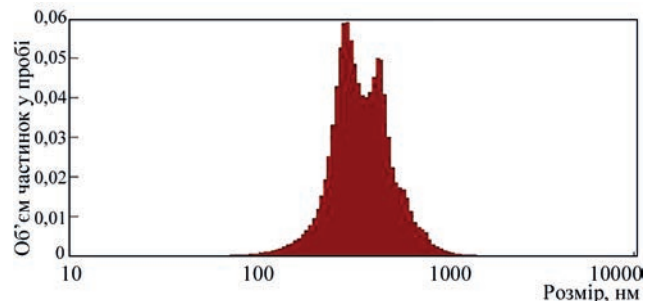


Рис. 8. Розподіл розміру частинок ЗА за займаним об'ємом у пробі (кумулянтний метод)

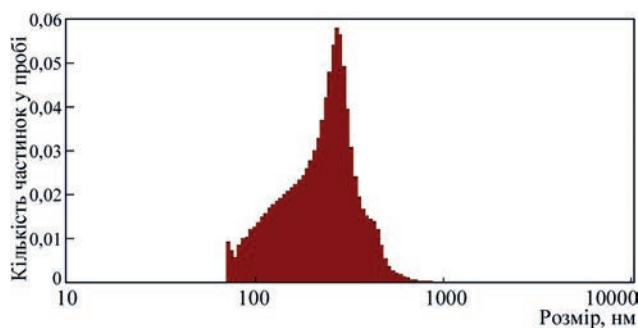


Рис. 9. Розподіл розміру частинок ЗА за кількістю у пробі (кумулянтний метод)

саме 62 % об'єму займають частинки розміром 145,54 нм. Також присутня фракція із середнім розміром 1698,69 нм (38 % об'єму), що може бути пояснено агломерацією частинок у проміжок часу від відбору проби до моменту їх дослідження (24 год).

Своєю чергою, кумулянтним методом встановлено, що середній аеродинамічний діаметр частинок у пробі ЗА становить 292,2 нм, а середній діаметр відповідно до інтенсивності сигналу, що випромінюється, становить 311,01 нм. За займаним об'ємом – 334,53 нм і за кількістю частинок у пробі – 251,97 нм. Окрім того, у пробі виявлено частинки розміром від 102,36 до 851,36 нм.

Аналізуючи проби ЗА, відібрані при контактному стиковому зварюванні безперервним оплавленням, слід зазначити, що вельми близькі дані були отримані за допомогою обох застосованих методів (Паде-Лапласа та кумулянтного). Це свідчить на користь адекватності отриманих результатів щодо розміру частинок, які утворилися як після контактного стикового зварювання безперервним оплавленням, так і пульсуючим.

Подальші дослідження хімічного складу ЗА, відібраних при КСЗО, виконувались за допомогою

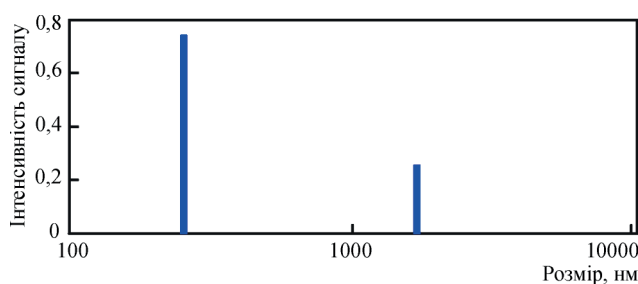


Рис. 10. Середній діаметр частинок ЗА за інтенсивністю сигналу, що випромінюється (метод Паде-Лапласа)

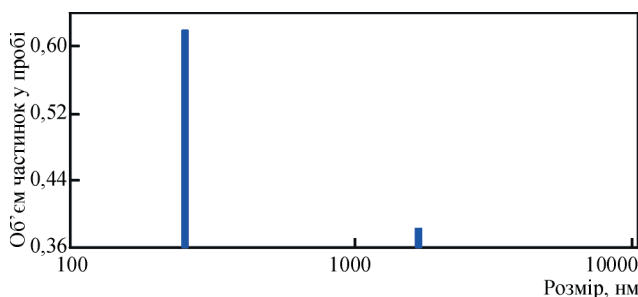


Рис. 11. Середній діаметр частинок ЗА за об'ємом частинок у пробі (метод Паде-Лапласа)

методу атомно-емісійної спектроскопії з індуктивно-зв'язаною плазмою (АЕС-ІЗП). Цей метод дав можливість виявити у відібраних пробах повітря наступні хімічні елементи у високодисперсному/нанорозмірному стані (менше 100 нм): марганець, алюміній, залізо (табл. 5). Разом з цим для гігієнічного оцінювання цих речовин у нанорозмірному стані виконано розрахунок орієнтовно безпечних рівнів впливу (ОБРВ) на організм людини [16, 17]. Це розрахункове значення ОБРВ може бути застосовано як додатковий метод контролю для впровадження (у разі необхідності) управлінських рішень щодо мінімізації впливу шкідливих речовин на організм працівників.

Отже, як видно з табл. 5, концентрації нанорозмірних частин марганцю й заліза є такими, що перевищують розрахункові величини ОБРВ. Це певною мірою свідчить про те, що у даному випадку токсичність ЗА переважно визначається марганцем і залізом, що доцільно враховувати при розробці заходів захисту. При цьому концентрація алюмінію у повітрі робочої зони не перевищує ОБРВ.

Обговорення результатів. Аналіз хімічного складу ЗА (табл. 2) показав, що він містить такі шкідливі компоненти як марганець та алюміній в незначній кількості. Їх масова частка в аерозолі незначна, що пов'язано з низьким вмістом цих компонентів у складі рейок Р65, які зварювалися. Відповідно решта компонентів ЗА належить залізу який становить переважну кількість як у складі рейок, так і у складі ЗА.

Як видно з табл. 1, при контактному стиковому зварюванні пульсуючим оплавленням використовувався струм більш ніж у 2,5 рази вищий, ніж при контактному стиковому зварюванні безперервним оплавленням. Тому й інтенсивність виділення ЗА та його окремих компонентів зі збільшенням величини зварювального струму зростає. Проте це зростання (табл. 1) пояснюється не тільки більшою силою струму в даному випадку, а й впливом самих імпульсів струму на виділення ЗА. Оскільки в момент максимального підвищення сили струму кожного імпульсу відбувається різкий викид пари розплавленого металу за межі зони плавлення. Це сприяє додатковому викиду пари і утворенню більшої кількості аерозолу [19]. Причому різкий вибухоподібний викид парів металу за межі стикового проміжку призводить до нерівноважного утворення ЗА, що забезпечує низький вміст токсичного летучого марганцю у складі цього аерозолу (не більше 1,53 %). А, наприклад,

Таблиця 5. Вміст хімічних елементів у високодисперсному стані, відібраних при контактному стиковому зварюванні оплавленням

Елемент	Вміст у рідині, мг/л	Вміст у повітрі, мг/м ³	ОБРВ, мг/м ³
Mn	0,042 ± 0,001	0,027 ± 0,0006	0,01
Fe	1,130 ± 0,1	0,74 ± 0,06	0,6
Al	0,18 ± 0,005	0,12 ± 0,004	0,2

при дуговому зварюванні в захисних газах низьколегованих сталей на різних режимах вміст марганцю в ЗА може змінюватись від 8,5 до 17,7 % [19], що обумовлено переважно рівноважним утворенням аерозолі. Це свідчить про суттєві санітарно-гігієнічні переваги контактного стикового зварювання оплавленням у порівнянні з дуговим.

Разом з тим, що стосується токсичності цих ЗА, то незалежно від інтенсивності їх виділення розрахункові кінцеві показники гігієнічної оцінки КСЗО [14] показують наступне. Як при безперервному, так і при пульсуючому зварюванні рейок Р65 ці аерозолі належать до одного і того ж класу – «4d» (табл. 3). Це свідчить про їх відносно однаковий шкідливий вплив на організм зварників.

Результати визначення концентрації СО на робочому місці (табл. 4) показали, що лише при стиковому зварюванні пульсуючим оплавленням концентрація монооксиду перевищує ГДК [18]. У інших випадках цього не відбувається. Це слід враховувати при створенні заходів захисту зварників.

Підвищений рівень монооксиду вуглецю при пульсуючому оплавленні можна пояснити більш високим струмом і, відповідно, підвищеною температурою у стиковому проміжку на розплавлених торцях рейок. Це призводить до збільшення інтенсивності окиснення металу і, зокрема, вуглецю наявного у складу металу рейок.

Причиною ж утворення діоксиду азоту є переважно фотохімічна дія ультрафіолетового випромінювання [19] у стиковому проміжку, що й призводить до підвищення інтенсивності окиснення азоту повітря до діоксиду. Тому при контактному зварюванні безперервним оплавленням ультрафіолетове випромінювання діє на азот і кисень повітря без пауз, а отже це окиснення не припиняється у порівнянні з пульсуючим оплавленням.

Результати досліджень середнього аеродинамічного діаметру (рис. 4, 5, 10, 11) та розподілу розміру аерозолів нанорозмірного діапазону (рис. 7–9) дають можливість здійснювати вибір відповідних фільтруючих матеріалів для систем очищення повітря. Вони показали, що такі дані можна отримувати за допомогою методів Паде-Лапласа та кумулянтного, що необхідно для аналогічних досліджень інших способів зварювання.

Гігієнічне оцінювання впливу розміру твердих частинок ЗА на організм людини на основі розрахунку ОБРВ [16] показали, що концентрації нанорозмірних частинок даних аерозолів, які виділяються при КСЗО, перевищують їх граничні величини. Ці результати, які показують як розмір частинок ЗА впливає на їх шкідливу дію на зварників, необхідно враховувати при розробці фільтруючих матеріалів для систем вентиляції і індивідуального захисту органів дихання.

Таким чином, отримані результати даної комплексної оцінки гігієнічних характеристик ЗА, що забруднюють повітря робочої зони при КСЗО,

дали вичерпну інформацію про рівень шкідливого впливу цих ЗА на організм зварників. Ці дані мають бути використані для розроблення адекватних заходів і засобів захисту операторів-зварників та й інших працюючих у виробничих приміщеннях, де застосовується КСЗО. Разом з тим, для проведення остаточної гігієнічної оцінки, враховуючи й інші шкідливі і небезпечні фактори, КСЗО слід також користуватись проведеними раніше результатами щодо електромагнітної безпеки зварників КСЗО [20]. Вважаємо, що аналогічні дослідження варто проводити для гігієнічного оцінювання й інших способів зварювання.

Висновки

1. Встановлено, що контактне стикове зварювання оплавленням рейок Р65 супроводжується виділенням у повітря робочої зони шкідливих речовин у формі аерозолів на рівні нанодіапазону, яким притаманна висока біологічна активність.

2. Результати досліджень показали, що при безперервному оплавленні інтенсивність виділення зварювального аерозолі менша, ніж при пульсуючому оплавленні. При цьому токсичність зварювального аерозолі як при безперервному оплавленні, так і при пульсуючому належить до помірно небезпечного класу 4d. Основними елементами, які визначають токсичність аерозолі, є марганець та залізо.

3. Встановлено, що при контактному стиковому зварюванні оплавленням утворюється аерозоль, у складі якого присутні нанорозмірні компоненти марганцю й заліза у концентраціях, які перевищують розрахункові орієнтовно безпечні рівні впливу на людину. Середній аеродинамічний діаметр частинок ЗА становить 295,2 нм. Разом з тим у пробі ЗА виявлено частинки розміром від 70,81 до 1071,8 нм.

4. Проведені дослідження показали, що стикове зварювання оплавленням супроводжується утворенням на робочому місці таких токсичних газів, як діоксид азоту і монооксид вуглецю у концентраціях, які перевищують гранично допустимі.

5. Використовуючи результати досліджень рівнів виділень аерозолів і газів при застосуванні контактного стикового зварювання оплавленням, можна рекомендувати місцеву витяжну вентиляцію, розраховану на основі отриманих гігієнічних показників.

Список літератури/References

1. Кучук-Яценко С.І. (2018) Техноlogии и оборудование контактной сварки рельсов: 60 лет непрерывных инноваций. *Автоматическая сварка*, **11-12**, 29–45. <https://doi.org/10.15407/as2018.12.03>.
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (2018) Technologies and equipment for flash-butt welding of rails: 60 years of continuous innovations. *The Paton Welding J.*, **11-12**, 25-40. <https://doi.org/10.15407/as2018.12.03>.
3. Губеня І.П., Явдошин І.Р., Степанюк С.Н., Деметська А.В. (2014) К вопросу дисперсности и морфологии частиц в сварочных аэрозолях. *Автоматическая сварка*, **6-7**, 159–162.
4. Gubunya, I.P., Yavdoshchin, I.R., Stepanyuk, S.N., Demetskaya, A.V. (2014) Towards the problem of dispersity and

- morphology of particles in welding aerosols. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 155-158.
3. Berlinger, B., Benker, N., Weinbruch, S. et al. (2010) Physicochemical characterization of different welding aerosols. *Anal Bioanal Chemistry*, **10**, 1773–1789. <https://doi.org/10.1007/s00216-010-4185-7>.
 4. Леоненко Н.С., Демецька О.В., Леоненко О.Б. (2016) Особливості фізико-хімічних властивостей та токсичної дії наноматеріалів – до проблеми оцінки небезпечного впливу їх на живі організми (огляд літератури). *Сучасні проблеми токсикології, харчової та хімічної безпеки*, **1**, 64–76. Leonenko, N.S., Demetska, O.V., Leonenko, O.B. (2016) Specifics of physico-chemical peculiarities and toxic impact of nanomaterials – to problem of assessment of their harmful influence on living bodies (Literature review). *Suchasni Problemy Toksykologii, Kharchovoi ta Khimichnoi Bezpeky*, **1**, 64–76 [in Russian].
 5. Lewinski, N., Colvin, V., Drezek, R. (2008) Cytotoxicity of Nanoparticles. *Small-journal*, **1**, 26 – 49. <https://doi.org/10.1002/sml.200700595>.
 6. Кундієв Ю.І., Корда М.М., Кашуба М.О., Демецька О.В. (2015) *Токсикологія аерозолів*. ТДМУ «Укрмедкнига». Kundiev, Yu.I., Korda, M.M., Kashuba, M.O., Demetska, O.V. (2015) *Toxicology of fumes*. TDMU Ukrmedknyga [in Ukrainian].
 7. Tanneberger, J.F.W.G. (2009) Schweißrauch am Arbeitsplatz – Gefahr für die Gesundheit. *Der Praktiker*, **9**, 328.
 8. Jenkins, N.T., Pierce, W.M.G., Eagar, T.W. (2005) Particle size distribution of gas metal and flux cored arc welding fumes. *Welding Journal*, **84**, 156–163.
 9. Hoet, P.H.M., Brueske-Hohlfeld, I., Salata, O.V. (2004) Nanoparticles – known and unknown health risks. *Journal of Nanobiotechnology*, **2**.
 10. Patel, R.J., Alexander, A., Puri, A., Chatterjee, B. (2021) Current Challenges and Future Needs for Nanotoxicity and Nanosafety Assessment. *Nanotechnology in Medicine: Toxicity and Safety*, 299–314. <https://doi.org/10.1002/9781119769897.ch14>.
 11. Cena, L.G., Chisholm, W.P., Keane, M.J., Chen, B.T. (2015) A Field Study on the Respiratory Deposition of the Nano-Sized Fraction of Mild and Stainless Steel Welding Fume Metals. *Journal of occupational and environmental hygiene*, **12**(10), 721–728. <https://doi.org/10.1080/15459624.2015.1043055>.
 12. Elder, A., Gelein, R., Silva, V. et al. (2006) Translocation of inhaled ultrafine manganese oxide particles to the central nervous system. *Environmental health perspectives*, **114**(8), 1172–1178. <https://doi.org/10.1289/ehp.9030>.
 13. Леоненко О.Б., Леоненко Н.С., Мовчан В.О., Лук'яненко А.О. (2018) Цитотоксичність наночастинок зварювальних аерозолів (огляд літератури). *Сучасні проблеми токсикології, харчової та хімічної безпеки*, **1**, 25–38. Leonenko, O.B., Leonenko, N.S., Movchan, V.O., Lukyachenko, A.O. (2018) Cytotoxicity of nanoparticles of welding fumes (Literature review). *Suchasni Problemy Toksykologii, Kharchovoi ta Khimichnoi Bezpeky*, **1**, 25–38 [in Ukrainian].
 14. ДСТУ ISO 15011-4:2008 (2011) *Охорона здоров'я та безпека у зварюванні та споріднених процесах. Лабораторний метод відбирання аерозолів і газів. Ч. 4. Форма для запису даних про аерозолі*. Київ, Держспоживстандарт України. DSTU ISO 15011-4:2008 (2011) Health and safety in welding and related processes. Laboratory method of sampling fumes and gases. Pt 4. Form for recording data on aerosols. Kyiv, Derzhspozhyvstandard of Ukraine [in Ukrainian].
 15. Мовчан В.О., Сальнікова Н.А., Андрусишина І.М. та ін. (2012) *Спосіб визначення наночастинок в повітрі робочої зони* (Патент України на корисну модель № 72951 від 10.09.2012 р.). Державна служба інтелектуальної власності України. <https://uapatents.com/4-72951-sposib-viznachennya-nanochastinok-v-povitri-robocho-zoni.html>. Movchan, V.O., Salmikova, N.A., Andrusyshina, I.M. et al. (2012) *Method of identification of nanoparticles in air of working area*. Patent of Ukraine on utility model No. 72951 of 10.09.2012 [in Ukrainian]. <https://uapatents.com/4-72951-sposib-viznachennya-nanochastinok-v-povitri-robocho-zoni.html>.
 16. PD 6699-2:2007 (2007) *Nanotechnologies – Part 2: Guide to safe handling and disposal of manufactured nanomaterials*. BSI-British Standards.
 17. Кундієв Ю.І., Трахтенберг І.М., Яворський О.П. та ін. (2016) *Гігієнічне нормування та контроль наноматеріалів у виробничому середовищі*. Методичні рекомендації НАМУ. Kundiev, Yu.I., Trakhtenberg, I.M., Yavorskyi, O.P. et al. (2016) *Hygienic regulation and control of nanomaterials in working environment*. Procedural recommendations of NAMU [in Ukrainian].
 18. (2020) *Гігієнічні регламенти хімічних речовин у повітрі робочої зони*. № 1596 від 14.07.2020 р. (2020) *Hygienic regulations of chemical substances in air of working environment*. No. 1596 of 14.07.2020 [in Ukrainian].
 19. Левченко О.Г. (2015) *Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты*. Киев, Наукова думка. Levchenko, O.G. (2015) *Welding fumes and gases: Formation processes, method of neutralization and means of protection*. Kyiv Naukova Dumka [in Russian].
 20. Levchenko, O., Polukarov, Y., Goncharova, O. et al. (2022) Determining patterns in the generation of magnetic fields when using different contact welding techniques. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **6** (10(120)), 46–53. <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.268699>.

HYGIENIC ASSESSMENT OF FUMES IN FLASH-BUTT WELDING

O.G. Levchenko¹, O.V. Demetska², YU.O. Polukarpov¹, O.M. Honcharova³, O.M. Bezushko³, N.A. Prakhovnik¹, O.S. Ilchuk¹, I.M. Andrusyshyna⁴

¹National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Prospect Beresteisky. E-mail@kpi.ua

²Shupik National Health Care University of Ukraine. 9 Dorohozhytska Str., Kyiv, 04112, Ukraine. E-mail: dalexandra@ukr.net

³E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

⁴SC «Kundiev Institute of Occupational Health of the National Academy of Medical Sciences of Ukraine». 75 Saksaganskogo Str., Kyiv, 01033. E-mail: andrusyshyna.in@gmail.com

The objective of the paper is investigation of hygienic characteristics of harmful substances, which contaminate the air in continuous and pulsed flash-butt welding, to create the appropriate means for welder protection. Description of the methods of studying the chemical composition of welding fumes and gases, dispersed composition of the fumes and assessment of their influence on the welder body is given. It is found that flash-butt welding of R65 rails is accompanied by evolution of harmful substances into the working zone air in the form of fumes at the nanorange level, which are characterized by high biological activity. It is shown that fume toxicity at continuous and pulsed flashing belongs to a moderately dangerous class. The main elements, which determine the fume toxicity, are manganese and iron. It is found that in flash-butt welding the fumes are generated, which contain nanosized components of manganese and iron in concentrations, exceeding the calculated tentatively safe levels of human exposure. Performed studies showed that flash-butt welding is accompanied by generation of such toxic gases as nitrogen dioxide and carbon monoxide in the work place, in concentrations exceeding the limit permissible ones. Obtained results of comprehensive hygienic assessment of the fumes in flash-butt welding provided exhaustive information on the level of harmful influence of these fumes on the welder body. Ref. 20, Tabl. 5, Fig. 11.

Keywords: flash-butt welding, fumes, gases, dimensions, nanosized particles, recommendations

Надійшла до редакції 05.10.2023

100 РОКІВ ВІД ДНЯ НАРОДЖЕННЯ Є.І. ШИНЛОВА



Творчий шлях та сумлінна праця мого батька Шинлова Євгена Івановича – фахівця та науковця в галузі устаткування для стикового контактного зварювання тиском – повністю відповідає словам Бориса Євгеновича Патона: «Пам'ятайте: ми народилися не для того, щоб стояти на місті. Не давайте послаблювати в собі діяльну напругу. Цінуйте кожний свій день і годину».

Є.І. Шинлов народився 24 листопада 1923 р. в українському містечку Красилів, що на березі Случі, у родині сільських вчителів. Долею йому було відведено 80 нелегких років. Йому вдалося пережити голодомор та другу світову війну, сталінські репресії та хрущовську «відлигу», холодну війну та виснажливу гонку озброєнь, брежневський «застій» та горбачовську «перебудову». Застав він і перші кроки України на важкому та довгому шляху до свободи та незалежності.

Як і багато інших провідних спеціалістів Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона, Є.І. Шинлов здобув вищу освіту у Київському політехнічному інституті. Він був направлений до Закарпаття, де працював на підприємстві лісової промисловості у відділі головного інженера і відповідав за технічний стан обладнання. Згодом повернувся до Києва, де і почалась його наукова діяльність в якості молодшого наукового співробітника Інституту машинознавства АН УРСР.

Восени 1953 р. Є.І. Шинлов подав заяву на ім'я Б.Є. Патона про своє бажання працювати в ІЕЗ за фахом як інженер (механік-конструктор). Борис Євгенович направив його на роботу під керівництво Платона Івановича Севбо – головного конструктора Інституту. Згодом він стане і його науковим керівником. Попереду була аспірантура без відриву від виробництва.

Є.І. Шинлов концентрує свою увагу на розробці машин і гідрообладнання для стикового контактного зварювання тиском залізничних рейок і труб. У відділі, яким він керував, було розроблено устаткування для стикового контактного зварю-

вання не тільки труб і рейок, а також обладнання для зварювання шпангоутів для виробів КБ «Південне». Найбільший з них був приблизно три метри в діаметрі для двохступеневих рідино-паливних ракетноносіїв типу РЗ6. Під його керівництвом також було розроблено обладнання для стикового контактного зварювання листового прокату для суднобудування та балок з поворотними розкосами. Унікальними розробками стали комплекси для зварювання труб магістральних трубопроводів діаметром 1420 мм і машини для зварювання криволінійних частин трубопроводів з шарнірно з'єднаними частинами.

Є.І. Шинлов починав розробки гідрообладнання для машин стикового контактного зварювання тиском і згодом створив надійні потужні та економічні гідростанції: станції з декількома номінальними робочими тисками, з азотними гідроаккумуляторами та мультиплікаторами тиску. Для управління процесами зварювання він розробляв компоненти спеціального гідрообладнання та елементи автоматичних слідкуючих систем, які контролювали переміщення та прискорення рухомих частин потужних зварювальних машин. За цими розробками, впровадженими у народне господарство, на початку 70-х років ХХ ст. він захистив кандидатську дисертацію. Практично усі розробки (а їх у нього було більше ста) виконані в співавторстві з колегами і знайшли своє відображення в авторських свідоцтвах. У своїй монографії «Гидрооборудование машин для контактной стыковой сварки», яку видано під редакцією А.І. Чвертка, він виклав основні найважливіші моменти та особливості проектування гідрообладнання для машин стикового контактного зварювання тиском. Найвідоміші види устаткування для контактного зварювання, які він з колегами розробляв, можна знайти в двотомному атласі розробок ДКТБ ІЕЗ ім. Є.О. Патона.

Цими спогадами я намагаюсь вшанувати пам'ять не тільки мого батька, який присвятив своє життя створенню прогресивного обладнання для стикового контактного зварювання тиском. Хотів би, щоб ми не забували всіх наших колег-фахівців, які вже пішли з життя, а обладнання, яке вони створювали, і зараз працює на благо України.

М.Є. Шинлов
Торонто-Київ



Міжгалузевий учбово-атестаційний центр
Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України



Програми професійної підготовки на 2024 р.

Шифр курсу	Найменування програми		Тривалість	Строки проведення	
1. Підвищення кваліфікації інженерно-технічних працівників					
101	Підтвердження професійної компетентності координаторів (керівників) зварювальних робіт згідно з ДСТУ ISO 14731 «Координація зварювальних робіт. Завдання і функції»	сертифікація	3 тижня (112 г)	березень, жовтень	
102		ресертифікація	24 г	травень, липень, листопад	
103	Розширення області сертифікації координаторів (керівників) зварювальних робіт		6 г	жовтень	
106	Технічне керівництво зварювальними роботами при ремонті діючих трубопроводів (під тиском)	підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	за узгодженням з замовником	
107		переатестація	22 г		
109	Технічне керівництво роботами по контактному стиковому зварюванню залізничних рейок		72 г	лютий-грудень	
111	Підготовка і атестація голів комісій з атестації зварників – експертів Українського атестаційного комітету зварників (УАКЗ)		3 тижня (112 г)	квітень, грудень	
112	Розширення області атестації голів комісій з атестації зварників – експертів УАКЗ (згідно з НПАОП 0.00-1.16-96)		8 г	травень, грудень	
1121	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників згідно з ДСТУ EN ISO 9606-1		32 г	червень	
1122	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників пластмас згідно з ДСТУ EN 13067		72 г	травень	
113	Підготовка і атестація членів комісій по атестації зварників:	фахівців технологічних служб, відповідальних за організацію атестації зварників	2 тижня (72 г)	по мірі комплектування груп	
114		фахівців служб технічного контролю, відповідальних за контроль зварних з'єднань (включаючи спеціальну підготовку до атестації по візуально-оптичному методу контролю)	2 тижня (74 г)		
115		фахівців служб охорони праці підприємств	2 тижня (74 г)		
116	Розширення області атестації членів комісій по атестації зварників – фахівців технологічних служб по зварюванню (згідно НПАОП 0.00-1.16-96)		6 г	травень	
117	Розширення повноважень членів комісій по атестації зварників – фахівців технологічних служб по зварюванню на право атестації зварників згідно з ДСТУ EN ISO 9606-1		32 г	по мірі комплектування груп	
118	Розширення повноважень членів комісій по атестації зварників – фахівців з технічного контролю на право атестації зварників згідно з ДСТУ EN ISO 9606-1		24 г		
119	Підтвердження повноважень (переатестація) голів комісій з атестації зварників – експертів УАКЗ з розширенням повноважень на право атестації зварників згідно з ДСТУ EN ISO 9606-1		32 г	січень, березень, травень, жовтень, листопад	
120	Підтвердження повноважень (переатестація) членів комісій по атестації зварників:	фахівців технологічних служб по зварюванню з розширенням повноважень на право атестації зварників згідно з ДСТУ EN ISO 9606-1	32 г	січень, березень, травень, жовтень	
121		фахівців з технічного контролю	16 г		
122		фахівців з технічного контролю (включаючи спец. підготовку до атестації по візуально-оптичному методу контролю)	36 г		
123		фахівців з охорони праці	16 г		
130	Перепідготовка фахівців зварювального виробництва по програмах Міжнародного інституту зварювання (МІЗ) із присвоєнням кваліфікації:	Міжнародний інженер із зварювання	453/ 128 г ¹	квітень, листопад	
132		Міжнародний технолог із зварювання	372/91 г ¹		
134		Міжнародний спеціаліст із зварювання	248/60 г ¹		
135		Міжнародний практик із зварювання	114 г		
136		Міжнародний дизайнер (конструктор) із зварювання	40 г	за узгодженням з МІЗ	
137		Міжнародний інспектор із зварювання	повного рівня	230 г	по мірі комплектування груп
140			стандартного рівня	170 г	
139	базового рівня		115 г		
149		фахівців, які мають кваліфікацію «Міжнародний інженер/технолог із зварювання»	76/78 г		
141	Металографічні дослідження металів і зварних з'єднань	спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	по мірі комплектування груп	
142		переатестація	22 г		
143	Фізико-механічні випробування матеріалів і зварних з'єднань	спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (72 г)		
144		переатестація	20 г		
145	Емісійний спектральний аналіз (стилоскопіювання) металів і сплавів	спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (74 г)		
146		переатестація	22 г		
151	Виробництво зварювальних матеріалів: організація, технології і системи управління якістю		2 тижня (72 г)	за узгодженням із замовником	

Тематичні семінари (можливе проведення на території замовника)			
161	Нормативно-технічна документація у зварювальному виробництві, стан і перспективи	2 дні (16 г)	березень, червень, жовтень
162	Забезпечення якості зварювання. Вимоги національних і міжнародних стандартів	2 дні (16 г)	квітень, червень, жовтень
163	Виготовлення конструкцій із сталі згідно з вимогами ДСТУ EN 1090	32 г	лютий

2. Підвищення кваліфікації педагогічних працівників системи професійної освіти в галузі зварювання

203	Підвищення кваліфікації майстрів (інструкторів) виробничого навчання зі зварювання	110 г	за узгодженням із замовником
204	Підвищення кваліфікації викладачів спеціальних дисциплін професійно-технічних навчальних закладів по напрямку «Зварювання»	40 г	

3. Професійна підготовка, перепідготовка і підвищення кваліфікації кваліфікованих робітників в галузі зварювання і споріднених технологій

(з присвоєнням кваліфікації відповідно до національної і міжнародної кваліфікаційних систем)

Курсова підготовка ЗВАРНИКІВ:

301	ручного дугового зварювання покритими електродами (ММА) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	9 тижнів (356 г)	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
302	ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	5 тижнів (192 г)	
304	механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG) (з присвоєнням національної і міжнародної кваліфікації)	7 тижнів (276 г)	
306	автоматичного дугового зварювання під флюсом / в захисних газах	3 тижня (112 г)	
308	контактного (пресового) зварювання рейок з атестацією відповідно до ДСТУ EN 14732	3 тижня (112 г)	
309	пластмас (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб) з атестацією відповідно до ДСТУ EN 13067	5 тижнів (196 г)	

Підготовка зварників по програмах Міжнародного інституту зварювання із присвоєнням кваліфікації:

310	Міжнародний зварник кутових швів (IFW) з атестацією по EN ISO 9606-1	130 – 210 г ²	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
312	Міжнародний зварник плоских з'єднань (IPW) з атестацією по EN ISO 9606-1	250 – 380 г ²	
315	Міжнародний зварник труб (ITW) з атестацією по EN ISO 9606-1	360 - 510 г ²	
318	Міжнародний практик-зварник (IWP) з атестацією по EN ISO 9606-1	35 - 153 г ²	

Перепідготовка ЗВАРНИКІВ із присвоєнням кваліфікації «Міжнародний зварник»: (IFW, IPW, ITW)

321	перепідготовка зварників ручного дугового зварювання покритими електродами (ММА) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	76-112 ²	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
322	перепідготовка зварників механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	76-112 ²	
323	перепідготовка зварників ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	76-112 ²	

Підвищення кваліфікації ЗВАРНИКІВ:

330	ручного дугового зварювання покритими електродами	2 тижня (72 г)	постійно, (індивідуальна підготовка за модульною технологією)
331	ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах	2 тижня (72 г)	
333	механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG)	2 тижня (72 г)	
334	механізованого дугового зварювання порошковим дротом	2 тижня (72 г)	

Курсова підготовка контролерів неруйнівного контролю:

343	Спеціалізація – візуально-оптичний контроль	72/196 г ³	індивідуальна підготовка за узгодженням з замовником
344	Спеціалізація – радіографічний контроль	72/196 г ³	
345	Спеціалізація – ультразвуковий контроль	72/196 г ³	
346	Спеціалізація – магнітопорошковий контроль	72/196 г ³	
347	Спеціалізація – капілярний контроль	72/196 г ³	

4. Атестація персоналу зварювального виробництва

400	Атестація координаторів (керівників) зварювальних робіт відповідно до ДСТУ ISO 14731	8 г	проводиться по закінченню курсів 101-109
401	Спеціальна підготовка і атестація зварників відповідно до НПАОП 0.00-1.16-96 і стандартів ДСТУ EN ISO 9606-1,2,3,4,5, ДСТУ ISO14732	72 г	постійно
402	Додаткова і позачергова атестація зварників згідно з НПАОП 0.00-1.16-96	24 г	
403	Періодична атестація зварників відповідно до НПАОП 0.00-1.16-96, ДСТУ EN ISO 9606-1,2,3,4,5	32 г	
405	Спеціальна підготовка і атестація зварників авіаційної промисловості відповідно до ДСТУ ISO 24394	72 г	

406	Періодична атестація зварників відповідно до міжнародного (європейського) стандарту EN ISO 9606-1	24 г	постійно	
407	Спеціальна підготовка і атестація операторів автоматичного зварювання плавленням відповідно до стандарту ДСТУ ISO 14732	72 г		
411	Спеціальна підготовка і атестація зварників на допуск до виконання зварювальних робіт при ремонті діючих магістральних трубопроводів (під тиском)	3 тижня (112 г)	за узгодженням з замовником	
412	Періодична атестація зварників на допуск до виконання зварювальних робіт при ремонті діючих магістральних трубопроводів (під тиском)	32 г		
413	Періодична атестація операторів-зварників контактної-стиківкової зварювання рейок відповідно до ДСТУ ISO 14732 і СОУ 35.2-00017584-030-1:2009 (проводиться по закінченню курсу 308)	32 г		
414	Атестація зварників пластмас відповідно до ДСТУ EN 13067 (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб)		проводиться по закінченню курсу 309	
415	Періодична атестація зварників пластмас (зварювання трубопроводів з поліетиленових труб) відповідно до ДСТУ EN 13067	32 г	щокварталу	
421	Спеціальна підготовка дефектоскопістів до сертифікації згідно з ДСТУ EN 9712	ультразвуковий контроль	32/36 / 64 (I рів) г ⁴	індивідуальна підготовка за узгодженням з замовником
423			40/48 / 72/80 /144 (II рів) г ⁴	
427		радіографічний контроль	36/40 72 (I рів) г ⁴	
430			40/48 / 76/80 / 152 (II рів) г ⁴	
433		візуально-оптичний контроль	16/20 / 30 (I рів) г ⁴	
436	20/24 / 35/40 / 70 (II рів) г ⁴			
448	Переатестація операторів-зварників контактної-стиківкової зварювання рейок відповідно до вимог ДСТУ ISO 14732 і СОУ 35.2-00017584-030-1:2009	32 г	лютий	

5. Тренінги, тестування і підтвердження кваліфікації

501	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників механізованого дугового зварювання плавким електродом в захисних газах (MIG/MAG)	4 – 12 г ⁵	за узгодженням з замовником
502	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG)	4 – 12 г ⁵	
503	Професійне тестування і підтвердження кваліфікації зварників ручного дугового зварювання покритими електродами (MMA)	4 – 16 г ⁵	
512	Практичні тренінги з різних способів зварювання	8 – 32 г ⁵	

¹ – Тривалість навчання визначається залежно від базової професійної підготовки і досвіду роботи у зварювальному виробництві.

² – Тривалість навчання залежить від спеціалізації.

³ – Тривалість програми визначається за результатами вхідного тестування.

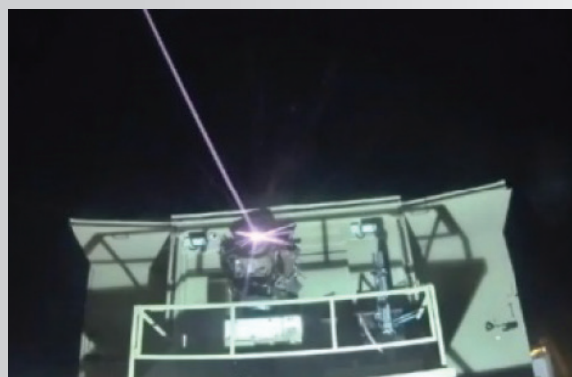
⁴ – Тривалість навчання вказується в направленні ОСП (орган по сертифікації персоналу).

⁵ – Тривалість програми залежить від умов і характеру випробувань.

- За узгодженням із Замовниками можливе проведення навчання по інших програмах, що не ввійшли в даний перелік.
- На період навчання слухачам надається житло з оплатою за готівку.
- Вартість навчання визначається при укладанні договору.
- Для прийому на навчання необхідно направити заяву із зазначенням шифру курсу, кількості фахівців і поштових реквізитів підприємства.

Україна, 03150, м. Київ, вул. Антоновича, 56 Тел. (044) 294-61-65; 294-61-67, 200-82-80, 200-81-09,
E-mail: paton_muac@ukr.net, http://muac.kpi.ua

АВСТРАЛІЙСЬКИЙ БОЙОВИЙ ЛАЗЕР ДЛЯ ЗНИЩЕННЯ БПЛА



Команда вчених з університету Південної Австралії, Університету Аделаїди та Єльського університету представила інноваційний спосіб збільшення потужності волоконних лазерів у 3–9 разів без втрати якості бойового променя. Науковці певні, що технологічний прорив робить волоконні лазери ключовою технологією для оборони від дешевих дронів і дистанційного зондування. Доктор Лінь Нгуєн, співавтор дослідження з Інституту промисловості майбутнього університету Південної Австралії, зазначає: «Потужні волоконні лазери стають дедалі важливішими для захисту від ворожої агресії, особливо, коли оборонні відомства країни зацікавлені у закупівлі дешевих БПЛА». Армія США також працює над власною системою лазерної зброї високої потужності у рамках програми Indirect Fire Protection Capability (IFPC) для захисту від ворожих ракет, артилерії, мінометів, а також крилатих ракет і дронів.

<https://noworries.news/avstralijski-rozrobnyky-stvoryly-deshevyj-bojovij-lazer-shho-znyshhuye-bud-yaki-bpla/>

НАУКОВО-ТЕХНІЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ «СУЧАСНІ НАПРЯМИ РОЗВИТКУ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ»

27 листопада 2023 р. в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України було проведено науково-технічну конференцію «Сучасні напрями розвитку адитивних технологій», присвячену 105-й річниці від дня народження академіка Бориса Патона. Конференцію організовано ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, Товариством зварників України і Міжнародною Асоціацією «Зварювання» при фінансовій підтримці ТОВ «Зовнішньоекономічне представництво КУІЗ ім. Є.О. Патона», ТОВ «Патон Інтернешнл», ТОВ «Вітова», ТОВ «Діагностичні прилади», ТОВ «Червона Хвиля», ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ», ДП «Інженерний центр електронно-променевого зварювання» та ДП «Міжнародний центр електронно-променевих технологій» ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.



Відкриття конференції, академік Ігор Кривцун

Тематика конференції включала наступні напрями досліджень: адитивні технології, що базуються на зварювальних, металургійних та гібридних процесах; електронно-променеві технології в галузі адитивних технологій; 3D друк; селективне лазерне плавлення; математичне моделювання фізичних процесів в адитивних технологіях; матеріали для адитивних технологій; адитивні технології при виготовленні деталей із пластмас та виробів медичного призначення; матеріалознавство в галузі адитивних технологій; неруйнівний контроль в галузі адитивних технологій.

У конференції взяло участь більше 70 фахівців з організацій та фірм Києва, Київської області, Дніпра, Запоріжжя, Каменського, Львова. Було заслухано чотирнадцять пленарних доповідей та представлено 35 стендових доповідей. На youtub-каналі ІЕЗ <https://www.youtube.com/@rewiphd791> було проведено он-лайн трансляцію конференції.

Відкрив конференцію Голова програмного комітету конференції, директор ІЕЗ ім. Є.О. Патона академік Ігор Кривцун. У своїй промові він зокрема сказав, що адитивні технології без перебільшення можна віднести до найбільш актуальних напрямів розвитку сучасного промислового виробництва. В останні роки в розвитку 3D технологій відбувся якісний стрибок, пов'язаний із переходом від створення моделей-прототипів, за якими виготовляли металеві вироби, до безпосереднього друку таких виробів із різних металів і сплавів. Для нашої країни сьогодні однією з найважливіших галузей застосування адитивного виробництва є військова справа. Оперативний 3D друк деталей складної військової техніки дозволяє швидко здійснювати її ремонт, у тому числі в польових умовах. Таким чином, через надзвичайну гнучкість і можливість адаптації до розв'язання широкої номенклатури промислових задач адитивне виробництво стає все більш актуальним в Україні.

Пленарні доповіді були опубліковані в журналі «Автоматичне зварювання» №11, 2023, який було видано до початку конференції. Декілька пленарних доповідей не потрапили до змісту журналу, але були представлені учасниками:

- «WAAM з адаптованими процесами Fronius MIG/MAG AC», *В.В. Оніщук*, ТОВ «Фроніус Україна», с. Княжичі, Київська обл.;

- «Можливості досліджень якості виробів адитивних технологій за допомогою методів неруйнівного контролю», *О.В. Павлій, С.М. Глабець, І.Я. Кухта, О.А. Крюкова*, НВФ «Діагностичні прилади», Київ, НВФ «Ультракон», Київський НУ технологій та дизайну, Київ;

- «Щодо оцінки ймовірності та запобігання реалізації механізму «ductility dip cracking» в умовах багат шарового дугового наплавлення нікелевих сплавів», *Яровицин О.В., Черв'яков М.О., Воло-*



Доповідь Дмитра Ковальчука, НВО «Червона хвиля»



Сесія стендових доповідей



Доповідь Віктора Квасницького, НТУУ «КПІ»



Виставка «Зварювання та споріднені технології»

сатов І.Р., Хруцов Г.Д., Пестов В.А., Наконечний О.О., Черв'якова Л.В., ІЕЗ ім. Є.О. Патона.

У збірці тез доповідей конференції, яка також була вийшла з друку до початку конференції, представлено 50 тез пленарних та стендових доповідей, в яких відображено останні досягнення та практичні результати в галузі сучасних напрямів розвитку адитивних технологій, у тому числі таких, що базуються на процесах зварювання. Зі збіркою тез можна ознайомитись у відкритому доступі за посиланням: <http://pwi-scientists.com/ukr/at2023>.

Під час роботи конференції в ІЕЗ ім. Є.О. Патона було проведено виставку «Зварювання та спорід-

нені технології», у роботі якої взяли участь ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, ТОВ «Патон Інтернешнл», ДП «Інженерний центр електронно-променевого зварювання», ТОВ «Діагностичні прилади», ТОВ «Червона Хвиля», ТОВ «Ультракон», ТОВ фірма «Плазма-Мастер Лтд», ДП «ДКТБ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ». Матеріали, обладнання та технології, які були представлені експонентами, викликали значну зацікавленість у учасників конференції та дозволили встановити нові знайомства та контакти.

Олександр Зельніченко, Ірина Романова

«ДНІПРОМЕТИЗ» – НОВІ РІШЕННЯ ДЛЯ ЗВАРНИКІВ

«Дніпрометиз» – провідний виробник метало-виробів в Україні, що спеціалізується на випуску низько- та високовуглецевого дроту. З метою забезпечення потреб споживачів на підприємстві активно розвивається виробництво зварювального дроту марки Св-08Г2С та 4Si1.

Зварювальний дріт виробництва «Дніпрометиз» успішно конкурує з продукцією європейських виробників на ринках різних країн завдяки високій надійності та європейській якості.

Асортимент упаковки зварювального дроту, що пропонує завод «Дніпрометиз», поповнився новим видом – діжки фасуванням по 250 кг.

Зварювальний дріт у діжках застосовується для роботизованих зварювальних комплексів. Роботу великого виробництва неможливо уявити без роботизованої техніки. Зокрема, зварювання краще довірити спеціальним роботам-зварникам. Робота такого обладнання продуктивніша та відрізняється стабільною якістю, а також повністю виключаються ризики отримати травму під час зварювальних робіт.

Зварювальні роботи автоматично з'єднують і створюють металеві конструкції різного ступеня складності, від величезних до найменших. Безліч моделей та різноманітне програмне забезпечення

дозволяють налаштувати маніпулятор під найтоншу, майже ювелірну роботу. Такі апарати виконують однотипні операції із високою швидкістю. Вони також здатні виконувати різні види завдань як окремо, так і одночасно.

У рамках реалізації інвестиційної програми, спрямованої на модернізацію виробництва, у липні 2023 р. завод отримав нове обладнання з намотування зварювального дроту у діжки по 250 кг. Виробничі потужності – 1 500 тон на рік.

Запуск нової лінії відбувся у жовтні 2023 р. Успішно завершено всі випробування, продукція продемонструвала гарні зварювальні та технологічні властивості.

Використання зварювального дроту у діжках фасуванням 250 кг на виробництві має ряд переваг:

- рівноважність дроту та якісне мідне покриття забезпечує стабільність струмопідведення в контакті (дріт-наконечник);
- продуктивність збільшується завдяки безперервній роботі зварювальних апаратів;
- дріт заправляється в пальник рідше і, як наслідок, зменшуються його втрати на заправні кінці;
- дріт з бочки потрапляє безпосередньо в шланг, завдяки чому він захищений від попадання пилу та засмічення каналу, що подає;



- пошарове укладання дроту по висоті ємності сприяє легкій подачі в зону зварювання та точності його позиціонування у зварному шві;

- упаковка виготовлена з матеріалів, що підлягають повній переробці та не завдають жодної шкоди екології;

- неможливість крадіжки дроту завдяки великій вазі та об'єму упаковки;

- безперервна подача дроту в зону зварювання дає можливість виконання протяжних зварних швів і сприяє поліпшенню їх якості;

- зварникам не потрібно постійно напружуватися фізично, змінюючи касети з дротом і витрачати на це робочий час;

- зменшується потреба в технічному обслуговуванні механізму зварювального апарату.

В даний час близько 98% сталевих конструкцій виконуються зварними. Висока якість і довговічність зварних металевих конструкцій залежить від якості зварювальних робіт та ефективності зварювальних матеріалів. Однією з головних умов зварювання металоконструкцій, що впливає на їх якість та працездатність, є правильний вибір застосовуваного зварювального дроту, який повинен володіти високими технологічними та механічними властивостями, оскільки він є основним матеріалом, що забезпечує необхідний хімічний склад і властивості металу зварного шва конструкцій. При цьому найбільш широко використовується зварювальний електродний дріт із кремнемарганцевої сталі марки типу Св-08Г2С, який випускається як в обмідненому варіанті (для захисту від корозії), так і без покриття. Така популярність по-

яснюється широким спектром застосування, високою універсальністю та відмінною якістю зварного з'єднання.

У виробництві зварювального дроту на заводі «Дніпрометиз» використовується найсучасніше обладнання від провідного шведського виробника Lämneå Bruk AB та високоякісна сировина. Контроль якості катанки, що використовується у виробництві, а також випробування готової продукції проводяться у власній акредитованій лабораторії, укомплектованій приладами та випробувальним обладнанням для хімічного аналізу, механічних тестів, а також зварювально-технологічних випробувань. Це дозволяє заводу випускати продукцію, найвищу якість якої доведено при використанні на провідних промислових підприємствах.

Зварювальний дріт виробництва «Дніпрометиз» СВ-08Г2С та G4Si1 поставляється відповідно до стандартів EN ISO, AWS, TУ.

Система менеджменту якості виробництва відповідає ISO 9001 та сертифікована органом сертифікації систем управління ТОВ «ГЛОБАЛ—СЕРТИФІК». ПрАТ «Дніпрометиз» надано право маркування продукції знаком СС.

Введення в експлуатацію сучасних виробничих потужностей дозволило розширити товарний асортимент, задовольнити попит на зварювальний дріт та забезпечити внутрішній та зовнішній ринки продукцією найвищої якості. Зварювальний дріт виробництва «Дніпрометиз» успішно конкурує з продукцією європейських виробників на ринках різних країн, завдяки високій надійності та європейській якості.

PATON НА ВИСТАВЦІ SCHWEISSEN & SCHNEIDEN 2023

З 11 по 15 вересня 2023 р. в м. Ессен, Німеччина проходила XX міжнародна виставка «Schweissen & Schneiden 2023». Ця подія стала найбільшою в галузі технологій зварювання та різання металів, яка проходить з періодичністю один раз на чотири роки та збирає представників провідних компаній у даних галузях науки та промисловості з усього світу.

Поточна виставка розмістилась у восьми павільйонах загальною площею близько 100000 м² і зібрала понад 800 компаній із 40 країн світу.

Протягом п'яти інтенсивних днів усе оберталось навколо інновацій та нових тенденцій у зварюванні. Як і в будь-якій іншій сфері, тут вирішальну роль в орієнтації на майбутнє відіграють автоматизація та роботизація процесів, які стають все більш суттєвими факторами покращення якості та стабільності характеристик зварних з'єднань.

Компанія PATON спільно з командою Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона були єдиними представниками України, які гідно, нарівні

з іншими учасниками-провідними світовими компаніями в галузі зварювання та різання металів, презентували свої новітні розробки та продукцію.

Відвідувачі стенда PATON мали унікальну можливість ознайомитися з новинками асортименту зварювального обладнання та матеріалів, отримати вичерпну інформацію про продукцію українського бренду, а також поспілкуватися з представниками компанії. На стенді було представлено нову модель аргонодугового апарату PATON StandardTIG-200 D, а також нові моделі зварювальних інверторів PRO-200 D і PRO-250 D. Апарат StandardTIG-200 D призначений для TIG та MMA зварювання постійним струмом до 200 А, а в складі із зовнішнім блоком подачі дроту PATON Feeder також може працювати в режимах напівавтоматичного зварювання MIG/MAG. Цифрові зварювальні інвертори PRO-200 D і PRO-250 D призначені для зварювання в режимах MMA, TIG і MIG/MAG (також при підключенні до зовнішнього блоку подачі дроту PATON Feeder). Особливістю даних мо-



делей є абсолютно новий інтерфейс, який включає збільшений РК-екран і налаштування більше ніж 30-ти параметрів зварювання за допомогою джойстика. Такий інтерфейс значно підвищує зручність і швидкість підготовки апарата до роботи, а можливість збереження в пам'яті до 16-ти наборів налаштованих користувачем параметрів економить час зварника на переключення між виконанням типових зварювальних завдань.

Особливу увагу відвідувачів привернули до себе зварювальні апарати серії MINI, ключовою перевагою яких є поєднання компактності, функціональності та продуктивності. Це найкомпактніші апарати в асортименті обладнання PATON із тривалістю навантаження не менше 40 % на номінальному струмі в 150 А, які незважаючи на свої малі габарити та вагу лише в 3,3 кг, можуть впевнено зварювати електродами діаметром 1,6...4 мм із будь-яким типом покриття.



Також компанією було представлено ще один із найважливіших сегментів асортименту – комплекти для промислового зварювання на прикладі PATON ProMIG-350-15-4 WK. Даний комплект призначений для організації повноцінного мобільного зварювального поста для вирішення різноманітних завдань в цехах виробничих та сервісних підприємств. Комплект обладнання в такому виконанні дозволяє організувати комфортний процес зварювання, забезпечуючи при цьому високий рівень мобільності, продуктивності та комфорту для зварника.

Підсумовуючи результати участі у виставці «Schweissen & Schneiden 2023», хочеться відзначити інтерес споживачів із різних куточків світу до зварювального обладнання, матеріалів і технологій від українських розробників та виробників. За п'ять днів командою PATON було проведено велику кількість перемовин з існуючими та потенційними клієнтами. Окрім цього, команда змогла долучитися до ефективного обміну досвідом та ідеями з іншими компаніями-виробниками обладнання та матеріалів для зварювання та різання металів, а також представниками супутніх галузей.

Наразі за результатами участі ведуться переговори із постачання апаратів, електродів та аксесуарів PATON новим потенційним клієнтам в Європі, Азії, Латинській Америці та країнах Близького Сходу.

Завдяки своїй широкій функціональності, високій якості та надійності продукція PATON продовжує з успіхом завойовувати закордонні ринки, знаходячи споживачів із різних країн світу та знайомлячи їх з українською продукцією, підтримуючи високий статус маркування «MADE IN UKRAINE» на світовому рівні.

