

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

12
2022

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МІЦНІСТЬ І МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ

Лобанов Л.М., Берднікова О.М., Пащин М.О., Миходуй О.Л., Кушнарєва О.С., Соломійчук Т.Г., Кривий В.І. Зміцнення зварних конструкцій зі сталі 25ХГНМТ обробкою імпульсним бар'єрним розрядом3

ЗВАРЮВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

Пелешенко С.І., Хаскін В.Ю., Коржик В.М., Квасніський В.В., Гринюк А.А., Клочков І.М., Чунлін Д., Альошин А.О. Особливості зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання міцних сплавів на основі алюмінію і берилію (Огляд)9

Лабур Т.М., Коваль В.А., Яворська М.Р. Зварювання алюмінієвого сплаву Д16 плавким електродом з мікролегуванням металу шва20

ПРОЦЕСИ ПАЙКИ

Максимова С.В., Стефанів Б.В. Отримання паяних з'єднань з нітинолу (Огляд)28

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Костін В.А., Григоренко С.Г., Пузрін О.Л., Вржижевський Е.Л. Вплив термічної обробки на підвищення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe38

ЗАХИСНІ ПОКРИТТЯ

Вігілянська Н.В., Грищенко О.П., Янцевич К.В., Іпатова З.Г., Сендеровскі Ц. Корозійна тривкість плазмових покриттів на основі композиційних порошків з інтерметалідом FeAl45

ЕКОНОМІКА ЗВАРЮВАЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА

Маковецька О.К., Пустовойт С.В., Петрук В.С., Онищенко Н.С., Полішко Г.О. Основні напрями досліджень і розробок у галузі зварювання наукових центрів та провідних виробників зварювальної техніки50

ІНФОРМАЦІЯ

Механізована колона для плакування ребрих стінок із використанням методу СМТ55
Учбово-атестаційний центр зварників57
Програми професійної підготовки на 2023 р59
Ювілей С.В. Максимової62
Комплекс і технологія контактної стикової зварювання оплавленням магистральних трубопроводів великого діаметра в польових умовах63
Календар грудня65

CONTENT

STRENGTH AND FRACTURE MECHANICS

Lobanov L.M., Berdnikova O.M., Pashchyn M.O., Mykhoduj O.L., Kushnaryova O.S., Solomiychuk T.G., Kryvyy V.I. Strengthening of welded structures of 25KhGNMT steel by pulsed barrier discharge treatment3

WELDING OF NON-FERROUS METALS

Peleshenko S.I., Khaskin V.Yu., Korzhyk V.M., Kvasnitskiy V.V., Grinyuk A.A., Klochkov I.M., Chunling D., Alyoshin A.O. Features of welding high-strength alloys based on aluminium and beryllium using highly-concentrated heat sources (Review)9

Labur T.M., Koval V.A., Yavorska M.R. Consumable electrode welding of D16 aluminium alloy with weld metal microalloying20

BRAZING PROCESSES

Maksymova S.V., Stefaniv B.V. Producing nitinol brazed joints (Review)28

HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Kostin V.A., Hrygorenko S.G., Puzrin O.L., Vrzhyzhevskiy E.L. Influence of heat treatment on improvement of mechanical properties of welded joints of sparsely-doped titanium alloy Ti-2.8Al-5.1Mo-4.9Fe38

PROTECTIVE COATINGS

Vigilianska N.V., Gryshchenko O.P., Iantsevitch K.V., Ipatova Z.G., Senderowski C. Corrosion strength of plasma coatings Based on composite powders with FeAl intermetallic45

ECONOMICS OF WELDING PRODUCTION

Makovetska O.K., Pustovoit S.V., Petruk V.S., Onishchenko N.S., Polishko H.O. Main directions of welding research and development performed by research centers and leading welding equipment manufacturers50

INFORMATION

Mechanized column for cladding ribbed walls using the CMT method55
Training and certification center of welders57
Vocational training programs for 202359
Anniversary of S.V. Maksymova62
The complex and technology of contact butt welding of main pipelines of large diameter in field conditions63
December calendar65



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподасв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, В.В. Книш,
В.М. Коржик, Ю.М. Ланкін,
Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,
М.О. Пашчин, В.Д. Позняков,
І.О. Рябцев, К.А. Ющенко;
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;
Я. Пілярчик, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

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 2023

Передплатний індекс 70031.
12 випусків на рік (видається щомісячно).
Друкована версія: 3360 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
Електронна версія: 3360 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.
Статті з журналу «Автоматичне зварювання» вибірково
перевідаються англійською мовою в журналі
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kazymyr Malevych Str.
Tel./fax: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

The Journal is included in the list of publications approved
by the Ministry of Education and Science of Ukraine
for the publication of works of applicants for academic degrees
in specialties 131, 132, 151.

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

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

Subscription 2023

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

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

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

ЗМІЦНЕННЯ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ ЗІ СТАЛІ 25ХГНМТ ОБРОБКОЮ ІМПУЛЬСНИМ БАР'ЄРНИМ РОЗРЯДОМ

Л.М. Лобанов¹, О.М. Берднікова¹, М.О. Пашин¹, О.Л. Миходуй¹, О.С. Кушнар'єва¹,
Т.Г. Соломійчук¹, В.І. Кривий²

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

²НПО «Практика, 03057, м. Київ, вул. Металістів, 15.

Розвиток високотехнологічних галузей промисловості стимулює зростання вимог до металу зварних конструкцій, комплексу їх основних та спеціальних властивостей. Використання імпульсних електричних струмів, струмів плазми, імпульсних електромагнітних полів, їх комбінованих впливів для підвищення механічних характеристик металів і сплавів є актуальним у зв'язку з необхідністю заміни традиційних енергоємних технологій обробки зварних конструкцій на більш прогресивні. Застосування в металообробці імпульсного бар'єрного розряду (ІБР), який генерує низькотемпературну плазму на поверхні металу, що обробляється, є новим підходом до оптимізації механічних властивостей високоміцних сталей для зварних конструкцій, який базується на електрофізичних процесах. В роботі досліджувалось зміцнення сталі 25ХГНМТ внаслідок дії на її поверхню ІБР. Обробка сталі ІБР проходила в розрядному пристрої при швидкості наростання напруги $\approx 3 \cdot 10^{11}$ В/с. Досліджено вплив періоду часу обробки ІБР на значення твердості по Віккерсу (*HV*) дослідних зразків. Дослідження структури сталі 25ХГНМТ проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії з метою встановлення її змін внаслідок дії ІБР. Встановлено, що значення *HV* після обробки ІБР зростають з 420 до 505 кг/мм², що супроводжується загальним підвищенням щільності дислокацій та диспергуванням мікроструктури, яке може позитивно впливати на механічні характеристики сталі 25ХГНМТ для зварних конструкцій, що працюють в умовах динамічних навантажень. Бібліогр. 13, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: імпульсний бар'єрний розряд, обробка поверхні, низькотемпературна плазма, конструктивна сталь, твердість по Віккерсу, електронна мікроскопія, мікроструктура, субструктура, щільність дислокацій, зміцнення, механічні характеристики

Вступ. Розвиток високотехнологічних галузей промисловості стимулює зростання вимог до зварних конструкцій зі сталей, які працюють в умовах динамічних навантажень при дії високих температур. Резервом підвищення ресурсу таких виробів є розробка технологій металообробки із застосуванням електрофізичних дій. Використання імпульсних електричних струмів (ІЕС), струмів плазми, імпульсних електромагнітних полів (ІЕМП), їх комбінованих впливів для підвищення механічних характеристик металів, сплавів і зварних з'єднань є актуальним у зв'язку з необхідністю заміни традиційних енергоємних технологій обробки елементів зварних конструкцій на більш прогресивні. Результати досліджень електрофізичних процесів, що протікають в металевих матеріалах при дії ІЕС та ЕМП, дають підставу вважати їх перспективними для інженерної практики з позицій енергоефективності та технологічності [1–6].

Застосування в металообробці імпульсного бар'єрного розряду (ІБР), який генерує низькотемпературну плазму на поверхні металу, що обробляється, є новим підходом до оптимізації механічних властивостей металевих матеріалів для зварних конструкцій, який базується на електро-

фізичних процесах. Критерієм доцільності практичного використання технологій зміцнення металів і сплавів із застосуванням ІБР є їх енергоефективність Υ , що визначається значно меншими витратами енергії у порівнянні із термічною обробкою. Величина Υ називається енергетичним виходом (energy yield) і залежить від параметрів ІБР, таких як напруга, швидкість її зростання, частота повторення імпульсів [7].

Це особливо стосується конструкційних сталей, що використовуються у виробках спеціального призначення, які працюють при короткочасній дії високих температур в умовах динамічних навантажень. Особливі вимоги застосовуються до твердості таких сталей, що є однією з характеристик їх захисних властивостей при динамічних контактних взаємодіях зі швидкостями близько 1000 м/с. Прикладом такого матеріалу є сталь 25ХГНМТ, яка використовується у відповідальних конструкціях спеціального призначення. Традиційним методом підвищення твердості такої сталі є гартування, яке здійснюється при температурі $T = 860$ °С в маслі із наступним відпуском при $T = 190$ °С у повітрі [8]. Це є досить енерговитратною технологією, що потребує габаритного металоємного обладнання. Застосування ІБР для

Лобанов Л.М. Scopus Author ID 6603876807, Берднікова О.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9754-9478>,

Пашин М.О. Scopus Author ID 7801572218, Миходуй О.Л. Scopus Author ID 36189953300,

Кушнар'єва О.С. – <http://orcid.org/0000-0002-2125-1795>, Кривий В.І. – <http://orcid.org/0000-0003-2611-528X>

© Л.М. Лобанов, О.М. Берднікова, М.О. Пашин, О.Л. Миходуй, О.С. Кушнар'єва, Т.Г. Соломійчук, В.І. Кривий, 2022

Таблиця 1. Результати аналізу хімічного складу досліджуваних зразків сталі 25ХГНМТ, мас. %

Метал	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	V	Al	Ti	W
Сталь 25ХГНМТ, лист $\delta = 4$ мм	0,27	0,24	0,84	0,004	0,018	0,50	0,95	0,23	0,40	0,03	0,04	0,007	$\leq 0,02$

обробки поверхні сталі 25ХГНМТ з метою покращення її механічних характеристик відкриває нові перспективи застосування електрофізичних процесів у металообробці. Враховуючи наведене, слід вважати доцільним дослідження впливу ІБР на механічні характеристики сталі 25ХГНМТ.

Метою цієї роботи є дослідження впливу ІБР на твердість зразків конструкційної сталі 25ХГНМТ.

Дослідні зразки, обладнання для обробки ІБР та методика досліджень. В якості предмету досліджень використовували плоскі зразки металу розмірами 40×40×4 мм, які підлягали обробці ІБР. Проводили хімічний аналіз зразків згідно стандарту ДСТУ ISO 10012:2005, що підтвердив відповідність матеріалу, що підлягав обробці, хімічному складу сталі 25ХГНМТ згідно ДСТУ 7806:2015 (табл. 1).

Електродна система для дослідження впливу дії ІБР на поверхню сталі 25ХГНМТ та характеристики розряду. Обробка ІБР поверхні зразків проводилася із застосуванням електродної системи (ЕС), конструктивна схема якої показана на рис. 1.

ЕС складалася із досліджуваного зразка 1 сталі 25ХГНМТ, високовольтного електрода 2 та скляного (кварцове скло) діелектричного бар'єру 3 (100×100×1 мм³). Для зменшення крайового ефекту електрод 2 мав заокруглені краї. Діаметр плоскої частини цього електрода становив 36 мм. Обробка велась при газовому проміжку δ завтовшки 1 мм між пластиною 1 та бар'єром 3. Висока

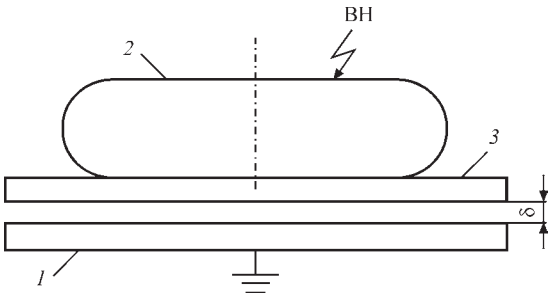


Рис. 1. Схема електродної системи (ЕС) для обробки ІБР зразків сталі 25ХГНМТ: 1 – досліджуваний зразок сталі 25ХГНМТ; 2 – високовольтний електрод; 3 – діелектричний бар'єр; δ – газовий проміжок

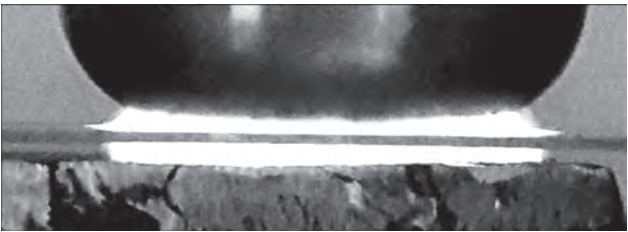


Рис. 2. Зовнішній вигляд ІБР

напруга (ВН) на електрод 2 подавалась від генератора імпульсів (ГІ), який забезпечував уніполярні імпульси напруги амплітудою до 30 кВ зі швидкістю їх зростання $\approx 3 \cdot 10^{11}$ В/с та тривалістю близько 150 нс. До складу ГІ також входив магнітний ключ, який сприяв розряджанню діелектричного бар'єру після проходження прямого імпульсу струму через електродну систему. Амплітуду імпульсів регулювали шляхом зміни постійної напруги U_0 , що подавалась на вхід ГІ. Осцилограми напруги та струму через електродну систему записувалися за допомогою осцилографа TDS1012 та відповідно датчиків Р6015 і Р6021. Всі дослідження виконані при частоті повторення імпульсів 300 Гц. Зовнішній вигляд розряду, який наведено на рис. 2 (час експозиції 0,1 с), свідчить про однорідний характер в проміжку δ , а не ниткоподібний.

Типовий вигляд осцилограм струму $i(t)$ та напруги $u(t)$ режиму ІБР, на якому обробляли зразки сталі 25ХГНМТ, показано на рис. 3 відповідно кривими 1 та 2. Як видно з рисунку, під час дії імпульсу напруги, амплітуда U_m якого досягає 26 кВ, струм ІБР складається з двох основних частин: прямого струму з амплітудою $I_{m1} = 80$ А та зворотного з амплітудою $I_{m2} = 65$ А, котрий обумовлений розрядженням діелектричного бар'єру через магнітний ключ. Розрахунки показують, що під час прямого імпульсу струму амплітудне значення середньої густини струму через пластину становить близько 0,9 А/см².

Досліджували вплив періоду часу обробки на значення твердості сталі. Зразки піддавали ІБР на режимі рис. 3 при варіації часу відповідно 5, 10, 15 та 20 хв.

Із металу зразків готували макрошліфи згідно стандартної методики, на яких проводили дослі-

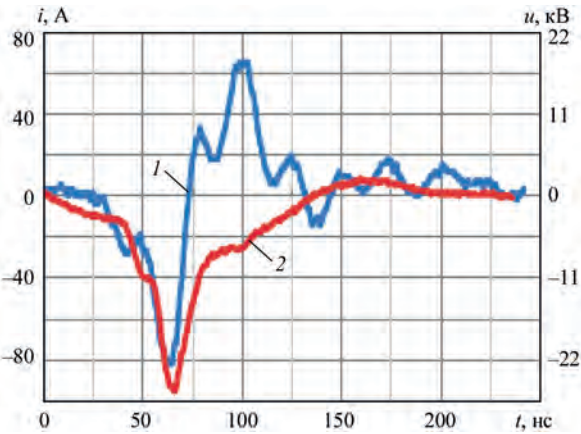


Рис. 3. Типовий вигляд осцилограм струму $i(t)$ – крива 1 та напруги $u(t)$ – крива 2 режиму ІБР, на якому обробляли зразки сталі 25ХГНМТ

дження структури та вимірювання мікротвердості оброблених поверхонь по Віккерсу (HV) згідно стандарту ISO 6507–1:2005. Оцінку значень HV виконували із застосуванням мікротвердоміру М-400 фірми LECO при навантаженні зразків $P = 100$ г.

Дослідження структури на просвіт проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на приладі JEM-200CX (фірми JEOL) при

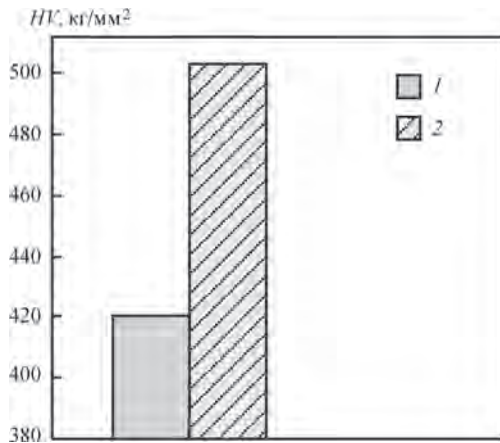


Рис. 4. Твердість сталі 25XГНMT до (1) та після (2) обробки

прискорювальній напрузі 200 кВ з метою встановлення як змінюється структура та фазовий склад металу сталі 25XГНMT внаслідок дії на її поверхню ІБР. Дослідження методом ТЕМ дозволили отримати достовірну експериментальну інформацію на дислокаційному рівні про такі структурно-фазові складові, як нижній або верхній бейніт, відпущений мартенсит та мартенсит гартування, параметри їх тонкої структури та розподіл та щільність дислокацій у сталі до та після обробки. Саме ці структурні складові мають суттєвий вплив на властивості міцності та тріщиностійкості металу високоміцних сталей, що використовуються у виробках спеціального призначення [9, 10].

Результати досліджень та їх обговорення. Встановлено, що максимальний вплив ІБР на твердість сталі 25XГНMT досягається за тривалості обробки зразків у 15 хв (на даному режимі). При цьому значення HV після обробки зростають на 20 %, з 420 до 505 кг/мм² (рис. 4). Це може сприяти підвищенню динамічної міцності зварних конструкцій із даної сталі при їх контактних взаємодіях.

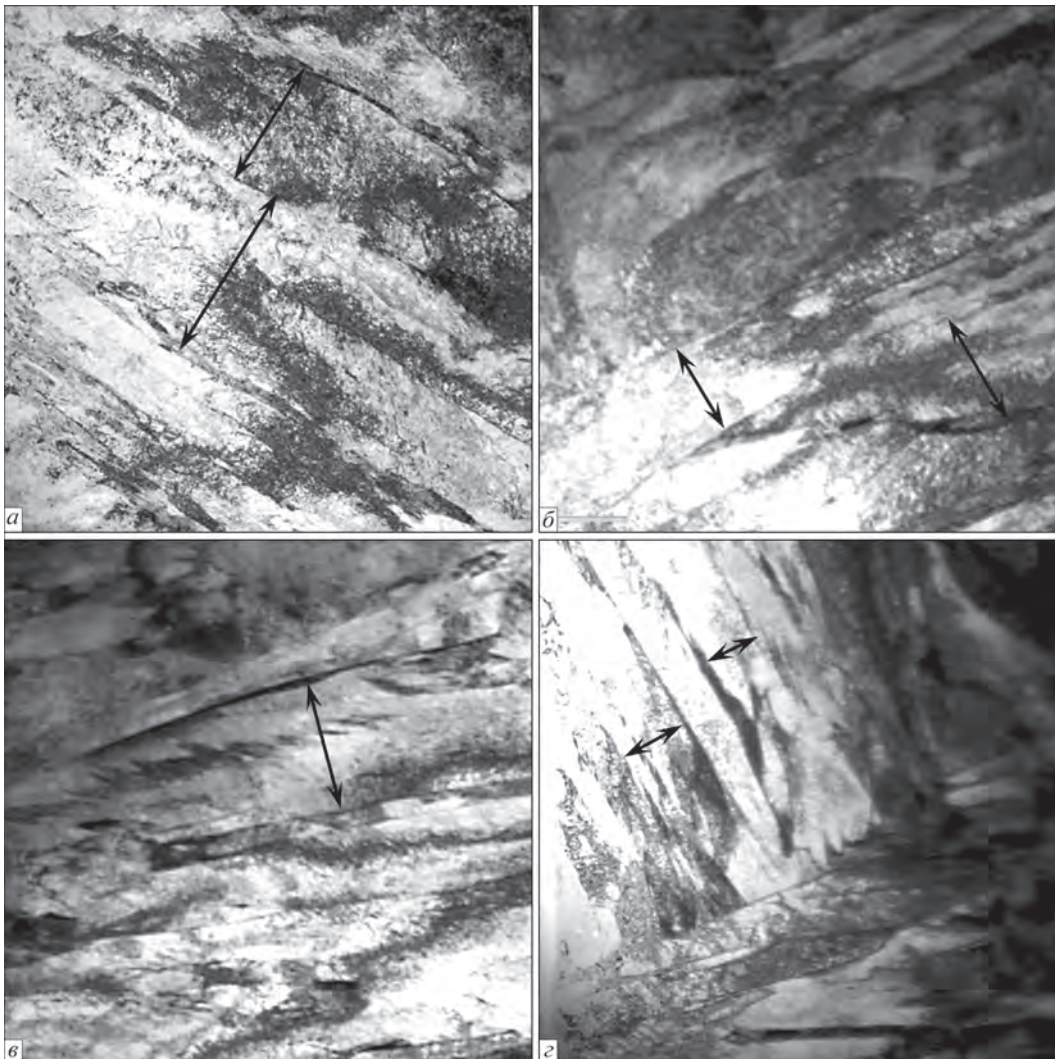


Рис. 5. Тонка структура основного металу сталі 25XГНMT: а – відпущений мартенсит ($M_{\text{відп}}$), $\times 22000$; б – нижній бейніт (B_n), $\times 22000$; мартенсит гартування ($M_{\text{гарт}}$), $\times 18000$; верхній бейніт (B_v), $\times 22000$). Стрілками позначено ширину рейок

У результаті проведених досліджень структури на просвіт методом ТЕМ встановлено наступне. Структура основного металу броньової сталі 25ХГНМТ мартенситно-бейнітна, переважно (до 60 %) відпущений мартенсит ($M_{відп}$) та бейніт нижній ($B_n \sim 30\%$) при рівномірному розподілі щільності дислокацій в об'ємі структурних складових з невеликою часткою мартенситу гартування ($M_{гарт}$, до 5 %) і бейніту верхнього ($B_v \sim 5\%$). Загальний рівень щільності дислокацій складає $\rho = (1...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При деталізації структурних складових основного металу встановлено, що ширина рейкових структур (h_p) стано-

вить: 0,3...2,0 мкм ($M_{відп}$, рис. 5, а); 0,2...1,0 мкм (B_n , рис. 5, б); 0,35...1,5 мкм ($M_{гарт}$, рис. 5, в); 0,3...0,8 мкм (B_v , рис. 5, г).

По глибині від обробленої поверхні (від 0 до 2200 мкм) у поперечному перерізі зразка виявлено зміну структурно-фазового складу, параметрів тонкої структури та щільності дислокацій (табл. 2). По глибині від обробленої поверхні до 300 мкм формується виключно структура відпущеного мартенситу та нижнього бейніту при її подрібненні та рівномірному розподілі щільності дислокацій ($\rho = (2...8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) (рис. 6). У порівнянні з основним металом об'ємна частка

Таблиця 2. Щільність дислокацій ρ в об'ємі структурних складових бейніту нижнього (B_n) та верхнього (B_v), відпущеного мартенситу ($M_{відп}$) та мартенситу гартування ($M_{гарт}$) по глибині від обробленої поверхні та в основному металі (ОМ)

$\rho, \text{см}^{-2}$	Відстань від поверхні, мкм					ОМ
	0...100	150...300	300...1000	1400...1900	2000...2200	
$\rho(B_n)$	$(2...4) \cdot 10^{10}$	$(1...3) \cdot 10^{10}$	$(1...3) \cdot 10^{10}$	$9 \cdot 10^9...2 \cdot 10^{10}$	$8 \cdot 10^9...2 \cdot 10^{10}$	$8 \cdot 10^9...2 \cdot 10^{10}$
$\rho(B_v)$	—	—	$(3...5) \cdot 10^{10}$	$(2...4) \cdot 10^{10}$	$(1...3) \cdot 10^{10}$	$(1...3) \cdot 10^{10}$
$\rho(M_{відп})$	$(5...8) \cdot 10^{10}$	$(4...6) \cdot 10^{10}$	$(4...6) \cdot 10^{10}$	$(3...6) \cdot 10^{10}$	$(2...6) \cdot 10^{10}$	$(2...6) \cdot 10^{10}$
$\rho(M_{гарт})$	—	—	—	$(4...7) \cdot 10^{10}$	$(4...7) \cdot 10^{10}$	$(5...7) \cdot 10^{10}$

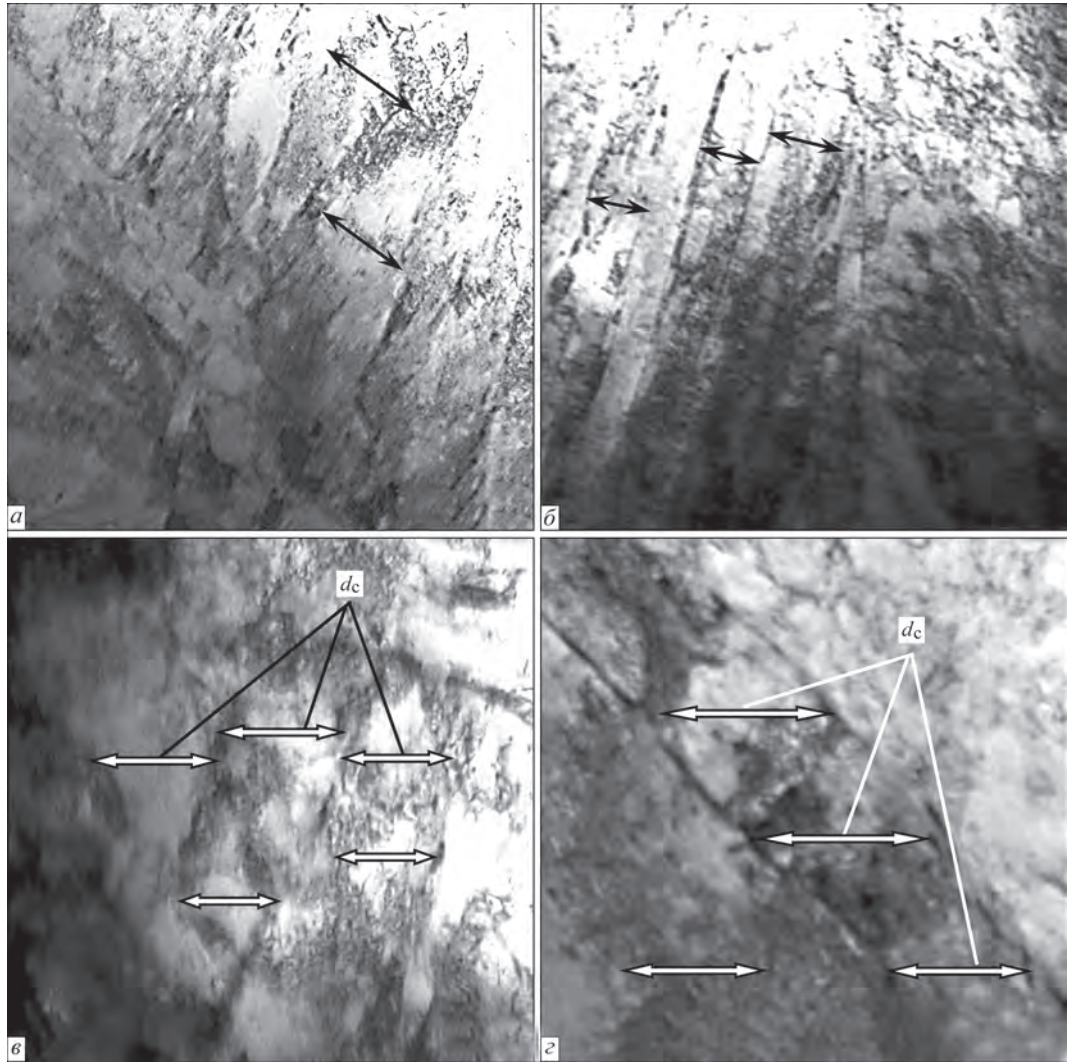


Рис. 6. Тонка структура металу обробленої поверхні сталі 25ХГНМТ: а – відпущений мартенсит ($M_{відп}$), $\times 25000$; б–г – нижній бейніт (B_n), відповідно $\times 22000$, $\times 25000$, $\times 55000$. Стрілками позначено ширину рейок h_p (а, б), комірчасту (в) та фрагментовану субструктуру (d_c) (г)

бейніту нижнього зростає (до 50 %). Ширина рейкових структур (h_p) становить: 0,2...1,3 мкм ($M_{\text{відп}}$, рис. 6, а); 0,15...0,65 мкм (B_n , рис. 6, б). На глибині 300 мкм від обробленої поверхні спостерігається незначна кількість бейніту верхнього ($B_v \leq 3\%$), а на 1400 мкм фіксується мартенсит гартування ($M_{\text{гарт}} \leq 5\%$).

Аналіз субструктури, що формується, показав, що в результаті імпульсного впливу в зоні обробленої поверхні сталі 25ХГНМТ змінюється внутрішня будова дислокаційних комірчастих структур з тенденцією до плавних розорієнтувань (рис. 6, в), що свідчить про перерозподіл дефектів кристалічної ґратки. Також з'являються елементи фрагментованої структури розміром d_c ($h \times l$, ширина $\times$ довжина) = 0,2...0,6 $\times$ 0,3...1,4 мкм ($M_{\text{відп}}$) та 0,1...0,4 $\times$ 0,25...1,0 мкм (B_n) (рис. 6, з).

Середні значення щільності дислокацій в об'ємі та розміри рейок для кожної із структурних складових в поверхневих шарах та основному металі (ОМ) наведено на рис. 7.

З рис. 7 видно, що у порівнянні з основним металом у поверхневих шарах по глибині металу до 2200 мкм спостерігається загальне підвищення (у 1,5 рази, рис. 7, а) щільності дислокацій та подрібнення (у 1,4 рази) рейкових структур, як B_n , так і $M_{\text{відп}}$ (рис. 7, б).

У результаті досліджень методом ТЕМ встановлено, що внутрішній структурі металу (порівняно з ОМ) характерне загальне підвищення щільності дислокацій як в обсязі, так і по границях структурних складових (до $\rho = 7 \cdot 10^{10} \dots 1,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$), формування спектра дислокаційних субструктур:

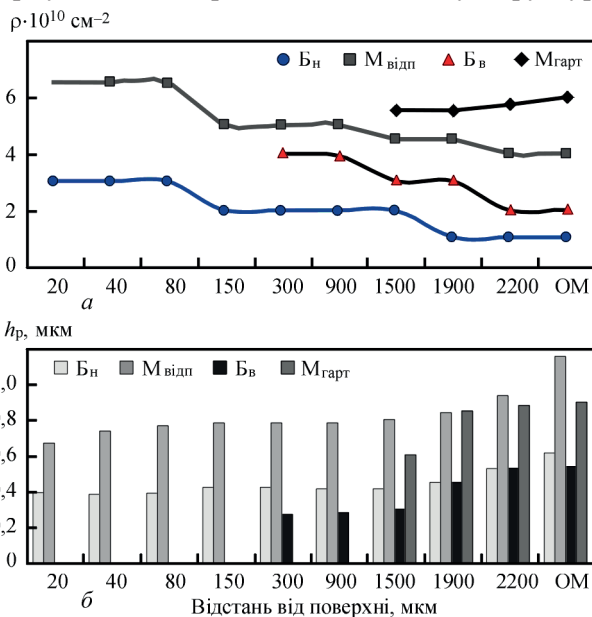


Рис. 7. Зміна середніх параметрів тонкої структури бейніту нижнього (B_n), відпущеного мартенситу ($M_{\text{відп}}$), бейніту верхнього (B_v), мартенситу гартування ($M_{\text{гарт}}$) по глибині від обробленої поверхні та в ОМ: а – щільність дислокацій (ρ) в об'ємі структурних складових; б – ширина рейок (h_p)

комірчастої; комірчастої з плавними розорієнтуваннями та з багатомірними дискретними розорієнтуваннями; з ознаками фрагментації. Такі структурно-фазові зміни сприяють підвищенню загального рівня поверхневого зміцнення металу за рахунок збільшення дислокаційного зміцнення, зумовленого міждислокаційною взаємодією (згідно з теоріями Тейлора, Зегера, Мотта та ін. [11]) та субструктурного зміцнення за рахунок диспергування структури (відповідно залежності Холла-Петча [12]).

Таким чином, у металі обробленої поверхні (порівняно з основним металом) загальне підвищення щільності дислокацій, а також диспергування структури сприятимуть збільшенню загального рівня зміцнення металу. При цьому відсутність мартенситу гартування та бейніту верхнього у поверхневих шарах броньової сталі свідчить про підвищення тріщиностійкості металу у цій зоні [11].

Виходячи з наведених вище даних, у зразку сталі 25ХГНМТ, поверхню якого було оброблено ІБР впродовж 15 хв, спостерігали загальне зміцнення металу, обумовлене підвищенням щільності дислокацій та диспергуванням структури у порівнянні з металом без обробки. В результаті обробки ІБР під дією імпульсного струму в нерівноважних умовах можна отримати метастабільний стан у поверхневих шарах металу [13]. Дія прямого імпульсу струму вірогідно ініціює періодичні коливання атомів, наслідком яких є перерозподіл дефектів кристалічної ґратки. Результатом цього є деформаційне зміцнення металу при загальному підвищенні щільності дислокацій, подрібненні структури та формуванні субструктури. Це сприятиме зміцненню сталі 25ХГНМТ, а також підвищенню її тріщиностійкості [9, 10].

Аналізуючи наведені вище результати, слід зазначити, що локальна обробка ІБР сталі 25ХГНМТ в перспективі може стати базою для розробки низки технологій інженерії поверхні, що будуть направлені на подовження ресурсу металевих матеріалів для зварних конструкцій, які працюють у спеціальних умовах.

Висновки

1. Показано, що застосування імпульсного бар'єрного розряду (ІБР) для обробки сталі 25ХГНМТ є основою для розробки технологій інженерії поверхні, що направлені на подовження ресурсу металевих матеріалів для зварних конструкцій, які працюють у спеціальних умовах.

2. Встановлено, що в результаті 15-хвилинної обробки ІБР сталі 25ХГНМТ відбувається підвищення її твердості по Віккерсу (HV) на 20 % на глибину до 2 мм, що обумовлено подрібненням

мартенситно-бейнітної структури при зростанні частки бейніту нижнього та формуванні дислокаційних субструктур із ознаками фрагментації, яке сприяє підвищенню загального рівня поверхневого зміцнення металу за рахунок збільшення дислокаційного та субструктурного зміцнень.

3. Запропоновано механізм зміцнення сталі в результаті обробки ІБР, який базується на отриманні в нерівноважних умовах метастабільного стану у поверхневих шарах металу. Дія прямого імпульсу струму ініціює періодичні коливання атомів, наслідком яких є перерозподіл дефектів кристалічної решітки. Результатом цього є деформаційне зміцнення металу та подрібнення рейкової структури мартенситу.

Список літератури/References

1. Дубодєлов В.І., Горюк М.С. (2018) *Застосування електромагнітних полів і магнітогідродинамічних явищ для інтенсифікації впливу на металеві системи: світовий та український досвід*. Наука про матеріали: досягнення та перспективи. У 2 т. Т 2, 24–50. Київ, Академперіодика. Dubodelov, V.I., Goryuk, M.S. (2018) *Application of electromagnetic fields and magnetohydrodynamic phenomena for intensification of effect on metallic systems: World and Ukrainian experience*. In: Science of Materials. Achievements and Prospects. In: 2 Vol., Vol.2, 24–50, Kyiv, Akademperiodyka [in Ukrainian].
2. Sydorenko, Y.M., Pashchin M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2020) Effect of Pulse Current on Residual Stresses in AMg6 Aluminum Alloy in Electrodynamic Treatment, *Strength of Materials*, 52(5), 731–737. DOI: 10.1007/s11223-020-00226-2
3. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 2–11.
4. Zhang, Jun, Liu, Ji-De, Zhang, Xin-Fang et al. (2021) Effect of High Density Current Pulses on Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Wrought Superalloy. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 34, 12, 1635–1644. DOI 10.1007/s40195-021-01211-7
5. Diao, Aimin, Wang, Jingpen, Yang, Yuqiu et al. (2022) Fatigue Damage Recovery of 20 Carbon Steel under Pulsed Current. *Tezhong Zhuzao Ji Youse Hejin/Special Casting and Nonferrous Alloys*, 42, 3, 318–322. DOI: 10.15980/j.tzzz.2022.03.009
6. Guo, J.D., Wang, X.L., Dai, W.B. (2015) Microstructure evolution in metals induced by high density electric current pulses. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 31 (13a), 1545–1554. <http://www.maneyonline.com/doi/pdfplus/10.1179/1743284715Y.0000000001doi:10.1179/1743284715Y.0000000001>
7. Fangmin Huang, Li Chen, Honglin Wang, Zongcheng Yan. (2010) Analysis of the degradation mechanism of methylene blue by atmospheric pressure dielectric barrier discharge plasma. *Chemical Engineering Journal*, 162, 250–256.
8. <https://s-metall.com.ua>
9. Kostin, V.A., Poznyakov, V.D., Berdnikova, O.M. et al. (2021) Influence of Structural Transformations on the Mechanical Properties of Welded Joints of Armor Steels. *Materials Science*, 56(4), 472–480. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00453-1>
10. Berdnikova, O.M., Kostin, V.A., Pozdnyakov, V.D. et al. (2020) Structure and crack resistance of special steels with 0.25...0.31 % carbon under the conditions of simulation of thermal cycles of welding. *Automatic Welding*, 5, 3–9. <https://doi.org/10.37434/as2020.05.01>
11. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия. Goldshtein, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B. M. (1986) *Physics of metals of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
12. Фарбер В.М., Беленький Б.З., Гольдштейн М.И. (1975) *Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным*. Физика металлов и металловедение, Т. 3, вып. 2, 403–409. Farber, V.M., Belenkij, B.Z., Goldshtein, M.I. (1975) *Evaluation of strength of low-carbon low-alloy steels by structural data*. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, Vol. 3, Issue 2, 403–409 [in Russian].
13. Гриднев В.Н., Трефилов В.И. (1988) *Фазовые и структурные превращения и метастабильные состояния в металлах*. Киев, Наукова думка. Gridnev, V.N., Trefilov, V.I. (1988) *Phase and structural transformations and metastable states in metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

STRENGTHENING OF WELDED STRUCTURES OF 25KHGNMT STEEL BY PULSED BARRIER DISCHARGE TREATMENT

L.M. Lobanov¹, O.M. Berdnikova¹, M.O. Pashchyn¹, O.L. Mykhodui¹, O.S. Kushnaryova¹,
T.G. Solomiychuk¹, V.I. Kryvyi²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Scientific and Production Association Praktika, 15, Metalistiv Str., 03057, Kyiv, Ukraine

The development of high-tech industries stimulates the growth of requirements for metal of welded structures, a complex of their basic and special properties. The use of pulsed electric currents, plasma currents, pulsed electromagnetic fields and their combined effects to improve the mechanical characteristics of metals and alloys is relevant in connection with the need in replacing traditional energy-intensive technologies of treatment of welded structures with more progressive. The use of a pulsed barrier discharge (PBD) in the metal treatment, which generates low-temperature plasma on the surface of the treated metal is a new approach to optimizing mechanical properties of high-strength steels for welded structures, which is based on electro-physical processes. In the work, strengthening of 25KhGNMT steel as a result of PBD action on its surface was investigated. PBD treatment of steel took place in a discharge device at an increment rate of voltage $\approx 3 \cdot 10^{11}$ V/s. The effect of PBD treatment period on Vickers hardness value (HV) of test specimens was investigated. Studies of the structure of 25KhGNMT steel were carried out by the method of transmission electron microscopy to reveal its changes as a result of PBD action. It was found that values of HV after PBD treatment increase from 420 to 505 kg/mm², accompanied by a general increase in dislocation density and dispersion of microstructure, which can positively affect the mechanical characteristics of 25KhGNMT steel for welded structures operating under dynamic loads. 13 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: pulsed barrier discharge, surface treatment, low-temperature plasma, structural steel, Vickers hardness, electron microscopy, microstructure, substructure, dislocation density, strengthening, mechanical characteristics

Надійшла до редакції 02.08.2022

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИМИ ДЖЕРЕЛАМИ НАГРІВАННЯ МІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ І БЕРИЛІЮ (Огляд)

С.І. Пелешенко³, В.Ю. Хаскін^{1,2}, В.М. Коржик^{1,2}, В.В. Квасніцький^{2,3}, А.А. Гринюк^{2,3},
І.М. Клочков², Д. Чунлін¹, А.О. Альошин^{1,2}

¹Китайсько-український інститут зварювання Академії наук провінції Гуандун, Гуандунська ключова лабораторія перетворення зварювальних технологій. 510650. Китай, Гуанчжоу, вул. Чансін 363

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150. м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

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

Проаналізовано результати зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання широкої номенклатури легких сплавів. Показано, що характерними дефектами з'єднань є гарячі тріщини, внутрішні пори, знеміцнення навколошовної зони, провисання швів, підрізи та нерегулярний характер формування валика підсилення. Встановлено, що для отримання якісних з'єднань необхідно ретельно обирати параметри режимів зварювання, видаляти оксидну плівку з крайок заготовок перед зварюванням, забезпечувати надійний захист зварювальної ванни, в окремих випадках доцільно застосовувати присадні матеріали та попередній або супутній підігрів. Одним з прогресивних способів мінімізації схильності до утворення зазначених дефектів є застосування гібридних лазерно-дугових і лазерно-плазмових способів зварювання. Зварні шви, отримані електронно-променевим і лазерним (CO₂- і волоконний лазер) способами зварювання, досить схожі візуально, за макроструктурною будовою, а також основними характеристиками. Дещо відмінними для різних способів зварювання є параметри міцності швів та необхідна для повного проплавлення металу погонна енергія (зазвичай для волоконного лазера вона приблизно на 30 % менша). Бібліогр. 54, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: зварювання, лазерне, електронно-променеве, лазерно-дугове, лазерно-плазмове, легкі сплави, алюміній, берилій, дефекти, параметри режимів, механічні властивості

Вступ. Алюміній, магній, берилій, а також їхні сплави широко застосовують при виготовленні сучасної техніки, зокрема, в авіа- і ракетобудуванні, що обумовлено унікальним поєднанням властивостей: низької щільності при високих значеннях питомої міцності, корозійної стійкості та теплопровідності. Різноманітність конструкцій з цих матеріалів, а також схильність зварних з'єднань до утворення дефектів викликає необхідність пошуку нових способів зварювання зазначених сплавів. Висока теплопровідність ускладнює розробку класичних дугових зварювальних технологій цих сплавів. Одним з найбільш радикальних способів зменшення впливу теплопровідності на залишковий напружено-деформований стан зварних конструкцій є застосування висококонцентрованих теплових джерел, зокрема лазерних, лазерно-дугових, лазерно-плазмових і електронно-променевих. Зварювання такими висококонцентрованими джерелами нагрівання дозволяє досягати високих показників продуктивності, якості отриманих з'єднань, має високу стабільність та хорошу повторюваність результатів. Однак в літературі є відомості щодо впливу параметрів режимів та умов процесу зварювання на формування зварних з'єднань, їхня схиль-

ність до утворення дефектів не завжди збігається, тому дослідження особливостей одержання з'єднань з легких сплавів на основі алюмінію й берилію із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії є актуальними.

Постановка проблеми. Однією з основних проблем лазерного зварювання легких сплавів є висока відбивна здатність з'єднуваного матеріалу або низький коефіцієнт поглинання ним лазерного випромінювання, який становить до 10 % для довжини хвилі 1,06 мкм [1]. Це сприяє зменшенню ефективного ККД процесу лазерного зварювання. Крім того, процеси зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання ускладнюються через високі значення теплопровідності цих сплавів: 236 Вт/(м·К) для алюмінію та 201 Вт/(м·К) для берилію за нормальних умов [2]. Ще однією проблемою є наявність термодинамічно стійкої оксидної плівки (Al₂O₃ або BeO) на зварюваних поверхнях, потрапляння якої в литий метал шва призводить до його механічного ослаблення [3]. Самі по собі легкі сплави досить чутливі до впливу навколишнього середовища, схильні до утворення у швах оксидних включень і пор при взаємодії з атмосферою повітря [4].

Пелешенко С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-6828-2110>, Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Квасніцький В.В. – <http://orcid.org/0000-0002-7756-5179>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Клочков І.М. – <https://orcid.org/0000-0001-6490-8905>, Чунлін Д. – <https://orcid.org/0000-0003-2672-5985>, Альошин А.О. – <https://orcid.org/0000-0001-9696-6800>
С.І. Пелешенко, В.Ю. Хаскін, В.М. Коржик, В.В. Квасніцький, А.А. Гринюк, І.М. Клочков, Д. Чунлін, А.О. Альошин, 2022

Металургійні процеси зварювання висококонцентрованими джерелами енергії легких сплавів відрізняються існуванням парогазового каналу (keyhole), інтенсивністю випаровування легуючих елементів, а також особливостями кристалізації за умов дії термічного циклу зварювання. При лазерних і гібридних процесах додатково необхідно враховувати взаємодію основного металу з газами навколишнього середовища. Практична реалізація процесів зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання легких сплавів пов’язана з низкою особливостей, що відбиваються на технології, виборі методу і режимів, а також властивостями одержуваних зварних з’єднань.

Метою даної роботи є огляд сучасних досягнень у галузі зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання легких сплавів на основі алюмінію і берилію, які застосовують в авіаційній, ракетній та космічній техніці, визначення основних особливостей процесів зварювання і шляхів усунення характерних недоліків.

Для досягнення мети нами проаналізовано особливості процесів зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання легких сплавів на основі алюмінію і берилію; виділено основні загальні особливості зварювання та фізичне моделювання процесу зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання легких сплавів, що характеризуються незадовільною технологічною здатністю до зварювання.

Аналіз особливостей зварювання висококонцентрованими джерелами нагрівання легких сплавів на основі алюмінію і берилію. Завдяки високим механічним властивостям у сучасній промисловості значний інтерес викликає питання зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів систем Al–Mg–Si (серія 6xxx) [5], Al–Zn–Mg–Cu (серія 7xxx) [6], а також алюмінієвих сплавів, легованих літієм (система Al–Mg–Li) і скандієм (система Al–Cu–Li–Sc) [7]. До широко застосовуваних високоміцних берилієвих сплавів, в першу чергу, відносять трикомпонентні «Локалої» системи Al–Be–Mg марок Lx-59-3 (59Be, 3Mg), Lx-40-3 (40Be, 3Mg) [8]. Основні механічні властивості найбільш поширених легких сплавів наведено у табл. 1. Відзначимо, що зварювання таких сплавів

утруднене у зв’язку з їхньою схильністю до утворення гарячих тріщин і пор.

На відміну від електронно-променевого зварювання [9] розробка технологій зварювання лазерним випромінюванням потребує ретельного захисту шва від впливу навколишнього середовища [10]. У разі зварювання легких сплавів зазвичай використовують такі гази, як гелій, аргон, а також їх суміші. З точки зору газового захисту в зоні дії лазерного випромінювання доцільно застосовувати гази з високим потенціалом іонізації. Рекомендується така схема газового захисту шва при лазерному зварюванні [11]: захист зварювальної ванни та поверхні шва гелієм з витратою 8...10 л/хв, а кореня шва – аргонем з витратою 5...8 л/хв. Особливістю такого газового захисту є стрибкоподібне збільшення глибини проплавлення після подолання певних граничних значень енергії випромінювання. При гібридному лазерно-дуговому зварюванні з дугою плавкого електрода для мінімізації пороутворення і збільшення глибини проплавлення рекомендують до захисного газу аргонем додавати 50 % гелію [12].

Окрім газового захисту, при лазерному [13] і лазерно-дуговому [14] зварюванні можливе застосування флюсового захисту поверхні та кореня шва. Перед зварюванням на поверхню стику та його кореневу частину шляхом фарбування наносять спеціально розроблені флюси. Застосування флюсового захисту дозволяє зменшити вимоги до попереднього збирання стику, збільшуючи можливий зазор між зварювальними крайками у 2...3 рази [15]. До складу флюсів можуть входити графіт, порошки металів, фториди лужних і лужноземельних металів. Такі матеріали сприяють збільшенню коефіцієнта поглинання лазерного випромінювання, покращують поверхневу активність розплаву, забезпечують високий коефіцієнт поверхневого натягу розплаву флюсу. Застосування флюсів для лазерного і гібридного зварювання легких сплавів призводить до перерозподілу балансу енергії, що пов’язано зі збільшенням поглинання енергії випромінювання та видаленням оксидної плівки. При цьому збільшується ефективний ККД процесу, зменшується межа критичної щільності потужності, характерна для лазерного зварювання легких сплавів. На відміну

Таблиця 1. Основні фізико-механічні характеристики деяких алюмінієвих і берилієво-алюмінієвих сплавів (при нормальній температурі) [5, 6, 8]

Марка сплаву	Межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Модуль Юнга, ГПа	Густина, кг/м³	Твердість HB, МПа
5083	130...160	200...280	15	69	2720	70
6061	145...276	240...310	9...14	69...70	2700	65...95
7005	245...290	355...400	8...12	72	2770	90...95
7075	450...500	510...570	3...11	71,7	2810	150...160
Lx-59-3	280...480	220...490	1...9	175...200	2100	250
Lx-40-3	350...490	250...530	1...9	180...200	2100	250

від газового флюсовий захист забезпечує плавне збільшення глибини проплавлення при зростанні енергії, що вводиться.

Як правило, зварюваність легких сплавів висококонцентрованими джерелами нагрівання аналогічна їх зварюваності традиційними дуговими джерелами. У табл. 2 наведено дані зварюваності алюмінієвих сплавів.

Одним з важливих аспектів специфіки зварювання алюмінієвих і берилієвих сплавів є різниця температур плавлення та коефіцієнтів поглинання самих металів та їхніх оксидних плівок. Алюміній і берилій схильні до інтенсивного окиснення при температурах, перевищуючих температуру плавлення. Оксидна плівка має високу температуру плавлення ($>2000 \dots 2500$ °C) і не розплавляється в процесі зварювання, хоча може частково вигоряти через інтенсивне поглинання лазерного випромінювання. Ця плівка характеризується високою адсорбційною здатністю до газів і водяної пари, що призводить до появи у зварювальній ванні газів, пор та різних несучільностей [3]. Частинки плівки можуть потрапляти у зварювальну ванну, утворюючи оксидні включення у швах, що зменшує механічні властивості зварних з'єднань. Тому при лазерному і гібридному зварюванні застосовують спеціальні прийоми, які сприяють руйнуванню та видаленню плівки оксидів і захисту металу від повторного окиснення – від попереднього механічного усунення до лазерного випалювання [17].

Основною відмінністю лазерного зварювання легких сплавів є пороговий характер проплавлення, який починається лише після досягнен-

ня певного рівня щільності потужності (близько 10^6 Вт/см²) [15]. Це пояснюється поєднанням високих коефіцієнтів відбиття, теплопровідності, теплоємності сплавів алюмінію і берилію. При введенні достатньої кількості енергії після початку процесу плавлення коефіцієнт відбиття різко зменшується і відбувається інтенсивне проплавлення металу з утворенням парогазового каналу. Поріг щільності потужності залежить від довжини хвилі випромінювання, параметрів фокусування, швидкості зварювання, товщини та стану поверхні пластин, а також складу матеріалу. Він може бути суттєво зменшеним при гібридному зварюванні в результаті дії дугової або плазмової складової процесу [18].

Наявність порогового рівня потужності лазерного випромінювання, який забезпечує проплавлення при зварюванні, робить особливо актуальним правильний вибір параметрів режимів. Так, автори роботи [15] визначили, що для сплаву 1560 (аналог 5083) потужність CO₂-лазера на рівні 2,0...2,2 кВт забезпечує глибину проплавлення близько 1,5...2,0 мм. За меншої потужності випромінювання проплавлення практично відсутнє через причини високого коефіцієнту відбиття зазначені вище. Подальше збільшення потужності випромінювання призводить до практично лінійного зростання глибини проплавлення.

На сьогодні одними з найперспективніших промислових лазерів визнано волоконні [19]. Однак їх використання може призводити до таких проблем якості формування кореня шва, як нестабільне проплавлення, викиди розплаву і нерів-

Таблиця 2. Зварюваність алюмінієвих сплавів [16]

Серія сплаву	Застосування	Зварюваність	Виключення	Присаджений сплав
1xxx	Технічно чистий алюміній (Al > 99 %). Провідники електричного струму, вироби з високою корозійною стійкістю тощо	Легкозварювані	Ні	Частіше за все 1100
2xxx	Високоміцні аерокосмічні алюмінієві сплави («дюралі»), переважно застосовують у вигляді листів і плит	Переважно незварювані через велику схильність до гарячого розтріскування	Зварюються сплави 2219 і 2519	2319 або 4043
3xxx	Середньоміцні алюмінієві сплави легко піддаються формуванню. Застосовують для теплообмінників, кондиціонерів	Легкозварювані	Ні	4043 або 5356
4xxx	Застосовують для конструкцій і як сплави для зварювання або паяння	"	"	4043
5xxx	Переважно для високоміцних листів та плит	"	Для зварювання 5083 застосовують 5183 або 5556	5356
6xxx	Для пресованих профілів, листів та плит тощо	За відповідної технології хороша зварюваність	Схильні до гарячого розтріскування	4043, 5356
7xxx	Високоміцні аерокосмічні сплави	Переважно незварювані через схильність до гарячого розтріскування і корозії під дією механічних напружень	Зварюються сплави 7003 та 7005 для пресованих профілів та сплав 7039 для листів	5356

ність [20]. Це пов'язано з підвищенням тиску на дно ванни (keyhole effect) при використанні волоконного лазера замість CO₂-лазера, тому виникає необхідність у проведенні досліджень із зварювання волоконним лазером легких сплавів.

Для проведення досліджень із зварювання волоконним лазером у роботі [15] використовували комплекс на основі волоконного ітербієвого лазера фірми «ІРЕ-Полюс» ЛЗ-3,5 потужністю 3,5 кВт. Дослідження показали, що рівень щільності потужності, необхідної для початку проплавлення, при застосуванні волоконного лазера приблизно в 2 рази менший, ніж для CO₂-лазера (рис. 1). В

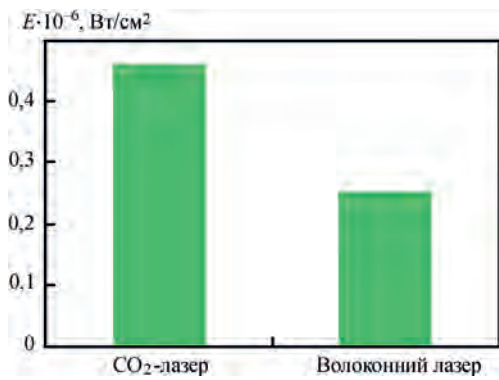


Рис. 1. Залежність порогової щільності потужності проплавлення сплаву 01570 від типу джерела лазерного випромінювання [15]

Таблиця 3. Відношення швидкості режимів зварювання встик пластин зі сплаву 01570 товщиною 2,0 мм різними типами лазерів [15]

Швидкість зварювання, м/хв	Потужність лазерного випромінювання, кВт	
	CO ₂ -лазер	Волоконний лазер
2,0	1,6	1,1
3,0	2,6	1,4
4,0	4,0	1,9

табл. 3, де наведено режими зварювання алюмінієвого сплаву 01570 (AlMg6Mn0.5Sc3) системи Al–Mg–Sc волоконним та CO₂-лазером, видно, що потужність лазерного випромінювання, необхідна для зварювання листа товщиною 2,0 мм волоконним лазером, на 30 % менша, ніж при зварюванні CO₂-лазером. Слід відзначити, що аналогічний сплав досить добре зварюється і електронно-променевим способом [21].

Структури зварених з'єднань алюмінієвих сплавів, отриманих лазерним і електронно-променевим способами, досить близькі [22]. Те саме стосується і з'єднань, отриманих випромінюванням CO₂- і волоконного лазерів. У більшості випадків досліджених зварних з'єднань алюмінієвих сплавів спостерігалися малі ширина шва та об'єм зварювальної ванни. При зварюванні достатньо тонких матеріалів (рис. 2, а) [23] або при певному підвищенні погонної енергії (рис. 2, б) [24] досягається проплавлення з практично паралельними крайками, коефіцієнт форми шва $K < 1$. При цьому заниження та провисання швів знаходяться в допустимих межах. У разі зварювання з недостатньою швидкістю може виникнути провисання шва (рис. 2, в) [25]. Для усунення цього дефекту доцільно застосовувати присадний (а у разі гібридного зварювання – електродний) дріт. Порівняно з традиційним зварюванням дугою плавкого електрода (MIG, GMAW) об'єм розплавленого матеріалу при лазерному або електронно-променевому зварюванні в 2...3 рази менший (рис. 2, г) [26]. Близькі результати спостерігаються при порівнянні висококонцентрованих способів зварювання зі зварюванням дугою неплавкого електрода (TIG) [15, 20].

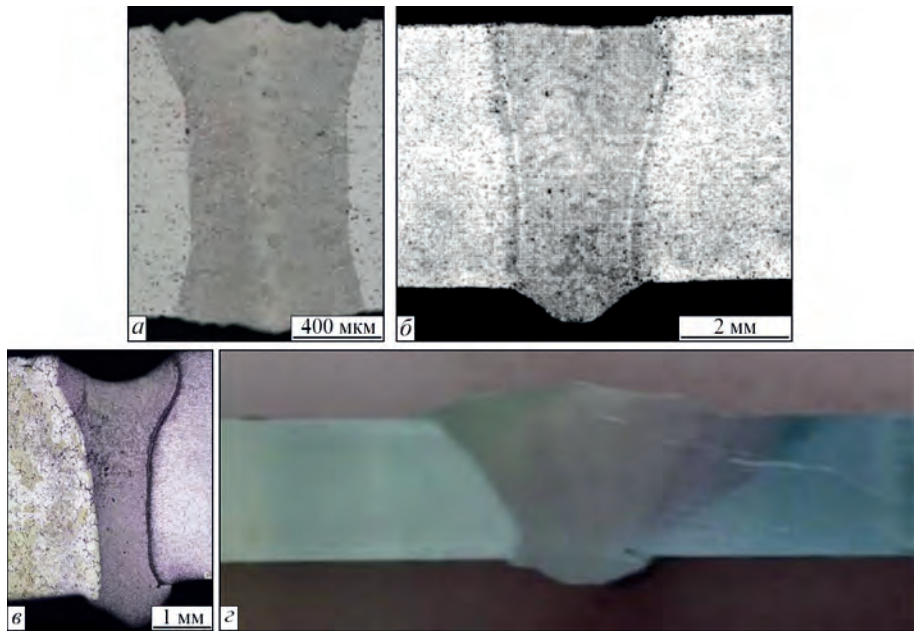


Рис. 2. Результати зварювання алюмінієвих сплавів різними способами: а – лазерний (сплав 6013, товщина 1,25 мм) [23]; б – електронно-променевий (сплав 6061, товщина 5,0 мм) [24]; в – електронно-променевий (сплави 2219 і 5083, товщина 5,0 мм) [25]; г – дугою плавкого електрода (сплав 6013, товщина 5,0 мм) [26]

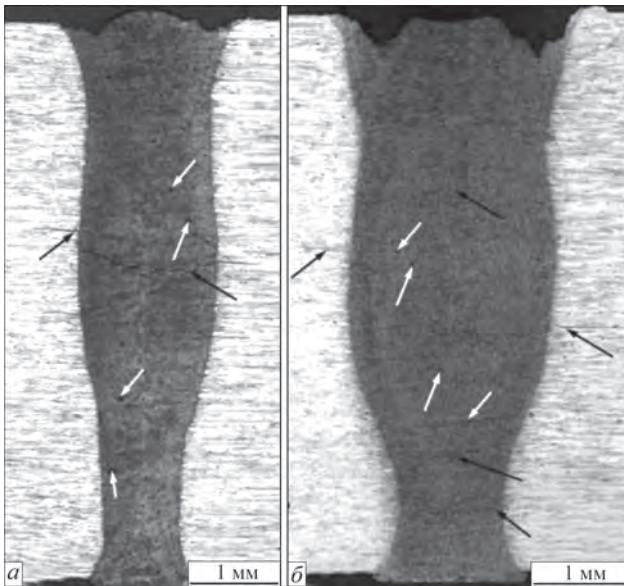


Рис. 3. Мікроструктури поперечних перерізів з'єднань сплаву 7075 (товщина 6,0 мм), отриманих лазерним зварюванням при різних значеннях погонної енергії [27]: а – 90; б – 180 кДж/м; чорні стрілки вказують на мікротріщини, білі – на мікропористість

Проте не завжди можна досягти певної форми шва шляхом коригування режиму зварювання. Так, при зварюванні високоміцних сплавів на кшталт 7075 для мінімізації таких характерних дефектів, як пори і тріщини, доцільно зменшувати погонну енергію (рис. 3) [27]. Для усунення зазначених дефектів може бути використаний супутній локальний підігрів з одночасним введенням присадного матеріалу, тобто гібридний лазерно-дуговий процес (рис. 4) [28]. Дозування енергії електричної дуги в гібридному процесі дозволяє на 30...60 % зменшити об'єм розплавленого матеріалу [29]. При зварюванні елементів автомобільних конструкцій (так званих TWB – tailored welded blanks) використовують також високоміцні сплави (рис. 5) [30]. Для одержання можливості їхньої механічної деформації (штампування) термічну обробку застосовують після зварювання (відпал з температур порядку 450 °С).

Для усунення заниження шва та досягнення стабільного формування верхнього валика підсилення доцільно застосовувати лазерне зварювання з присадним дротом [31] або гібридне лазер-

но-дугове зварювання [32]. Це дозволяє зменшити вимоги щодо збирання стиків та отримати якісні зварні з'єднання при зазорах між крайками заготовок в діапазоні 0,1...1,0 мм. Діаметр і швидкість подачі дроту підбирають, виходячи з товщини зварюваного матеріалу і швидкості зварювання. Зазвичай діаметр дроту при лазерному зварюванні становить 0,6...1,2, при гібридному – 0,8...1,6 мм. Оптимальний кут подачі дроту знаходиться у межах 15...30° від площини стика. Дріт можна подавати спереду від джерела лазерного випромінювання або за ним по ходу зварювання, що може впливати на ефективність і стабільність процесу.

Одним із характерних дефектів зварювання висококонцентрованими джерелами енергії легких сплавів є схильність до утворення пор як через нестабільність проплавлення (пульсації від keyhole effect) [20], так і під впливом водню, який добре розчиняється в алюмінії й берилії при температурі плавлення [33, 34]. Підвищену схильність до пористості мають при зварюванні алюмінієво-магнієві сплави, оскільки магній збільшує розчинність водню в алюмінії [35]. Для зменшення пористості використовують обробку поверхонь перед зварюванням з метою видалення вологи, адсорбованої поверхнею металу, і оксидної плівки, до складу якої входять гідратовані оксиди. Найбільш ефективно для цього застосовувати механічне або хімічне (травлення) видалення оксидної плівки на ширину до 25...30 мм від крайок заготовок по всій довжині з'єднання [36].

Іншим характерним дефектом зварювання висококонцентрованими джерелами енергії легких сплавів є схильність до утворення гарячих тріщин. Тріщини можуть утворюватися навіть при застосуванні імпульсних процесів зварювання, які порівняно з безперервними процесами дозволяють зменшити енерговкладання в зварюваний матеріал. Найбільш ефективним способом усунення цього дефекту є легування шва введенням присадного матеріалу відповідного складу. Так, при імпульсному лазерному зварюванні термооброблюваного алюмінієвого сплаву Al-4,7Mg-0,32Mn-0,21Sc-0,1Zr без присадного металу і з присадкою зі сплаву Al-5Mg спостерігалось утворення дуплексних (стовпчастих)

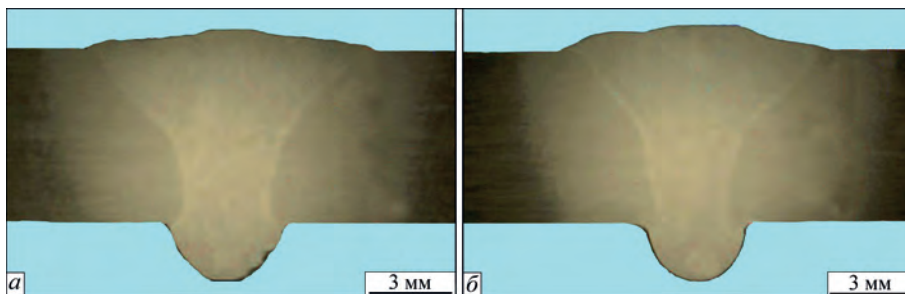


Рис. 4. Мікроструктури поперечних перерізів з'єднань [28], отриманих гібридним лазерно-дуговим зварюванням сплаву 6082 (товщина 6,0 мм) з використанням імпульсної дуги плавкого електрода (а) і CMT (cold metal transfer) процесу (б)

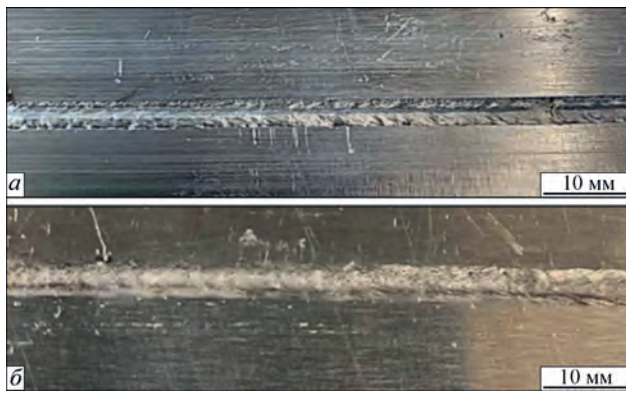


Рис. 5. Зовнішній вигляд зварних з'єднань сплавів 5251 з 6082 [30] (товщина 1,5 мм) у виробках TWB (tailored welded blanks), одержаних електронно-променевим (а) і лазерним (б) способами

і дрібнозернистих) ливарних структур та газової пористості у вигляді дефектів у зоні шва [37]. Використання для зварювання присадного металу типу Al–5Ti–1B забезпечило формування дрібнозернистої структури із середнім розміром зерна $4 \pm 0,2$ мкм без дефектів шва. Середня концентрація легуючих елементів у зварному шві становила 2,8Mg0,2Mn0,1Zr0,15Sc2,1Ti. Межа міцності зварного з'єднання на розтягання становила 260 МПа, що відповідало значенням, характерним для основного металу в литому стані. Після відпалу при температурі 370 °С протягом 6 год цей показник збільшився на 60 МПа, що становило 85 % міцності основного металу в стані після прокатування.

Крім зазначених дефектів, неможна невідзначити токсичність зварювальних аерозолів, що виділяються [38]. Оскільки вміст берилію в повітрі не повинен перевищувати 0,001...0,003 мг/м³, тому його зварювання зазвичай виконують у закритих камерах з контрольованою атмосферою, що забезпечується відсмоктуванням та фільтрацією утворених шкідливих хімічних сполук.

Дослідження здатності до зварювання берилію та його сплавів показують, що литі сплави на його основі можна успішно зварювати TIG, електронно-променевим та лазерним способами [39]. Однак на сьогодні для виготовлення відповідальних конструкцій з берилієвих сплавів перевагу віддають вакуумним технологіям таким, як електронно-променеве зварювання та вакуумне паяння [40].

Основними перешкодами для зварювання берилію є гаряче розтріскування, утворення тріщин через дефекти шва та низьку пластичність [40]. Гаряче розтріскування можна зменшити шляхом контролю хімічного складу зварюваного берилію. В роботі [39] запропоновано контролювати співвідношення Fe:Al таким чином, щоб воно сягало менше за 2,4, при цьому вміст заліза і алюмінію повинен бути мінімальним. Розтріскування, пов'язане з наявністю дефектів та обмеженою пластичністю металу, можна зменшити, знижуючи вміст оксиду BeO та розмір зерен вихідного матеріалу. Крім того, зварюваність берилію також можна поліпшити завдяки зменшенню швидкості зварювання, помірному тепловкладенню, мінімізуючи зусилля фіксації зварюваних деталей, також застосуванням відповідного попереднього або супутнього підігріву. У деяких випадках тріщиноутворення у швах може бути успішно усунуте шляхом введення до зварювальної ванни присадки з алюмінієвого сплаву. В цьому випадку слід враховувати, що використання присадного металу може зменшити робочу температуру та межу міцності зварного з'єднання.

Технологічні дослідження особливостей процесів зварювання берилію висококонцентрованими джерелами енергії показали його схильність до утворення гарячих тріщин. Найбільш ефективним шляхом їхнього усунення є зменшення температури локального перегріву зварюваного зразка, що досягається зменшенням погонної енергії зварювання, наприклад, в результаті підвищення щільності потужності випромінювання шляхом фокусування короткофокусною оптикою з одночасним підвищенням швидкості процесу зварювання. При зварюванні берилію виникають також такі дефекти, як випліскування металу та нерегулярність формування швів. Їх можна усунути при коректному виборі режимів зварювання, зокрема швидкості процесу.

Використання спеціальних легованих присадок з алюмінієм при зварюванні берилію та його сплавів дозволяє підвищувати міцність з'єднань від 0,5...0,6 до 0,7...0,8 міцності основного металу при одночасному зростанні пластичності. Введення в шов додаткових легуючих елементів дозволяє збільшити міцність за допомогою післязварювальної термічної обробки, хоча самі по собі сплави системи Al–Be–Mg не є термозміцнісними. Така термічна обробка забезпечує отримання рівномірних основному металу зварних швів [41].

Міцність швів при зварюванні берилієвих сплавів значною мірою залежить від розмірів кристалітів металу шва (рис. 6). Подрібнення структури шва – один із шляхів отримання зварних з'єднань, що наближаються за міцністю до основного металу: при зменшенні розмірів кристалітів у 3...4 рази (від 1,0 до 0,25 мм) межа міцності металу шва зростає в 3 рази (від 137 до 412 МПа) [41].

При виготовленні спеціалізованих берилієвих деталей для космічних супутників, наприклад, циліндричних корпусів елементів джерел енергії, працюючих при температурі понад 600 °С, не допускається потрапляння в зварні з'єднання сто-

ронніх хімічних елементів, через це не дозволяється застосовувати зварювальні присадні матеріали або замінювати зварювання паянням [42]. В цьому випадку застосовували імпульсне лазерне зварювання. Для зварювання корпусу елемен-

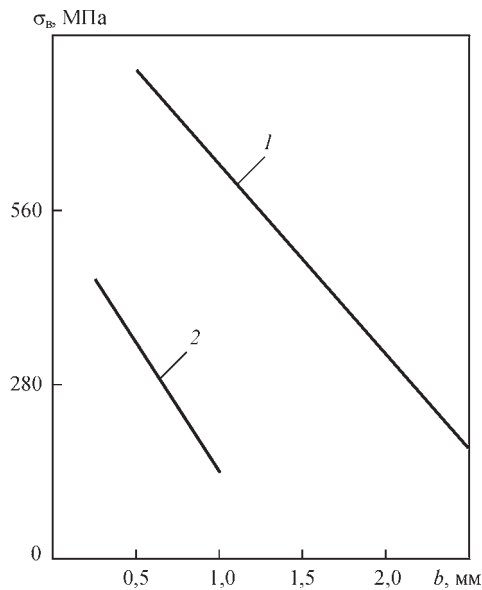


Рис. 6. Залежність межі міцності σ_b берилію та його зварних швів від розміру зерна b [41]: 1 – основний метал; 2 – метал шва

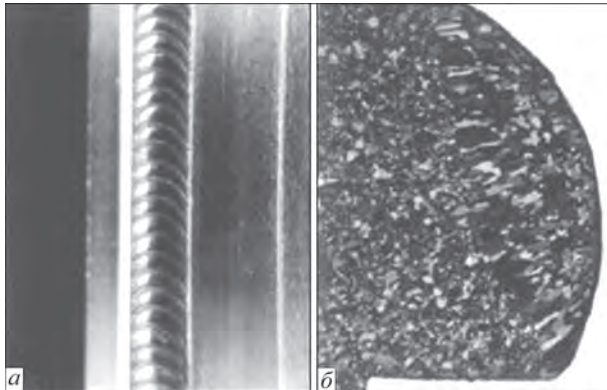


Рис. 7. Лазерне зварювання промислового конструкційного берилію [42]: а – зовнішній вигляд зварного шва діаметром 25,4 мм (лускатість утворена імпульсним зварюванням з перекриттям точок); б – структура поперечного перерізу зони сплавлення, $\times 100$

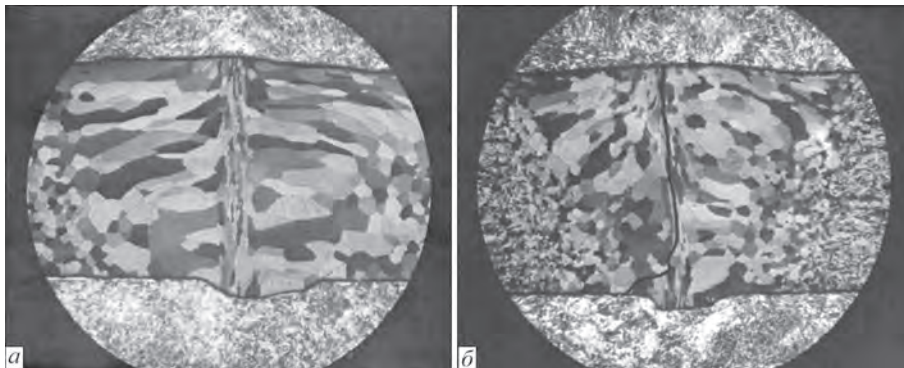


Рис. 8. Мікроструктури ($\times 25$) зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням берилієвих сплавів [45]: а – сплав С ($\delta = 1,5$ мм), зварений з попереднім підігрівом 400°C , $U = 100$ кВ; $I = 7$ мА; $v = 8,5$ мм/с; б – характерне руйнування зварного з'єднання сплаву А ($\delta = 2,5$ мм) після випробування на розтягання

та джерела енергії його циліндричну частину з кришкою діаметром 25,4 мм, що приварюється кільцевим швом, поміщали в герметичну камеру з інертним газом під необхідним тиском, а промінь Nd:YAG-лазера пропускали через прозоре вікно цієї камери. Розтріскування вдалося уникнути за допомогою застосування для зварювання режиму з імпульсним випромінюванням (рис. 7).

Питання лазерного зварювання берилію та його сплавів у контрольованій атмосфері, а також лазерного і електронно-променевого зварювання у вакуумі вивчали у різних роботах [43–45]. Наприклад, у роботі [45] описано електронно-променеве зварювання берилієвих сплавів: А – 99,58 % Be + домішки; В – 99,63 % Be + домішки; С – 99,87 % Be + домішки. Відзначено схильність зварних з'єднань до утворення гарячих тріщин упоперек шва. При цьому напрямок зростання дендритів при кристалізації металу зварювальної ванни призводив до послаблення поздовжньої осевої ділянки шва (рис. 8).

Дослідження значень залишкових напружень у зварних деталях Be–AlSi показали, що міцність зварних швів значною мірою залежить від геометричної форми конструкції, глибини проплавлення та наявності дефектів, але значно менше – від рівня залишкових напружень [46]. Для аналізу напруженого стану циліндричних оболонок з берилію в роботі [47] проведено моделювання розподілу температур у процесі їхнього лазерного зварювання. За допомогою чисельного моделювання та багатофакторного регресійного аналізу встановлено вплив потужності лазера, радіуса плями фокусування і його зсуву на розподіл температури в циліндричних оболонках з берилію.

В роботі [48] експериментально встановлено, що зварні з'єднання з берилію, отримані без присадного матеріалу, характеризуються дуже низькою пластичністю з міцністю близько 50 % міцності основного металу. Міцність зварних з'єднань берилію, отриманих з використанням алюмінієвих присадних матеріалів, становила 70 % міцності ос-

новного матеріалу. Отримані з'єднання характеризуються високою пластичністю.

Основні загальні особливості зварювання легких сплавів висококонцентрованими джерелами енергії. Значення мікротвердості у шві та зоні термічного впливу (ЗТВ) при лазерному і електронно-променевому зварюванні легких сплавів істотно, на 20...25 %, вище, ніж при TIG. Зона знеміцнення при лазерному і електронно-променевому зварюванні практично відсутня, тоді як при TIG або MIG зварюванні вона поширюється на відстань до 1,0...1,2 мм і більше від зони сплавлення. Зменшення мікротвердості металу ЗТВ відносно до основного металу становить близько 13...14 %. Твердість ділянок навколошовної зони при зварюванні загартованого матеріалу зменшується порівняно з основним металом. Ділянка знеміцнення за протяжністю при лазерному і електронно-променевому зварюванні в 3...4 рази менша, ніж при дуговому.

Основними недоліками зварювання легких сплавів висококонцентрованими джерелами енергії є схильність до утворення внутрішніх пор і гарячих тріщин. Найбільш ефективними шляхами усунення пор є видалення оксидної плівки перед зварюванням та якісний захист зварювальної ванни від атмосферного повітря. Для усунення тріщиноутворення доцільно зменшувати погонну енергію зварювання та ширину швів, застосовувати присадні матеріали. Ще одним способом усунення тріщин може бути попередній або супутній підігрів зварюваних деталей. З цих позицій значний інтерес становлять гібридні лазерно-дугові та лазерно-плазмові процеси [49].

Застосування оптимальних режимів зварювання легких сплавів висококонцентрованими джерелами енергії, особливо в діапазоні швидкостей вище 1,5...2,5 м/хв, дозволяє суттєво зменшити деформацію деталей [50]. Як показали дослідження, значення поперечної усадки з'єднань, одержаних лазерним зварюванням, в 5...6 разів менше, ніж при TIG зварюванні [31, 51].

Незадовільна технологічна здатність до зварювання сплавів серії 7xxx викликана їх високою схильністю до утворення тріщин, великим коефіцієнтом теплового розширення і низькою температурою випаровування легуючих елементів таких, як цинк і магній, що сприяє виникненню тріщин і пористості в швах. У роботі [52] показано, що шви, отримані лазерним зварюванням, мають більш високу міцність на розрив, ніж при дуговому TIG зварюванні. В роботі [53] показано, що для сплавів серії 7xxx також доцільно застосовувати електронно-променевий спосіб зварювання. Встановлено, що твердість зони сплавлення не покращується після обробки старінням, а власти-

вості ЗТВ погіршуються незалежно від способу зварювання, що свідчить про обмеження можливості підвищення міцності з'єднання під час використання будь-якого процесу зварювання.

Основні результати аналізу зварювання сплавів на основі алюмінію і берилію. Зварювання берилієвих і високоміцних алюмінієвих сплавів доцільно проводити в вакуумі (електронно-променеве) або в камері з контрольованою атмосферою (наприклад, з аргонем при тиску 100...101 Па) з використанням випромінювання волоконного лазера. Для зварювання деталей з малою ($\delta = 1...3$ мм) товщиною стінки швидкість процесу доцільно обирати від 120 м/год і більше (наприклад, 150...200 м/год). При цьому потужність випромінювання знаходитиметься в межах до 1,0 кВт. Очікувані особливості формування структури швів – збільшення зерна та зростання дендритів у сторони щодо вертикальної осі поперечного перерізу шва. Це призводить до зменшення міцності з'єднання. Ще однією особливістю зварювання берилію є висока схильність до тріщиноутворення. Для усунення небезпеки виникнення тріщин доцільно зменшувати погонну енергію зварювання та застосовувати попередній або супутній підігрів (наприклад, до 150...200 °C).

Межа міцності з'єднань легких сплавів, отриманих зварюванням висококонцентрованими джерелами енергії, залежить від хімічного складу і може становити як 0,8...0,9 міцності основного металу для алюмінієвих сплавів із задовільною технологічною здатністю до зварювання, так і близько 0,5...0,7 для важкозварюваних берилієвих сплавів. Руйнування з'єднань, зварених без присадки, відбувається переважно по шву, а зварених з присадкою – по перехідній зоні. На механічні властивості зварних з'єднань впливає хімічний склад зварного шва, який змінюється внаслідок випаровування легуючих елементів із зварювальної ванни, особливо таких, як магній, літій, цинк тощо. Зменшення вмісту цих елементів у шві після зварювання може досягати до 1,0...1,5 %.

У ряді випадків після зварювання доцільно виконувати додаткову обробку отриманих з'єднань для підвищення їх механічних характеристик. Це може бути термічна обробка (типу відпуск), механічна (наприклад, ультразвукова проковка швів) або будь-яка інша.

Одним з інноваційних способів підвищення якості зварних з'єднань є лазерне ударне зміцнення (LSP) [54], яким були оброблені деталі з алюмінієвого сплаву 7075, попередньо зварені лазерним випромінюванням. Отримані зразки досліджували на корозійну стійкість під дією механічних напружень розтягу за допомогою електронної скануючої мікроскопії (SEM) і випробовували на розтягання

з низькою швидкістю деформації (SSRT). Результати показали, що обробка LSP дозволяє значно підвищити корозійну стійкість з'єднань. Механічні випробування SSRT показали, що у зразків з LSP обробкою час руйнування та статична в'язкість зростають порівняно з необробленими зразками на 11, 20 та 100 % відповідно часу та інтенсивності обробки. LSP також впливає на зміну характеру та розташування зламу – тип розвитку тріщини змінюється від між- до внутрішньокристалітного. Таке покращення властивостей з'єднань пов'язане, в першу чергу, з подрібненням мікроструктури і зменшенням рівня залишкових напружень.

Висновки

1. При зварюванні висококонцентрованими джерелами нагрівання широкої номенклатури легких сплавів можуть виникати такі характерні дефекти, як гарячі тріщини, внутрішні пори, знеміцнення навколошовної зони, провисання швів, подрізи та нерегулярний характер формування валика підсилення. Для мінімізації схильності до утворення зазначених дефектів і отримання якісних з'єднань доцільно ретельно обирати параметри режиму зварювання, перед зварюванням видаляти оксидну плівку з поверхні заготовок, забезпечувати надійний захист зварювальної ванни від впливу повітря, в окремих випадках застосовувати присадні матеріали та попередній або супутній підігрів. Одним з прогресивних способів усунення зазначених дефектів є застосування гібридних лазерно-дугових і лазерно-плазмових способів зварювання.

2. Зварні шви, отримані електронно-променевим і лазерним (CO_2 - і волоконний лазер) способами зварювання, є досить схожими як на вигляд, так і за макроструктурною будовою та основними геометричними характеристиками. Дещо відмінними для різних способів зварювання є параметри міцності швів та необхідна для повного проплавлення металу погонна енергія зварювання, яка зазвичай для волоконного лазера приблизно на 30 % менша, ніж при застосуванні CO_2 -лазера.

3. Об'єм розплавленого металу при зварюванні електронно-променевим і лазерним способами суттєво менший, ніж при дуговому зварюванні. Порівняно із TIG та MIG зварюванням суттєво зменшуються ширина шва, в 3...4 рази ділянка знеміцнення в ЗТВ та в 5...6 разів рівень залишкових деформацій деталей, а мікротвердість шва та ЗТВ збільшується на 20...25 %. Для усунення занижень шва, збільшення припустимого складального зазору, підвищення механічних властивостей та зменшення схильності металу до тріщиноутворення доцільно використовувати присадні легуючі матеріали на основі алюмінію.

4. Електронно-променеве і лазерне зварювання алюмінієвих сплавів забезпечує міцність зварних з'єднань на рівні близько 80...90 % міцності основного металу. У разі зварювання берилієвих сплавів без присадки міцність з'єднань близько 50 % основного матеріалу, а при використанні присадкових матеріалів на основі алюмінію становить близько 70 %.

5. Основною особливістю лазерного зварювання легких сплавів з газовим захистом є наявність порогового значення енергії проплавлення, що обумовлено інтенсивним (понад 90...95 %) відбиттям лазерного випромінювання від поверхні зварювання заготовок, а також високими значеннями теплопровідності сплавів. Для подолання порога проплавлення потрібне вкладення енергії від 10^6 Вт/см². Зварювання крайок заготовок завтовшки до 3,0 мм доцільно виконувати із застосуванням випромінювання волоконного лазера у захисному середовищі аргону зі швидкістю понад 120 м/год при потужності випромінювання до 800...1000 Вт.

6. При зварюванні берилію характер зростання дендритів при кристалізації зварювальної ванни призводить до зменшення міцності шва, можливе виникнення як осевих, так і поперечних гарячих тріщин. Найбільш небезпечними зонами для виникнення тріщин є кратер, який кристалізується, а також дефекти шва. Зменшити схильність зварних швів до утворення тріщин можливо шляхом застосування попереднього підігріву, зменшенням погонної енергії зварювання, використанням присадних матеріалів певного хімічного складу, плавним зменшенням потужності висококонцентрованого джерела нагрівання наприкінці процесу зварювання, видаленням плівки оксиду BeO перед зварюванням, зменшенням розміру зерен вихідного матеріалу.

Робота виконана за підтримки наступних проектів:

The National Key Research and Development Program of China – in the framework of the strategy «One Belt - One Road» (grant number 2020YFE0205300).

Strategic project of the Academy of Sciences of Guangdong Province, (GDAS'Project of Science and Technology Development, 2020GDASYL-20200301001), China.

Project of the Guangzhou Economic and Technological Development Zone 2019GH19), China.

Список літератури/References

1. Steen, W., Mazumder, J. (2010) *Laser Material Processing*. London, Springer. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-1-84996-062-5>
2. Kuneš, J. (2012) *Dimensionless Physical Quantities in Science and Engineering*. Elsevier. DOI: <https://doi.org/10.1016/C2011-0-06212-9>
3. Doshi, S.J., Gohil, A.V., Mehta, N.D., Vaghasiya, S.R. (2018) Challenges in Fusion Welding of Al alloy for Body in White.

- Materials Today: Proceedings*, **5**, 2, 1, 6370–6375. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2017.12.247>
4. Хохлатова Л.Б., Блинков В.В., Кондратюк Д.И. и др. (2015) Структура и свойства сварных соединений листов из сплавов 1424 и в-1461, изготовленных лазерной сваркой. *Авиационные материалы и технологии*, **4**, 9–13. DOI: <https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-4-9-13>
 5. (2019) 6xxx Aluminum Alloy Datasheets, Properties and Selection of Aluminum Alloys. Eds Anderson, K., Weritz, J., Gilbert, J. Kaufman. *ASM Handbook*, **2B**, 374–375. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02b.a0006708>
 6. (2019) 7xxx Aluminum Alloy Datasheets, Properties and Selection of Aluminum Alloys. Eds Anderson, K., Weritz, J., Gilbert, J. Kaufman. *ASM Handbook*, **2B**, 410–412. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02b.a0006726>
 7. Malikova, A.G., Ivanova, M.Yu. (2016) High-strength laser welding of aluminum-lithium scandium-doped alloys. *AIP Conference Proceedings*, **1783**, 020148. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.4966441>
 8. Фридляндер И.Н. (2008) *Бериллиевые сплавы – перспективное направление аэрокосмического материаловедения*. ВИАМ/2008-205145.
 9. Urminsky, J., Marônek, M., Bárta, J. et al. (2020) Electron Beam Welding of Aluminium Alloy AW2099. *Materials Science Forum*, **994**, 28–35. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.994.28>
 10. Ma, J., Pierce, K. (2021) New shielding gas mixture for laser conduction welding of aluminum with a filler wire. *Journal of Laser Applications*, **33**, 042018. DOI: <https://doi.org/10.2351/7.0000471>
 11. Cao, X., Wallace, W., Poon, C., Immariageon, J.-P. (2003). Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. I. Laser Welding Processes. *Materials and Manufacturing Processes*, **18**, 1–22. DOI: <https://doi.org/10.1081/AMP-120017586>
 12. Cai, C., He, S., Chen, H., Zhang, W. (2019) The influences of Ar–He shielding gas mixture on welding characteristics of fiber laser-MIG hybrid welding of aluminum alloy. *Optics & Laser Technology*, **113**, 37–45. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2018.12.011>
 13. Reisgen, U., Olschok, S., Mavany, M., Jakobs, S. (2011) Laser Beam Submerged Arc Hybrid Welding. *Physics Procedia*, **12**, 179–187. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.phpro.2011.03.023>
 14. Reisgen, U., Olschok, S., Engels, O. (2020) Visualization of the molten pool of the laser beam submerged arc hybrid welding process. *Welding in the World*, **64**, 721–727. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40194-020-00873-8>
 15. Шиганов И., Холопов А. (2010) Лазерная сварка алюминевых сплавов. *Фотоника*, **3**, 6–10.
 16. Mathers, G. (2002) The Welding Aluminium and its Alloys. *Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies*, 1st edition, October 8. 978–1855735675
 17. Zhu, G., Wang, S., Cheng, W. et al. (2019) Investigation on the Surface Properties of 5A12 Aluminum Alloy after Nd: YAG Laser Cleaning. *Coatings*, **9**(9), 578–593. DOI: <https://doi.org/10.3390/coatings9090578>
 18. Khaskin, V.Yu. (2013) Development of laser welding of aluminium alloys at the E.O. Paton electric welding institute (Review). *The Paton Welding J.*, **5**, 51–55.
 19. Kah, P., Lu, J., Martikainen, J., Suoranta, R. (2013) Remote Laser Welding with High Power Fiber Lasers. *Engineering*, **05**(09), 700–706. DOI: <https://doi.org/10.4236/eng.2013.59083>
 20. Powel, J., Ilar, T., Frostevar, J., Torkamany, M.J. (2015) Weld root instabilities in fiber laser welding. *Journal of Laser Applications*, **27**, S29008-1–S29008-5. DOI: <https://doi.org/10.2351/1.4906390>
 21. Skryabinsky, V.V., Nesterenkov, V.M., Mikitchik, A.V. (2022) Electron beam welding of aluminum 1570 alloy and mechanical properties of its joints at cryogenic temperatures. *The Paton Welding J.*, **1**, 22–25. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.01.03>
 22. Zhan, X., Yu, H., Feng, X. et al. (2019) A comparative study on laser beam and electron beam welding of 5A06 aluminum alloy. *Materials Research Express*, **6**, 5, 056563. DOI: <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ab0562>
 23. Coelho, B.N., M.S.F. de Lima, S.M. de Carvalho, A.R. da Costa (2018) A Comparative Study of the Heat Input During Laser Welding of Aeronautical Aluminum Alloy AA6013-T4. *J. Aerosp. Technol. Manag., São José dos Campos*, **10**, e2918. DOI: <https://doi.org/10.5028/jatm.v10.925>
 24. Çam, G., Ventzke, V., J.F. dos Santos et al. (1999) Characterisation of electron beam welded aluminium alloys. *Science and Technology of Welding & Joining*, **4**(5), 317–323. DOI: <https://doi.org/10.1179/136217199101537941>
 25. Mastanaiah, P., Sharma, A., Reddy, G.M. (2018) Process parameters-weld bead geometry interactions and their influence on mechanical properties: A case of dissimilar aluminium alloy electron beam welds. *Defence Technology*, **14**, 2, 137–150. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2018.01.003>
 26. Mercana, E., Ayanb, Y., Kahrama, N. (2020) Investigation on joint properties of AA5754 and AA6013 dissimilar aluminum alloys welded using automatic GMAW Author links open overlay. *Engineering Science and Technology*, **23**, 4, 723–731. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestech.2019.11.004>
 27. El-Batahy, A.M., Klimova-Korsmik, O., Akhmetov, A., Turichin G. (2021) High-Power Fiber Laser Welding of High-Strength AA7075-T6 Aluminum Alloy Welds for Mechanical Properties Research. *Materials (Basel)*, **14**(24), 7498. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14247498>
 28. Han, X., Yang, Z., Ma, Y. et al. (2020) Comparative Study of Laser-Arc Hybrid Welding for AA6082-T6 Aluminum Alloy with Two Different Arc Modes. *Metals*, **10**, 407. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10030407>
 29. Khaskin, V.Yu., Korzhik, V.N., Sydorets, V.N. et al. (2015) Improving the efficiency of hybrid welding of aluminum alloys. *The Paton Welding J.*, **12**, 14–18. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj.2015.12.03>
 30. Lalvani, H., Mandal, P. (2021) Cold forming of Al-5251 and Al-6082 tailored welded blanks manufactured by laser and electron beam welding. *Journal of Manufacturing Processes*, **68**, Part A, 1615–1636. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.06.070>
 31. Шиганов И.Н., Шахов С.В., Холопов А.А. (2012) Лазерная сварка алюминевых сплавов авиационного назначения. *Инженерный журнал: наука и инновации*, **6**(6), 34–50. DOI: <https://doi.org/10.18698/2308-6033-2012-6-224>
 32. Shiganov, I.N., Shakhov, S.V., Kholopov, A.A. (2012) Laser welding of aluminium alloys for aircraft purpose. *Inzh. Zh.: Nauka i Innovatsii*, **6**(6), 34–50. DOI: <https://doi.org/10.18698/2308-6033-2012-6-224>
 33. Khaskin, V., Korzhyk, V., Peleshchenko, S., Wu, B. (2015) Study the impact of technological scheme of a hybrid laser-arc welding on welds formation. *Wschodnioeuropejskie Czasopismo Naukowe (East European Scientific Journal)*, **2**, 141–150.
 34. Malikov, A., Orishich, A., Karpov, E., Vitoshkin, I. (2019) Laser welding of aluminium alloys for the aircraft industry. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, **681**, 012029, 1–6. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/681/1/012029>
 35. Zhao, H., White, D.R., DebRoy, T. (1999) Current issues and problems in laser welding of automotive aluminium alloys. *International Materials Reviews, ASM International*, **238**–266. DOI: <https://doi.org/10.1179/095066099101528298>
 36. Cao, X., Wallace, W., Immariageon, J.-P., Poon, C. (2003) Research and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloys. II. Metallurgical Microstructures, Defects, and Mechanical Properties. *Materials and Manufacturing Processes*, **18**(1), 23–49. DOI: <https://doi.org/10.1081/AMP-120017587>

36. Xiao, R., Zhang, X. (2014) Problems and issues in laser beam welding of aluminum–lithium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 16, 166–175. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.10.005>
37. Loginova, I., Khalil, A., Pozdniakov, A. et al. (2017) Effect of Pulse Laser Welding Parameters and Filler Metal on Microstructure and Mechanical Properties of Al–4.7Mg–0.32Mn–0.21Sc–0.1Zr Alloy. *Metals-Open Access Metallurgy Journal*, 7(12), 564–572. DOI: <https://doi.org/10.3390/met7120564>
38. Stange, A.W., Hilmas, D.E., Furman, F.J. (1996) Possible health risks from low level exposure to beryllium. *Toxicology*, 111(1-3), 213–224. DOI: [https://doi.org/10.1016/0300-483x\(96\)03378-1](https://doi.org/10.1016/0300-483x(96)03378-1)
39. Hill, M., Damkroger, B.K., Dixon, R.D., Robertson, E. (1990) Beryllium weldability. *Los Alamos National Laboratory, Materials Weldability Symposium, ASM Materials Week, Detroit, Michigan (USA)*. Permalink: <https://www.researchgate.net/publication/236557474>
40. Veness, R., Simmons, G., Dorn, C. (2011) Development of beryllium vacuum chamber technology for the LHC. *Proceedings of IPAC2011, San Sebastián, Spain, TUP024*, 1578–1580.
41. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Замков В.Н. (ред.). 2-е изд., перераб. и доп. Киев, Наукова думка.
Gurevich, S.M. (1990) *Reference book on welding of non-ferrous metals*. Ed. by V.N. Zamkov. 2nd Ed. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
42. Hanafee, J.E., Ramos, T.J. (1995) Laser Fabrication of Beryllium Components. *2nd International Energy Agency International Workshop on Beryllium Technology for Fusion, Moran, Wyoming (USA), September 6–8*.
43. Falkner, G.E., Ramos, T.J., Murchie, J.R. (1982) *Laser Welding Beryllium in a Deuterium Atmosphere*. Lawrence Livermore National Laboratory Report UCID-19602, Order Number DE83003312, Nov.
44. Manly, W.D., Dombrowski, D.E., Hanafee, J.E. et al. (1995) Report of a Technical Evaluation Panel on the Use of Beryllium for ITER Plasma Facing Material and Blanket Breeder Material. *Sandia National Laboratories (USA)*, SAND95-1693 UC-420.
45. Campbell, R.P., Dixon, R.D., Liby, A.L. (1978) *Electron-beam fusion welding of beryllium*. Rockwell International (USA), RFP-2621, January 1.
46. Criss, E.M. (2015) *Surrogacy of Beryllium Welds and Heat Transfer in Metals*: dis. for the degree Doctor of Philosophy (Mechanical Engineering), University of California, San Diego (USA). Permalink: <http://escholarship.org/uc/item/8sx939v4>
47. Shao Rong Yu, Yi Xia Yan, Zhi Ming Hao et al. (2009) Analysis of Temperature Distribution and its Influencing Factors in Laser Welding of Beryllium Cylindrical Shells. *Key Engineering Materials*, 419–420, 449–452. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.419-420.449>
48. Komarov, M.A., Guitarsky, L.S. (2015) Welding of beryllium. *Welding International*, 29, 7, 561–566. DOI: <https://doi.org/10.1080/09507116.2014.952497>
49. Korzhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. et al. (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 Journal of Enterprise Technologies*, 1(12(115)), 38–47. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.253378>
50. Bondarev, A.A., Nesterenkov, V.M. (2011) Electron beam welding of thin-sheet three-dimensional structures of aluminum alloys. *The Paton Welding J.*, 6, 36–39.
51. Narsimhachary, D., Ravi N. Bathe, Padmanabham, G., Basu, A. (2014) Influence of Temperature Profile during Laser Welding of Aluminum Alloy 6061 T6 on Microstructure and Mechanical Properties. *Materials and Manufacturing Processes*, 29, 948–953. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426914.2013.872258>
52. Kang, M., Lee, K. (2017) A Review of Joining Processes for High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. *Journal of Welding and Joining*, 35(6), 79–88. DOI: <https://doi.org/10.5781/JWJ.2017.35.6.12>
53. Klochkov, I.N., Nesterenkov, V.M., Berdnikova, E.N., Motrunich, S.I. (2019) Strength and fatigue life of joints of high-strength alloy AA7056-T351, made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, 1, 10–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.01.03>
54. Wang, J.T., Zhang, Y.K., Chen, J.F. et al. (2015) Effects of laser shock peening on stress corrosion behavior of 7075 aluminum alloy laser welded joints. *Materials Science and Engineering. A. Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 647, 7–14. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.08.084>

FEATURES OF WELDING HIGH-STRENGTH ALLOYS BASED ON ALUMINIUM AND BERYLLIUM USING HIGHLY-CONCENTRATED HEAT SOURCES (Review)

S.I. Peleshenko³, V.Yu. Khaskin^{1,2}, V.M. Korzhyk^{1,2}, V.V. Kvasnitskyi^{2,3}, A.A. Grinyuk^{2,3}, I.M. Klochkov², D. Chunling¹, A.O. Alyoshin^{1,2}

¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology. 510650, Guangzhou, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

³NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohi Ave., 03056, Kyiv.
E-mail: vn.paschenko@ukr.net

Results of welding a wide range of light alloys by highly-concentrated heat sources have been analyzed. It is shown that the characteristic defects are hot cracks, internal pores, HAZ softening, weld sagging, undercuts and irregular reinforcement bead formation. It was found that in order to produce sound joints, it is necessary to thoroughly select welding mode parameters, remove the oxide film from billet edges before welding, ensure reliable protection of the weld pool, and in some cases and it is rational to apply preheating or concurrent heating. One of the advanced methods to minimize the susceptibility to formation of the above-mentioned defects is application of hybrid laser-arc and laser-plasma welding processes. The welds produced by electron beam and laser (CO₂- and fiber-optic lasers) welding processes are quite similar visually, by their macrostructure, as well as the main characteristics. The weld strength parameters and heat input required for full penetration of the metal are somewhat different for different welding methods (for fiberoptic laser it is usually 30 % less). 54 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: welding, laser, electron beam, laser-arc, laser-plasma, light alloys, aluminium, beryllium, defects, mode parameters, mechanical properties

Надійшла до редакції 02.10.2022

ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 ПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ З МІКРОЛЕГУВАННЯМ МЕТАЛУ ШВА

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

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

Наведено результати дослідження з використання двох ізольованих присадних дротів або закладних елементів різного хімічного складу на особливості формування швів алюмінієвого сплаву Д16 при зварюванні плавким електродом. Оцінено дроти марок Зв1201, ЗвАК5, ЗвАК12 діаметром 1,6 мм та закладні елементи, вирізані із заготовок сплавів В92, В96 та 7056 з різним вмістом цинку. Показано, що зниження протяжності кристалізаційних тріщин та кількості пор в зварних з'єднаннях забезпечує дріт ЗвАК5, а при введенні в шви цинку зростає міцність зварних з'єднань. Бібліогр. 15, табл. 5, рис. 5.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, дугове зварювання, плавкий електрод, зварні з'єднання, присадні дроти, структура, кристалізаційні тріщини, механічні властивості, дослідження

Вступ. При зварюванні сплаву Д16 системи легування Al–Cu неплавким електродом вздовж осі шва і в зоні сплавлення з основним металом спостерігаються кристалізаційні тріщини. Якість з'єднань при цьому зменшується. Причинами такого явища є розміри температурного інтервалу крихкості та низька пластичність металу в цій області, особливо, коли сплав знаходиться у стані Т1, тобто після штучного старіння [1–8]. Водночас широке промислове застосування сплаву в конструкціях літальних апаратів зумовлює потребу більш ретельного дослідження технологічних можливостей зварювання цього сплаву плавким електродом.

Слід зазначити, що наявність деяких елементів (заліза, міді, кремнію тощо) викликає неоднорідність розподілу в структурі алюмінієвих сплавів, яка часто спостерігається в їхніх напівфабрикатах, і призводить при зварюванні плавленням до утворення легкоплавких евтектик в міжзеренному і міжкристалітному просторі, розширює інтервал кристалізації та тим самим викликає зростання чутливості сплаву до термічного циклу зварювання. Схильність металу шва до утворення кристалізаційних тріщин при цьому збільшується. Розміри тріщин залежать від теплофізичних умов зварювання плавким або неплавким електродом, які визначають характер розподілу первинних фазових виділень.

Відомо [4, 9, 10], що процес кристалізації металу шва має переривистий характер, пов'язаний з різкою зміною швидкості кристалізації та температурного градієнта. Зростання динаміки процесу призводить до виникнення осередків переходу від одного виду кристалізації до іншого не лише в центрі зварного шва, а й в зоні сплавлення. Основними фазами виділення при технологічному нагріванні сплаву є CuAl_2 (θ)-фаза і

Al_2CuMg (S)-фаза. У разі співвідношення легуючих елементів $\text{Cu/Mg} \leq 2,6$ в структурі спостерігається утворення S-фази, яка є необхідною для зміцнення сплаву Д16 фазовим утворенням. При співвідношенні $\text{Mg/Si} = 1,73$, крім того, виділяється фаза Mg_2Si . Як правило, такі переходи виникають при зварюванні сплавів з відносно високим вмістом легуючих елементів і домішок. Останні, в свою чергу, впливають на форму й дисперсність евтектичних виділень в структурі швів [1–7]. Форма і дисперсність виділень зумовлена швидкістю кристалізації металевої ванни. У разі її збільшення процес дифузії домішок на міжфазній межі скорочується, що звужує стінки чарунок кристаліту. Виділення евтектичної фази переважно відбувається на міжкристалітній границі, особливо при малій швидкості зварювання. При заданому режимі зварювання швидкість кристалізації відносно ширини зварного шва змінюється в широких межах. Характер фазових виділень значно змінюється при зростанні кристалітів. У цьому випадку в центрі шва, де швидкість кристалізації вища, спостерігаються евтектичні виділення з більш тонкими стінками міжкристалітних шарів, а ширина чарунок менша, ніж біля межі сплавлення.

На процес кристалізації металу шва впливають характер розподілу первинних фазових виділень в основному металі та теплофізичні умови зварювання плавким електродом [4–13]. При цьому динамічність процесу кристалізації при охолодженні зварювальної ванни призводить до виникнення осередків переходу від одного виду кристалізації до іншого. Подібні переходи відбуваються при зварюванні сплавів з відносно високим вмістом легованих елементів і домішок, що позначається на формі й дисперсності фазових виділень в структурі швів.

Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>, Коваль В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5154-1446>,

Яворська М.Р. – <https://orcid.org/0000-0003-2016-6289>

© Т.М. Лабур, В.А. Коваль, М.Р. Яворська, 2022

Таблиця 1. Хімічний склад (мас. %) та механічні властивості сплаву Д16 завтовшки 6 мм

Mg	Cu	Mn	Si	Fe	Zn	E, ГПа	$\sigma_{\text{в}}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{0,01}$	$\delta_5, \%$
							МПа			
1,4...1,7	4,0...4,5	0,34...0,53	0,16...0,19	0,21...0,22	0,07...0,11	67...71	217...221	106...115	79...89	16...18

Мета роботи та методика експериментів. Одним з можливих шляхів поліпшення однорідності структури швів алюмінієвого сплаву Д16 товщиною 6 мм (табл. 1) може бути одночасне залучення двох ізольованих присадних дротів чи закладних елементів з різним хімічним складом в зварювальній ванні. При цьому створюються умови фізико-хімічної взаємодії легуючих елементів і домішок основного металу та присадних дротів, що сприяє появі евтектик збалансованого складу та поліпшує однорідність структури швів. Тому метою даної роботи є виявлення особливостей структури швів, отриманих двома присадними дротами або закладними елементами (рис. 1). Один дріт марки Зв1201, хімічний склад якого близький до сплаву Д16, буде безпосередньо подаватися в зону горіння дуги, а інший – в головну частину зварювальної ванни, що відповідає технології з’єднання неплавким електродом.

Перенесення крапель рідкого металу до загальної ванни сформує необхідний об’єм шва, а подача додаткового дроту дозволить модифікувати його структуру. Ефективність такого технологічного рішення оцінено за допомогою порівняння зі структурою, отриманою традиційним шляхом. Для визначення компонентів раціонального модифікування структури швів та отримання необхідного співвідношення легуючих елементів досліджено вплив кількох варіантів серійних присадних матеріалів та обрано найбільш ефективні, обґрунтовані методологією дослідження параметрів міцності та пластичності металу зварних з’єднань, які забезпечують надійність зварної конструкції.

Обрано варіанти дослідних матеріалів зі сплавів різних систем легування, а саме: серійні дроти системи легування Al–Si ЗвАК5, ЗвАК12, що утримують кремній, а також закладні елементи зі сплавів В92, В96 і 7056, які утримують цинк. Наявність у складі додаткового дроту легкоплавкого кремнію дозволить дещо підвищити температуру нерівновісного солідуса та зменшити інтервал твердорідкого стану металу. Наявність цинку сприятиме зростанню рівня міцності швів з’єднань.

В ході дослідження застосовано такі технологічні варіанти: Зв1201+ЗвАК5; Зв1201+ЗвАК12; Зв1201+В92; Зв1201+В96; Зв1201+7056, результати порівнювали із з’єднаннями, отриманими з використанням одного серійного дроту системи легування Al–Cu марки Зв1201. На основі аналізу особливостей структури і механічних властивостей зразків, вирізаних у різних ділянках зварних швів, планується встановити оптимальне сполучення хімічного складу присадних дротів, що залучаються для зварювання, при використанні яких можна отримати нерознімні з’єднання сплаву Д16 відповідно до вимог і призначення конструкції.

Для реалізації процесу вдосконалено технологічне обладнання одночасного механічного подання двох дротів у загальну ванну, умови синхронізації подання дротів і відпрацьовано режими процесу з’єднання сплаву Д16. Аналіз хімічного складу дротів і закладних елементів проводили спектральним методом, використовуючи обладнання «Спектравак-1000» фірми «Baird» (табл. 2).

Перед зварюванням заготовки обробляли у 10%-му розчині NaOH і освітлювали у 13%-му

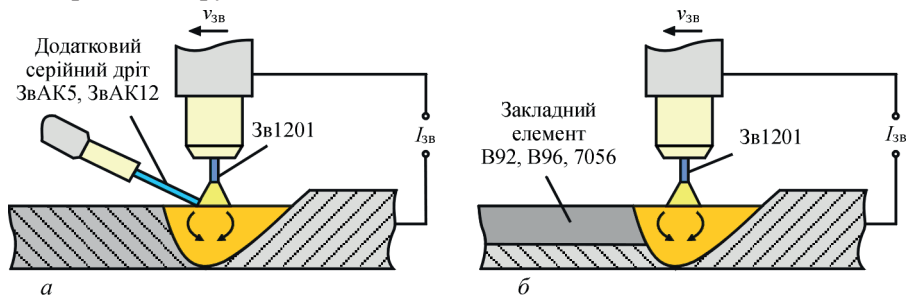


Рис. 1. Технологічні варіанти виконання зварювання сплаву Д16 двома присадними дротами (а) та закладними елементами (б) для легування металу шва і підвищення механічних властивостей

Таблиця 2. Хімічний склад досліджуваних присадних матеріалів, мас. %

Марка присадного матеріалу	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zr	Ti	Zn
Зв1201(Al–Cu)	0,16	0,14	3,8	0,42	0,7	0,08	0,02...0,1	–
ЗвАК5 (Al–Si)	0,70	0,15	3,8	0,42	0,63	0,08	0,15	–
ЗвАК12 (Al–Si)	1,8	0,23	3,0	0,37	0,60	0,07	0,15	–
Закладний елемент зі сплаву В92 (Al–Mg–Zn)	0,17	0,35	2,80	0,31	1,0	–	0,01	0,50
В96 (Al–Zn–Cu–Mg)	0,15	0,14	2,90	0,32	1,0	–	0,04	2,6
7056(Al–Zn–Cu–Mg)	0,13	0,10	2,80	0,31	0,76	–	0,06	2,4

розчині HNO_3 . Зварювання заготовок виконували в горизонтальному положенні плавким електродом з використанням дослідних матеріалів. Дроти подавали у ванну відповідно до стандартних вимог, тобто безпосередньо з її лицевої поверхні.

Для розширення технологічних варіантів застосовували закладні елементи розміром $2 \times 2 \times 2,5$ мм, які розташовували у нижній ділянці стику, оскільки дротів з цинком не існує. Обрано сплави В92, В96 та 7056 з різним вмістом цинку. Хімічні елементи (цинк, магній, мідь, марганець, цирконій), що входять до складу цих сплавів, забезпечують фізико-хімічні умови формування дрібнозернистої структури металу швів при зварюванні та значний ефект їхнього зміцнення за умов подальшої термічної обробки [4–9].

Погонну енергію зварювання обирали за умови мінімального значення електричного струму, необхідного для повного проплавлення сплаву. Тому процес здійснювали на режимі $I_{\text{зв}} = 240 \dots 250$ А, $U_{\text{д}} = 20 \dots 21$ В, $v_{\text{зв}} = 31 \dots 33$ м/год. Ширина швів з лицевого боку зварювання та проплавлення була майже однаковою та знаходилась у межах $9 \dots 11$ мм. Процес здійснювали із застосуванням формувальної підкладки, оскільки відомо, що за умов її наявності процес кристалізації зростання стовбчастих кристалітів має двовимірний напрям, що впливає на якість швів. Модуляція головних параметрів режиму з періодом тривалості циклів $2,2 \pm 0,2$ с створювала відповідні теплофізичні умови для покращення керування процесом перенесення крапель з основного дроту, отримання належної форми зварювальної ванни та утворення структури швів. Разом це забезпечувало збільшення кількості пересиченого твердого розчину, зростання щільності виділень дисперсних часток зміцнювальної фази під час наступного етапу (розпаду твердого розчину), поліпшення механічних властивостей з'єднань [5–7].

Якість формування швів стикових з'єднань сплаву Д16 оцінювали візуально та методом рентгенографії (ГОСТ 7512 [13]) на рентгенівській установці РАП-150/300. Щільність металу шва контролювали на приладі «Денситометр ДП-30».

Зі зварених стиків виготовляли зразки для механічних випробувань згідно з нормативними документами. Механічні випробування проводили відповідно до ГОСТ 1497 [14] і ГОСТ 6996-66 [15] на машині «Інстрон-1126» зі швидкістю переміщення траверси 6 мм/хв. Під час випробувань за допомогою персонального комп'ютера безперервно реєстрували показники навантаження та деформації, за результатами яких розраховували відповідні показники тимчасового опору розриву (межу міцності зварних з'єднань ($\sigma_{\text{в.з.}}$) та металу шва ($\sigma_{\text{в.шва}}$)).

Металографічний аналіз основного металу і зварних з'єднань виконували за допомогою мі-

кроскопа «ММТ-1600В». Дослідження проводили на шліфах, вирізаних поперек прокату листів. Мікроструктуру виявляли електролітичним поліруванням в розчині такого складу: хлорна кислота – 1000 см^3 + крижана оцтова кислота – 75 см^3 .

Результати та їх обговорення. На підставі аналізу отриманих результатів визначено ефективність досліджуваних присадних дротів для зварювання сплаву Д16, їхній вплив на механізм формування швів, коефіцієнт їхньої форми, рівень механічних властивостей та особливості структури зварних з'єднань залежно від хімічного складу.

Металографічними дослідженнями мікроструктури зварних з'єднань встановлено, що спостерігається значна кількість виділень пересичених фаз, які утримують мідь. Під дією термічного циклу відбувається їхній розпад, який супроводжується утворенням і коагуляцією зміцнювальних фаз, а також їхнім розчиненням в твердому розчині алюмінію.

Зварні шви щільні, грубої пористості в металі шва та зоні сплавлення не спостерігається (рис. 2–4), але відзначається наявність легкоплавких евтектик у міжзеренному та міжкристалітному просторі, що може свідчити про неоднорідність розподілу заліза, міді, кремнію в структурі. Температура утворення евтектик, їхній склад і кількість є визначальними факторами при виборі температури нагрівання для гартування та гарячої деформації [1–4]. Вони є також основними факторами, які визначають поведінку цих сплавів при зварюванні плавленням [1, 3, 11, 12]. Згідно з даними аналізу мікроструктури виділення евтектичної фази фіксуються переважно на міжкристалітній межі. Оскільки при заданому режимі зварювання швидкість кристалізації відносно ширини зварного шва змінюється в широких межах, тому спостерігається значна зміна характеру фазових виділень в міру зростання кристалітів. Евтектичні виділення в центрі шва, де швидкість кристалізації вища, мають більш тонкі стінки міжкристалітних шарів, а ширина чарунок менша, ніж біля межі сплавлення. Біля зони сплавлення з основним металом спостерігається часткове розплавлення, відзначається збільшення легкоплавких евтектик, що є особливістю класу дуралюмінів.

Порівняльний аналіз структури швів сплаву Д16, отриманих обома технологічними варіантами, свідчить, що в досліджуваних швах відбувається зміна розподілу рідкої евтектичної фази (рис. 2–4). Це може бути зумовлено зміною температурних інтервалів їхньої кристалізації завдяки додатковому модифікуванню структури швів. Протяжність кристалізаційних тріщин та кількість пор в зварних з'єднаннях при цьому зменшується. Введення кремнію у кількості 5 % дало змогу уникнути появи тріщин як у швах, так і вздовж лінії сплавлення завдяки збалансованій кількості

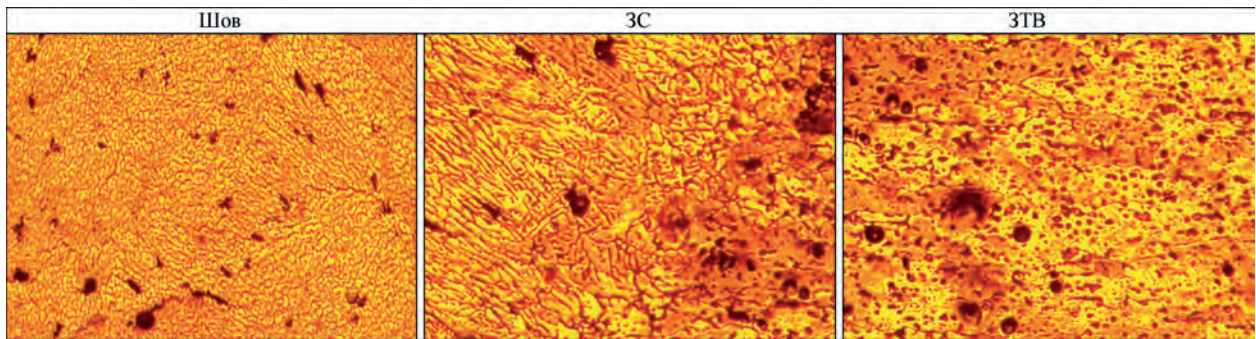


Рис. 2. Мікроструктура зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих серійним дротом Зв1201 при зварюванні плавким електродом ($\times 320$)

легкоплавкої евтектики (рис. 3). Це, ймовірно, зумовлено тим, що кремній сприяє зростанню рухливості рідкої евтектики та зниженню температури формування первинних дендритів у швах [4–9, 12]. Застосування дроту ЗвАК12 з більшою кількістю кремнію (12 %) не забезпечує належні умови отримання нерознімного з'єднання, що може бути зумовлено інтенсивним збагаченням кремнієм рідких міжзеренних прошарків у процесі зварювання сплаву. Внаслідок цього спостерігається зростання ширини евтектики прошарків у даній ділянці шва.

Аналіз особливостей структури зварних з'єднань показав, що введення у метал шва цинку, який має температуру плавлення 419°C , також впливає на здатність формування якісного з'єднання. Хімічні елементи цинк, магній, мідь, марганець, цирконій, які входять до складу закладних електродів, діють на структуру по-різному (рис. 4). Об'єм евтектичної фази також збільшується, що обмежує схильність сплаву Д16 до кристалізаційних тріщин як в шві, так і в зоні сплавлення. Завдяки збільшенню кількості легкоплавкої евтектики

та збалансованості її складу забезпечуються умови заліковування кристалізаційних тріщин та пор (табл. 3). При використанні сплавів В92 та В96, в яких відповідно кількість цинку становить 0,50 і 2,4 %, збільшення його кількості у зоні сплавлення призводить до збагачення евтектики на ділянці ЗТВ, де при зварюванні відбувається часткове розплавлення. Це збільшує ширину евтектичного прошарку між зернами. Аналогічне спостерігається також, коли цинку 2,6 % (при технологічному варіанті Зв1201+7056). В усіх швах формується дрібнозерниста структура (рис. 4). Хоча кількість міді коливається в межах від 4,8 до 6,2 %, кремнію – 0,27...2,2 %, цинку – 0,99...3,2 %, їхня комбінація забезпечує значний ефект зміцнення структури швів за умов подальшої термічної обробки зварних з'єднань (табл. 4), що співпадає з результатами, отриманими в роботах [7–10]. Порівняльне оцінювання показало, що при використанні серійних дротів ЗвАК5 і ЗвАК12 з кремнієм міцність зварних з'єднань становить 186...188 МПа. Міцність металу шва при цьому коливається в межах

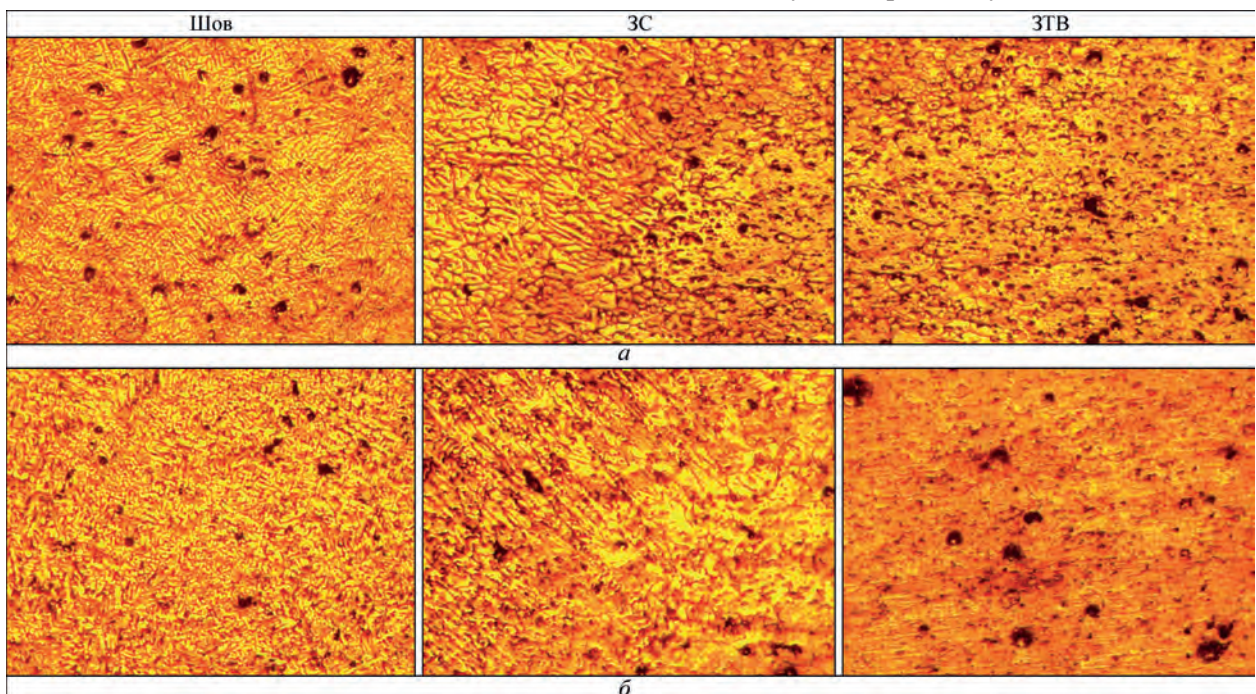


Рис. 3. Мікроструктура зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих серійним дротом Зв1201+ЗвАК5 (а) та Зв1201+ЗвАК12 (б) при зварюванні плавким електродом ($\times 320$)

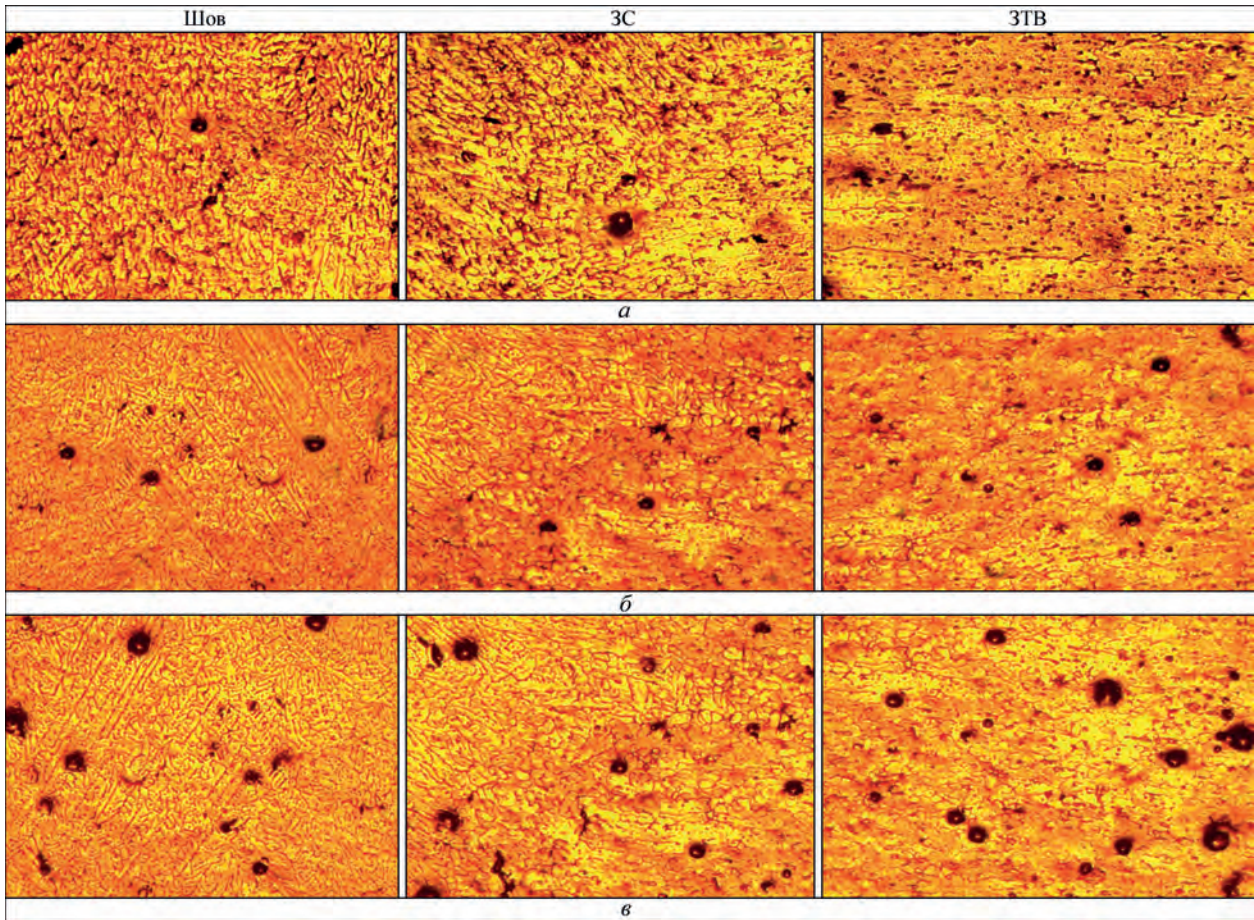


Рис. 4. Мікроструктура зварних з'єднань сплаву Д16, отриманих серійним дротом Зв1201 і закладним елементом зі сплавів В92 (а), В96 (б) та 7056 (в) при зварюванні плавким електродом (×320)

Таблиця 3. Вміст основних хімічних елементів у металі шва при зварюванні сплаву Д16 плавким електродом двох ізолюваних присадних матеріалів в загальну ванну, мас. %

Технологічні варіанти	Fe	Zn	Mn	Si	Mg	Cu	Zr
Зв1201	0,31	–	0,48	0,27	0,93	6,01	0,08
ЗвАК5	0,26	–	0,34	1,02	0,73	4,95	0,08
ЗвАК12	0,32	–	0,37	2,2	0,79	5,29	0,07
Закладний елемент зі сплаву В92	0,65	0,99	0,51	0,21	1,12	5,18	–
В96	0,2	2,25	0,36	0,21	1,16	4,9	–
7056	0,27	3,2	0,3	0,46	1,51	4,81	–

Таблиця 4. Вплив технологічних варіантів на механічні властивості зварних з'єднань сплаву Д16 залежно від хімічного складу закладних елементів* та присадних дрітів**

Технологічні варіанти	$\sigma_{\text{зв.з}}$, МПа	$\sigma_{\text{м.шва}}$, МПа	α , град
Зв1201 (Al–6,3%Cu–0,3%Mn) – базовий	193,0	186,0	40
Зв1201 + ЗвАК5 (Al–5,5%Si)	188,0	187,0	44
Зв1201 + ЗвАК12 (Al–12%Si)	186,0	180,0	27
Зв1201 + сплав В92 (Al–0,5%Cu–4,2%Mg–3,5%Zn)	190,0	191,0	27
Зв1201 + сплав В96 (Al–2,3%Cu–2,6%Mg–8,5%Zn)	200,0	194,0	36
Зв1201 + сплав 7056 (Al–1,65%Cu–1,8%Mg–9,5%Zn)	190,0	194,0	31

*Руйнування відбувається по основному металу в ЗТВ.

**Руйнування відбувається по осі шва і межі зони сплавлення сплаву Д16.

180...187 МПа (табл. 4). Зазначимо, що в табл. 4 наведено середні значення показників міцності зварних з'єднань і пластичності після механічних випробувань трьох зразків. Показник пластичності (кут загину) становить для зразків, виконаних за технологічною схемою Зв1201+ЗвАК5 44 град, а за схемою Зв1201+ЗвАК12 – 27 град, що може бути зу-

мовлено утворенням поміж кристалітами шва більш широких евтектичних прошарків з низькою когезивною міцністю.

При використанні закладних елементів зі сплавів В92, В96 і 7056, які утримують цинк в якості допоміжного матеріалу, спостерігається суттєве зростання міцності зварних з'єднань. Найбіль-

ше зростання міцності (до 200,0 МПа) як зварних з'єднань сплаву Д16, так і металу шва (до 194,0 МПа) має місце при використанні сплаву В96 за умов збереження показника пластичності (кута згину) на рівні 23 град. Цьому сприяє наявність цинку, який утворює в процесі кристалізації металу шва складні інтерметалідні фазові сполуки такі, як $Mg(Zn_2AlCu)$ і $Mg_3Al_2Zn_3$. Межа показника міцності залежить від хімічного складу матеріалів закладних елементів.

Характер зміни міцності в різних ділянках зварних з'єднань вивчали шляхом вимірювання значень показника твердості в цих зонах, а саме: у шві, зоні сплавлення та ЗТВ (табл. 5). Це зумовлено відомою кореляцією міцності та твердості металу при зварюванні алюмінієвих сплавів [2–4, 9]. Як показав їхній аналіз у стиках в стані після зварювання, тобто без термічної обробки, використання серійних дротів ЗвАК5 і ЗвАК12, що містять відповідно 5 і 12 % кремнію, майже не впливає на рівень твердості у різних зонах з'єднань.

При виконанні процесу зварювання з використанням у якості допоміжного матеріалу закладних елементів зі сплавів В92, В96 і 7056 з різним вмістом цинку, твердість металу в різних зонах з'єднань зростає на 2...5 одиниць порівняно зі з'єднаннями, отриманими з використанням серійних дротів ЗвАК5 і ЗвАК12, що містять кремній. Найбільша відмінність спостерігається у металі шва. Значення твердості визначається кількістю цинку у відповідних допоміжних матеріалах.

У зоні сплавлення різниця в значеннях твердості дорівнює 1...2 одиниці, а в ЗТВ показники майже однакові (табл. 5). Як і в попередньому випадку, після проведення штучного старіння відзначається підвищення на 3...5 % рівня твердості відповідно до кількості цинку в допоміжному матеріалі. Ще більше твердість зростає після проведення операцій повної термічної обробки зварних з'єднань. Аналіз результатів вимірювання твердості свідчить, що такий режим обробки є найбільш прийнятний для отримання високих значень механічних властивостей, а саме належного рівня міцності поряд з достатньою пластичністю, які забезпечать працездатність зварних конструкцій. На це вказує і мікроструктура зразків зварних з'єднань, отриманих двома серійними дротами з кремнієм та закладними елементами з матеріалів, легованих цинком (див. рис. 2–4).

Рельєф поверхні руйнування зварних з'єднань після механічних випробувань умовно можна розділити на характерні структурні зони: початкову, де зароджується мікротріщина, ділянку стабільного та ділянку прискореного її зростання до утворення магістральної тріщини, поява якої призводить до повного руйнування зразків. Мікрорельєф кожної зазначеної ділянки змінювався під впливом зазначених технологічних факторів. Реалізація процесу зумовлена значною інтенсивністю

Таблиця 5. Вплив хімічного складу присадних дротів з кремнієм та закладних елементів зі сплавів з цинком на твердість зварних з'єднань сплаву Д16 (65...67 НВ), виконаних плавким електродом, МПа

Технологічні варіанти	Шов	ЗС	ЗТВ
Зв1201	88...89	60...89	59...65
Зв1201 + ЗвАК5	89...90	62...87	60...65
Зв1201 + ЗвАК12	88...90	62...87	59...65
Зв1201 + (7056)	90...91	61...87	59...65
Зв1201 + (В96)	89...90	61...85	59...65
Зв1201 + (В92)	89...90	62...88	60...65

Примітки. 1. Твердість НВ зварних з'єднань вимірювали за Брюнелем на приладі «Rockwell» при навантаженні $P = 600$ Н кулькою розміром 1/16". 2. В дужках зазначено марку сплаву, використаного як закладний елемент.

пластичної деформації металу, коли рівень напруження перевищує значення сил когезії матриці та включення в напрямі, перпендикулярному їх границі [9, 12]. Мікротріщини зароджуються на грубих фазових частках та інтерметалідах, що розташовані вздовж границь кристалітів. Довжина тріщин визначається її об'ємною часткою в основному металі. Частково оплавлені зерна основного металу, що розташовані біля зони його сплавлення зі швом, вказують на незначний перегрів металу при зварюванні. При цьому відзначається розвиток неоднорідності за розмірами надлишкових фаз та інтерметалідних скупчень. Зазначене зумовлено відповідною кількістю легуючих елементів і домішок внаслідок їхньої сегрегації вздовж границь кристалітів шва і зерен основного металу, а також утворення окремих ділянок міжзеренних прошарків з пересичених фаз.

На зламі ділянки з плоскими гребнями мають місце слабкорозвинені деформаційні смуги. Чарунки переважно середнього розміру (6...8 мкм), обмежені гребнями відриву та утримують на дні зруйновані включення інтерметалідних фаз. Формування таких локальних осередків руйнування у вигляді чарунок може бути пов'язано з релаксацією компактних скупчень дислокацій високої щільності та утворенням мікропустот у процесі пластичної деформації. Рельєф поверхні руйнування біля устя магістральної тріщини містить також мікронадриви, що виникають вздовж границь кристалітів у процесі гальмування руху тріщин (див. рис. 5). Осередком утворення тріщини є включення, які не розчинюються при зварювальному нагріванні та утворюють інтерметалідні конгломерати. Значна локалізація напруження, особливо в місцях стику зерен, призводить до їхнього руйнування. В'язкі чарунки на рельєфі утримують елементи квазівідколу, що може свідчити про концентрацію пластичних зсувів у окремих найбільш напружених ділянках структури сплаву Д16. Розмір фасеток на поверхні руйнування коливається від 2 до 5 мкм. Малі їх розміри визначаються швидкістю розпаду твердого розчину в умовах зварювання, коли фазові перетворення не встигають розвинути.

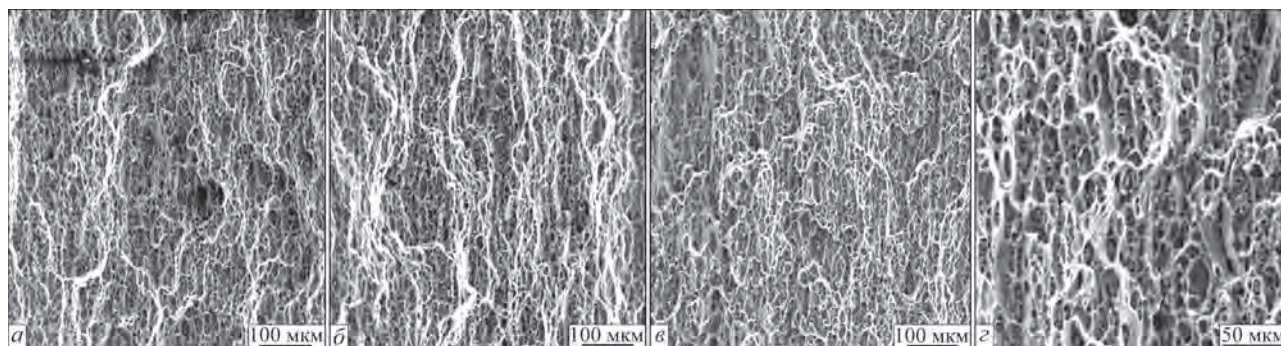


Рис. 5. Панорама поверхні руйнування вздовж осі шва від технологічної опуклості (а), середніх ділянок (б, в) до кореня (з) – з'єднання сплаву Д16, отриманого зварюванням плавким електродом, після механічного випробування ($\times 500$)

Висновки

1. Проведено попередні дослідження зварювання алюмінієвого сплаву Д16 товщиною 6 мм плавким електродом з двома присадними дротами марок Зв1201, ЗвАК5, ЗвАК12 діаметром 1,6 мм, а також закладними елементами зі сплавів В92, В96 та 7056. Дроти подавали в зварювальну ванну безпосередньо з її лицевої поверхні. Визначено оптимальні параметри режиму зварювання: $I_{\text{зв}} = 240 \dots 250$ А, $U = 20 \dots 21$ В, $v_{\text{зв}} = 31 \dots 33$ м/год. Ширина швів з лицевого боку зварювання та проплавлення в усіх швах була майже однаковою. Наявність кремнію та цинку в присадках сприяє утворенню значної кількості легкоплавкої складової в структурі, що зменшує ризики утворення кристалізаційних тріщин і пор у швах.

2. Структурний аналіз швів сплаву Д16, отриманих різними присадками, показав, що достатня кількість легкоплавкої складової утворюється при застосуванні дроту ЗвАК5 (5 % Si) і дозволяє уникнути дефектів у швах. У разі використання дроту ЗвАК12 (12 % Si) якісного формування шва не спостерігається, що обумовлено збільшенням ширини міжзеренних евтектичних прошарків внаслідок збагачення кремнієм. Аналогічне явище також відбувається при використанні закладних елементів зі сплавів В92, В96 (0,50 і 2,4 % відповідно) та 7056 (Zn = 2,6 %). Кількість цинку впливає на ширину прошарків.

3. Встановлено залежність механічних властивостей з'єднань сплаву Д16 від хімічного складу дротів і закладних елементів. При використанні дротів ЗвАК5 і ЗвАК12 міцність з'єднань становить 186...188 МПа, а металу шва – 180...187 МПа. Показник пластичності (кут згину) становить 44 та 27 град відповідно, що може бути пов'язано з низькою когезивною міцністю евтектичних прошарків. Руйнування з'єднань відбувається в ЗТВ, біля шва, де вздовж границь зерен відзначається крихка інтерметалідна сітка через коагуляцію зміцнювальних фаз. Крім того, відбувається перегрів металу з частковим оплавленням окремих складових та низка структурних перетворень – низькотемпературне повернення, відпал, рекристалізація, часткове загартування. Наявність цинку у закладних елементах підвищує рі-

вень міцності з'єднань до 190...200 МПа та металу шва в межах 191...194 МПа порівняно з дротами, що утримують кремній.

4. Руйнування з'єднань відбувається на грубих фазових частках та інтерметалідах, розташованих вздовж границь кристалітів шва в зоні сплавлення з основним металом. Зазначене визначається об'ємною часткою в основному металі та ефектом модифікування присадками, яке зумовлено наявністю відповідної кількості легуючих елементів і домішок, їхньою сегрегацією, утворенням в структурі окремих ділянок міжзеренних прошарків з пересичених фаз і неоднорідністю надлишкових фаз та інтерметалідних скупчень. Частково оплавлені зерна основного металу, які розташовані біля зони сплавлення сплаву Д16 зі швом, вказують на незначний перегрів металу при зварюванні плавким електродом.

Список літератури

1. Патон Б.Е. (ред.). (1998) *Сварка в самолетостроении*. Киев, МИИВЦ.
2. Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технологии, применение)*: Справочник. Фридляндер И.Н. (ред.). Киев, Коминтех.
3. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
4. Ищенко А.Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. *Прогрессивні матеріали і технології*. Киев, Академперіодика, Т.1, 50–82.
5. Лебедев В.А. (2007) Некоторые особенности дуговой механизированной сварки алюминия с управляемой импульсной подачей электродной проволоки. *Сварочное производство*, II, 26–30.
6. Wenez, A. (2005) Hundertfuntzig Jahre Aluminium. *Der Praktiker*, 5, 74–75.
7. Кононенко В.Я. (2010) *Сварка алюминиевых сплавов*: Справочник. Киев, Экотехнология.
8. Ищенко А.Я., Лозовская А.В. (2001) Улучшение свариваемости алюминиевых сплавов путем оптимизации количества примесей. *Проблемы современного материаловедения: Труды V сессии Научного совета по новым материалам Международной Ассоциации академии наук (12 мая 2000 г., Киев)*. Гомель, ИММС НАНБ, сс. 72–77.
9. Teh, N.J. (2006) Small joints make a big difference. *TWI Connect*, 143, 4, 1–7.
10. Norlin, A. (2000) A century of aluminium – a product of the future. *Svetsaren*, 2, 31–33.
11. Лабур Т.М. (2021) Тенденції технологічного розвитку процесів дугового зварювання для з'єднання сучасних алюмінієвих сплавів. *Зварник*, 6, 6–17.
12. Головатюк Ю.В., Поляцький А.Г., Лабур Т.М., Остап О.П. (2018) Підвищення конструкційної міцності зварних з'єднань сплаву системи Al–Cu–Mg. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 54, 3, 112–119.

13. ГОСТ 7512-82. Контроль неразрушающий. Сварные соединения. Радиографический метод.
14. ГОСТ 1497-84 (ИСО 6892-84, СТ СЭВ 471-88) Металлы. Методы испытаний на растяжение.
15. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы механических испытаний. Введ. 01.1967. Москва, Изд-во стандартов.

References

1. (1998) *Welding in aircraft construction*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, MIIVTs [in Russian].
2. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (composition, properties, technology, application): Handbook*. Ed. by I.N. Fridlyander. Kyiv, Komintekh [in Russian].
3. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures of aluminium alloys*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
4. Ishchenko, A.Ya. (2003) *Aluminium high-strength alloys for welded structures. Progresywni Materialy i Tekhnologii*.
5. Lebedev, V.A. (2007) Some peculiarities of mechanized arc welding of aluminium with controlled pulse feed of electrode wire. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 26–30 [in Russian].
6. Wenez, A. (2005) Hundertfuntzig Jahre Aluminium. *Der Praktiker*, **5**, 74–75.
7. Kononenko, V.Ya. (2010) *Welding of aluminium alloys: Handbook*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
8. Ishchenko, A.Ya., Lozovskaya, A.V. (2001) Improvement of weldability of aluminium alloys by optimization of amount of additives. In: *Proc. of 5th Session of Sci. Council on New Materials of Int. Ass. of Sci. Acad. (12 May, 2000, Kyiv)*. Gomel, NANB, 72–77.
9. Teh, N.J. (2006) Small joints make a big difference. *TWI Connect*, **143**, 4, 1–7.
10. Norlin, A. (2000) A century of aluminium – a product of the future. *Svetsaren*, **2**, 31–33.
11. Labur, T.M. (2021) Tendencies of technological development of arc welding processes for joining of modern aluminium alloys. *Zvarnyk*, **6**, 6–17 [in Ukrainian].
12. Golovatyuk, Yu.V., Poklyatskyi, A.G., Labur, T.M., Ostash, O.P. (2018) Increase in structural strength of welded joints of Al–Cu–Mg system alloy. *Fiz.-Chim. Mekhanika Materialiv*, **54**(3), 112–119.
13. ГОСТ 7512-82. Nondestructive testing. Welded joints. Radiography method [in Russian].
14. ГОСТ 1497-84 (ISO 6892-84, СТ СЭВ 471-88) Metals. Tensile test methods.
15. ГОСТ 6996-66. Welded joints. Methods of mechanical tests. Introd. 01.1967. Moscow, Izd-vo Standartov

CONSUMABLE ELECTRODE WELDING OF D16 ALUMINIUM ALLOY WITH WELD METAL MICROALLOYING

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

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper gives the results of investigation of the features of formation of D16 aluminium alloy welds in consumable electrode welding with application of two insulated filler wires or embedded elements of different chemical composition. Wires of Zv1201, ZvAK5, ZvAK12 grades of 1.6 mm diameter and embedded elements cut out of V92, V96 and 7056 alloy blanks with different content of zinc were evaluated. It is shown that ZvAK5 wire ensures reduction of the length of solidification cracks and quantity of pores in welded joints, and welded joint strength becomes higher at addition of zinc into the welds. 15 Ref., 5 Tabl., 5 Fig.

Keywords: aluminium alloy, arc welding, consumable electrode, welded joints, filler wires, structure, solidification cracks, mechanical properties, investigations

Надійшла до редакції 03.09.2022

ПЕРЕДПЛАТА 2023



Журнал «**Автоматичне зварювання**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання, наплавлення та інших споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних металоконструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал «**Сучасна електрометалургія**» є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмово-вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; матеріалознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.



Журнал «**Технічна діагностика та неруйнівний контроль**» є міжнародним науково-технічним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень з діагностики матеріалів і конструкцій та методи неруйнівного контролю для оцінки стану матеріалів і конструкцій; теорія, методи і засоби технічної діагностики. Розміщуються матеріали з моніторингу конструкцій та подовження ресурсу та працездатності засобами НК. Публікується супутня інформація з тематики журналу, а також інформація про події та новини в Українському товаристві НК та ТД.

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200x290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200x290 мм.

Вклейка А4 – 200x290 мм. Розворот А3 – 400x290 мм. А5 – 185x130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМΥК, роздільна здатність 300 dpi.

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

Ціна договірна. Передбачена система знижок. Вартість публікації статті на правах реклами становить половину вартості рекламної площі. Публікується тільки профільна реклама з тематики журналів. Відносно вартості, знижок та термінів публікації прохання звертатися у видавництво.

ВИДАВНИЦТВО

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

ОТРИМАННЯ ПАЯНИХ З'ЄДНАНЬ З НІТИНОЛУ (Огляд)

С.В. Максимова, Б.В. Стефанів

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

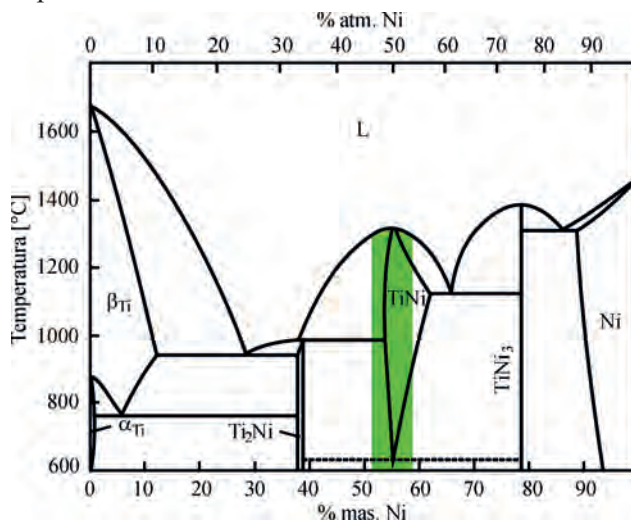
Сплави з ефектом пам'яті форми знаходять широке застосування у різних галузях промисловості, у тому числі в аерокосмічній, медичній, автомобільній та при виготовленні побутової електроніки. Використання цих матеріалів як елементів гібридних конструкцій є перспективним напрямком при створенні виробів з унікальним комплексом властивостей: високими механічними характеристиками, надпружністю, демпфуючою здатністю, підвищеною зносостійкістю та термомеханічною пам'яттю. При отриманні нероз'ємних з'єднань з нітинолу за допомогою зварювання утворюються крихкі фази типу Ti_2Ni , які погіршують якість виробів. В даному огляді розглянуто можливості створення високоміцних нероз'ємних з'єднань нітинолу між собою і з іншими сплавами шляхом паяння. Основною перевагою паяння в порівнянні з іншими методами є те, що основні метали не плавляться і можна уникнути деяких структурних перетворень. При паянні нітинолу в навколишній атмосфері добре себе зарекомендували припої системи $Ag-Cu-Zn-Sn-Ni$ з використанням флюсу $25AgCl-25KF-50LiCl$. Особливо слід зазначити використання срібних припоїв і проміжних прошарків з чистих металів, наприклад, ніобію, який забезпечує міцний металургійний зв'язок з основним металом. При температурі паяння $1180\text{ }^{\circ}C$ утворюється сплав на базі квазібінарної евтектичної системи $NiTi-Nb$, який забезпечує надійність паяним елементом при створенні прототипів надпружних стільникових форм з нікеліду титану. Бібліогр. 32, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: нікелід титану (нітинол), сплави з пам'яттю форми (СПФ), припої, паяння, зварювання, змочування, інтерметалідні крихкі сполуки, міцність, структура

Вступ. В даний час значний інтерес представляють сплави зі зворотним мартенситним перетворенням, що характеризуються в різній мірі властивостями пам'яті форми: $Ni-Ti$; $Ni-Ti-Cu$, $Ni-Ti-Pd$, $Ni-Ti-Fe$, $Ni-Ti-Nb$, $Ni-Fe-Ga$, $Ni-Ti-Co$, $Ni-Al$, $Ni-Co$, $Ti-Nb$; $Fe-Ni$; $Cu-Al$, $Cu-Al-Ni$, $Pt-Ti$, $Ag-Cd$, $Au-Cd$ і ін. [1, 2], та мають широке застосування в різних областях техніки. Ці сплави після пластичної деформації відновлюють свою первісну геометричну форму в результаті нагрівання (ефект пам'яті форми) або безпосередньо після зняття навантаження (напружність). Механізмом, що визначає властивості пам'яті форми, є зворотне кристалографічне термодпружне мартенситне перетворення – ефект Курдюмова. Це різновид поліморфного фазового переходу зі зміною кристалічної ґратки, що залежить від температури або рівня навантаження. Мартенситне перетворення супроводжується зміною об'єму, забезпечуючи пам'ять форми [3]. Високотемпературна фаза представляє собою аустеніт, який при прикладенні напруження перетворюється в мартенсит (низькотемпературну фазу). Після зняття напруження мартенсит трансформується в аустеніт і відновлює свою первісну форму. Такі процеси можуть протікати неодноразово при термоцикуванні [4, 5].

Типовим представником матеріалів з пам'яттю форми є нітинол (рис. 1), в якому має місце перехід з кубічної (аустенітної фази B2) в моноклінну фазу (мартенсит B19) при охолодженні або під дією прикладених напружень [6, 7]. Особливо корозійна тривкість нікеліду титану обумовле-

на його здатністю утворювати на поверхні оксид TiO_2 , який слугує захисним бар'єром завдяки явно вираженим гідрофобним властивостям, що запобігає розчиненню нікелю в агресивному середовищі людського організму і забезпечує повну біосумісність на рівні корозійнотривких сталей (316LVM (03X18H14M2)) та сплаву $Ti-6V-4Al$ [8]. Він відноситься до найбільш вивчених матеріалів з пам'яттю форми, застосовується в різних галузях промисловості і є перспективним матеріалом для виготовлення надпружних медичних імплантатів (в біомедицині, завдяки біологічній сумісності та корозійній стійкості в організмі людини), інструментів (рис. 2, а–в), а також в автомобілебудуванні, мікроелектроніці та при виготовленні термомеханічних елементів космічної та авіацій-

Рис. 1. Діаграма стану системи $Ni-Ti$ [7]

Максимова С.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0158-5760>, Стефанів Б.В. – <https://orcid.org/0000-0002-7159-8762>

© С.В. Максимова, Б.В. Стефанів, 2022

ної техніки (літаків, ракет, космічних конструкцій з покращеними пілотажними характеристиками та зниженим рівнем шуму і вібрацій) (рис. 2, з) [9]. Застосування даного матеріалу при створенні конструкцій з певними експлуатаційними характеристиками потребує дослідження і розвитку різних процесів з'єднання, що має призвести до більш широкого його використання. Наразі процес з'єднання нітинолу в однорідному і різнорідному сполученні вивчений недостатньо.

В даному огляді розглянуто можливості створення нероз'ємних з'єднань з інтерметалідного сплаву – нітинолу з застосуванням різних методів високо-температурного паяння та з використанням проміжних прокладок з чистих металів, які забезпечують контактне плавлення при температурі, що значно нижча за їх автономну температуру плавлення.

Отримання нероз'ємних з'єднань з нітинолу (NiTi). Нітинол – це сплав на основі еквіатомної інтерметалідної сполуки, який містить титан та нікель. Концентрація останнього становить від 48 до 52 ат. %.

Унікальні функціональні властивості нітинолу обумовлені температурою і швидкістю деформування, хімічним складом, параметрами термічної обробки та ін. Навіть незначна зміна концентрації нікелю в межах 2 % (від 50 до 52 ат. %) призводить до зниження температури фазових переходів майже на 27...127 °C, що надає можливість управляти фізико-механічними властивостями в певному температурному інтервалі [4].

Для процесів з'єднання матеріалів широко застосовують різні методи зварювання: дугове, лазерне, променеве, контактне, вибухом, зварювання тертям, дифузійне та ін. [1, 4, 9]. З'єднання сплавів з пам'яттю форми (СПФ) за допомогою зварювання можливе, але має тенденцію до утворення інтерметалідних фаз (Ti_2Ni), які характеризуються значною крихкістю [9, 10]. Окрім того, можливе

погіршення ефекту пам'яті форми, що обумовлено високою температурою, частковим оплавленням основного металу та наявністю литої дендритної структури в зоні шва. Очевидно, що зварювання змінює температуру фазового перетворення, що може зменшити область його застосування. При зварюванні сплавів з пам'яттю форми може знадобитися використання легуючих елементів, які запобігають утворенню інтерметалідних фаз, але на даний час такої інформації дуже мало [5].

Застосування методу ударного конденсаторного зварювання [1] не забезпечило отримання з'єднань з достатньою міцністю. Слід зазначити, що низькі показники міцності спостерігаються у разі відсутності взаємної розчинності різнорідних матеріалів, що зварюються [10]. При застосуванні зварювання плавленням завжди утворюється перехідна лита зона термічного впливу, яка може мати підвищену крихкість порівняно з основним металом. Це суттєво знижує міцність зварних з'єднань, особливо у випадку, коли одним із матеріалів, що з'єднуються, є інтерметалідний сплав, що вже має невисоку пластичність.

Лазерне зварювання, як правило, забезпечує формування вузьких зварних швів, і може бути кращим за дугове завдяки можливості отримання дрібнодисперсної мікроструктури і менших термічних напружень та деформацій, що залишаються після циклу зварювання. Метод лазерного зварювання дозволяє отримати з'єднання нітинолу з титаном з міцністю на розтяг 109 МПа та зі сплавом $Ti-6Al-4V$ з міцністю 28,4 МПа. У зварних з'єднаннях, отриманих електронно-променевим і аргонодуговим зварюванням (TIG), цей показник склав відповідно 70,85 та 108 МПа [10]. Причиною низьких механічних властивостей є утворення крихкої фази в зоні шва Ti_2Ni , в якій зароджуються мікротріщини (рис. 3) [11].

Застосування мідного прошарку під час лазерного зварювання нітинолу з титановим сплавом $Ti-6Al-4V$ призводить до зниження мікротвердості шва, що обумовлено нижчою мікротвердістю багатого титаном інтерметалідної фази Ti_2Cu в

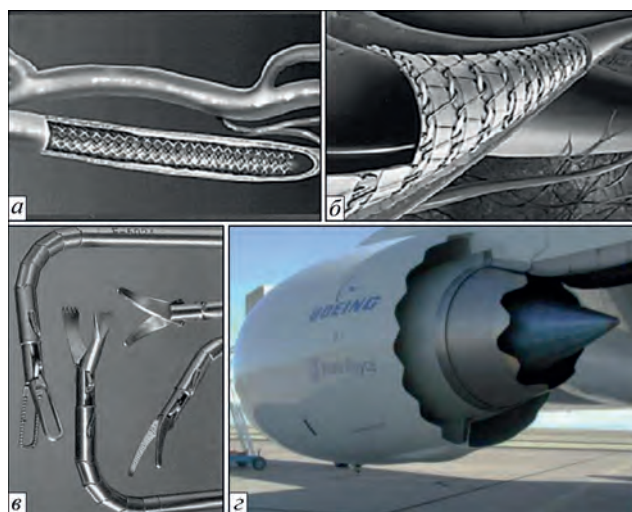


Рис. 2. Медичні стенти (а, б), інструмент (в), зубчасте сопло літака (г) [9]

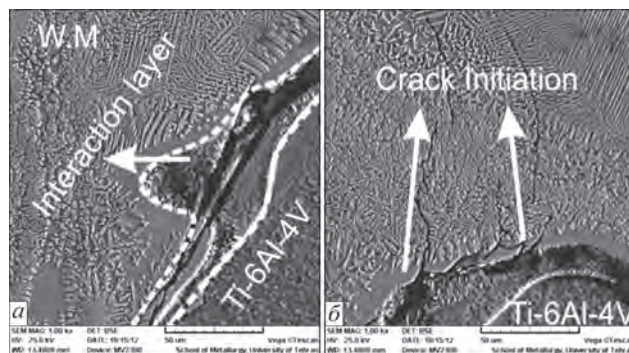


Рис. 3. Реакційний шар біля границі з титановим сплавом $Ti-6Al-4V$ (а) і тріщини (б) при лазерному зварюванні різнорідних матеріалів нітинолу з титановим сплавом [11]

Таблиця 1. Хімічний склад припоїв [12]

Система	Хімічні елементи, мас. %					Інтервал плавлення, °С
	Ag	Cu	Zn	Sn	Ti	
AgCu (евтектика)	71,9	28,1	–	–	–	779
AgCuZnSn I	52	22	18	8	–	590...635
AgCuZnSn II	50...68	10...30	12...20	0...10	–	640...730
AgCuTi I	70,5	26,5	–	–	3	780...805
AgCuTi II ¹	63	35,25	–	–	1,75	780...815
AgCuTi III ²	68,8	26,7	–	–	4,5	830...850
AgTi	96	–	–	–	4	970

¹Cusil ABA; ²Ticutil.

порівнянні з аналогічною характеристикою фази Ti₂Ni. Це дозволяє зменшити кількість крихкої інтерметалідної фази Ti₂Ni, уникнути утворення поперечних тріщин в шві та підвищити міцність з’єднань до 300 МПа [11].

Отримання з’єднань з нітинолу з застосуванням припоїв. Що стосується паяння, існує безліч процесів, зазвичай названих за методами нагрівання: газополуменеве, індукційне, ультразвукове, паяння зануренням та інші.

В процесі паяння основні метали не плавляться, що може сприяти уникненню деяких високо-температурних процесів, які включають високо-температурне окислення, сегрегацію елементів, збільшення розмірів зерен, що може погіршити вихідні властивості основного металу – СПФ. При паянні [10] забезпечуються широкі можливості варіювання фазовим і хімічним складом зони з’єднання. Однак при паянні між основним металом та припоєм відбувається взаємодія і протікають дифузійні процеси. Сплави з пам’яттю форми в цілому і зокрема NiTi досить активні до кисню, вуглецю, азоту і водню, що висуває вимоги до атмосфери паяння. Умови вакуумного паяння можуть бути перспективнішими в порівнянні з іншими методами. Для паяння в вакуумі рекомендують використовувати пластичні припої (табл. 1), які містять активні елементи [12].

В представлених припоях (табл. 1) базою слугує сплав системи Ag–Cu, який легують адгезійно-активним елементом – титаном. В інших дослідженнях повідомлялося про використання Au та сплавів на основі Au [13] або Nb [14] в якості легуючих елементів.

Паяння в вакуумі (розрідження 10⁻³ Па) за допомогою евтектичного Ag–Cu припою (72 мас. % Ag, температура плавлення 779 °С) може дати досить хорошу міцність і пластичність, але вона залежить від довжини напуску [12]. Значне підвищення міцності досягається при збільшенні довжини напуску з 1 до 4 мм. Паяний зразок з величиною напуску в межах 1 і 2 мм виходить з ладу при навантаженні 360 і 600 Н відповідно, тоді як зразок з напуском 4 мм руйнується при 980 Н (близько 820 МПа).

На прикладі отриманої мікроструктури (рис. 4) показано формування типової класичної евтектичної структури паяного шва при застосуванні припоїв системи Ag–Cu, яка утворена двома твердими розчинами: на основі срібла (біла матриця) і на основі міді (темні стрижні).

Міцність на зсув паяного з’єднання перевищує 100 МПа, а розрив відбувається в реакційному шарі, що межує з основним металом і припоєм. Паяний зразок демонструє хорошу пам’ять форми [15].

Реакційний шар на межі розділу між основним металом і металом паяного шва [15] відносять до фази типу XT_{i2}, де X = Ni + Ag + Cu. Згідно з бінарною діаграмою стану Ni і Cu мають повну взаємну розчинність при температурі паяння, тоді як при низькій температурі (354 °С) спинодальний розпад викликає поділ на фази α1 і α2. Оскільки термодинамічного бар’єру для реакції в спинодальній області немає, розкладання визначається виключно дифузією. В бінарних діаграмах стану металевих систем Ag–Cu і Ag–Ni інтерметаліди не утворюються. Окрім того, спостерігається обмежена розчинність нікелю в сріблі, але з титаном усі елементи (Ag, Cu, Ni) утворюють численні інтерметалідні сполуки (табл. 2). Це може спричинити утворення інтерметалідів на міжфазній границі припій – основний метал [13].

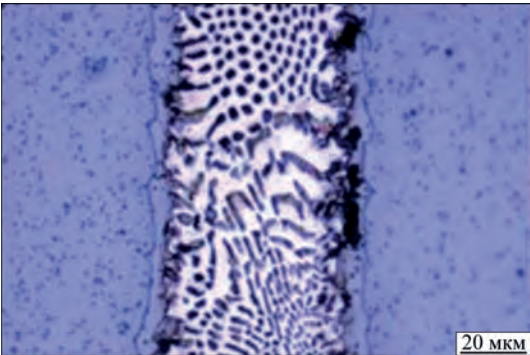


Рис. 4. Мікроструктура паяного з’єднання NiTi/NiTi [15]

Таблиця 2. Інтерметалідні сполуки в системі Ti_xX_y (X = Ag, Cu, Ni) [16]

Елемент	Сполуки					
Ag	AgTi	AgTi ₂				
Cu	Cu ₄ Ti	Cu ₂ Ti	Cu ₃ Ti ₂	Cu ₄ Ti ₃	CuTi	CuTi ₂
Ni	Ni ₃ Ti	NiTi	NiTi ₂			

При застосуванні комерційно доступних припоїв, переважно на основі сплаву системи Ag–Cu [12], особлива увага приділена вивченню процесів паяння нітинолу з застосуванням інфрачервоного, лазерного та мікрохвильового нагріву. При паянні, як і при зварюванні, слід очікувати деякого погіршення вихідних властивостей основного металу за рахунок утворення інтерметалідних фаз. З однієї сторони протікання дифузійних процесів на границі з'єднання сприяє досягненню міцних зв'язків між складовими елементами основного металу і припою з формуванням спільних фаз, а з іншої – також може негативно впливати на міцність з'єднань через їх крихку природу, наприклад, фази XTi_2 (де $\text{X} = \text{Cu}, \text{Ni}, \text{Ag}$).

Відомо, що мідь має високу розчинність в нітинолі і до 30 мас. % вмісту нікелю в NiTi може бути заміщено атомами міді і це не знижує ефект пам'яті форми ЕПФ [17]. Тому в якості припоїв застосовували чисту мідь та припої, які леговані міддю (Ti70Cu15Ni15 ; Cusil: 63 ат. % Ag, 35,25 ат. % Cu і 1,75 ат. % Ti; Ticusil 68,8 Ag, 26,7 ат. % Cu і 4,5 ат. % Ti) [9]. Дослідження мікроструктури показали, що в паяних швах, отриманих з застосуванням фольги з чистої міді, були присутні три мідьвмісні фази; багата міддю фаза, що містить понад 90 ат. % Cu, CuNiTi (Δ) і $\text{Ti}(\text{Ni}, \text{Cu})$ фази. Повідомляється [9], що присутність фази CuNiTi погіршує ЕПФ сплаву, тоді як присутність $\text{Ti}(\text{Ni}, \text{Cu})$ не має жодного впливу на ефект пам'яті форми сплаву. Відзначено, що кількість фази CuNiTi зменшується зі збільшенням часу паяння, що позитивно впливає на ефект пам'яті форми паяних з'єднань. В паяних з'єднаннях, що отримані з застосуванням в якості припою сплаву TiCuNi , на міжфазній границі припій – основний метал формується крихкий інтерметалід $\text{Ti}_2(\text{Ni}, \text{Cu})$, який затрудняє визначення ефекту пам'яті форми. Присутність титану в припої Cusil-ABA сприяє покращанню змочування основного матеріалу, але утворення фази CuNiTi погіршує ефект пам'яті форми отриманого паяного з'єднання. При паянні припоєм Ticusil (з підвищеним вмістом титану) в паяному шві форму-

ється інтерметалідна фаза TiCu_2 , яка в меншій мірі впливає на ефект пам'яті форми, але разом з тим паяні шви характеризуються значно меншим ефектом пам'яті форми в порівнянні з основним металом (нітинолом) у вихідному стані [9]. Однак паяння залишається найперспективнішим методом з'єднання матеріалів з ефектом пам'яті форми.

Як і під час зварювання, так і при паянні сплавів Ni-Ti може виникнути проблема утворення пасивного оксиду. Уникнути його утворення можна шляхом застосування активних флюсів і низькотемпературних припоїв системи Sn-Ag або Au-Sn (від 200 до 300 °C). У якості альтернативи можна застосовувати перед паянням бар'єрне покриття з нікелю або золота, що може поліпшити якість паяних з'єднань [12].

Висока концентрація титану, який легко утворює стійкі оксидні плівки на поверхні досліджуваного сплаву NiTi в атмосферних умовах, потребує застосування флюсу, ефективними компонентами якого є фториди та сполуки AgCl , LiCl . На підставі отриманих результатів автори [18] вирішили використовувати флюс, що складається з $25\text{AgCl}-25\text{KF}-50\text{LiCl}$ (мас. %), який покращує змочування срібним припоєм BAg-7 (табл. 3) поверхні NiTi при високотемпературному паянні в повітряній атмосфері.

При отриманні паяних з'єднань автори [18] застосовували «металізацію» нітинолу, яка полягає в нанесенні флюсу і припою (10 мг) на поверхню, нагріву в електропечі до температури 1000 °C і наступному охолодженні. Шлак з поверхні зразків видаляли дротяною щіткою. Після такої підготовки на «металізовані» зразки наносили флюс, встановлювали зразки ($30 \times 5 \times 1,2$ мм) з величиною напуску 2,5 мм, для фіксації зразків прикладали навантаження 100 г і в такому стані поміщали в електропіч. Температура паяння знаходиться в межах від 700 до 900 °C.

В паяних зразках нітинолу, що отримані з застосуванням припою BAg-7 при температурі 900 °C і A-1 при – 930 °C, на міжфазній границі припій –

Таблиця 3. Припої і температура плавлення [18]

Припій (марка)	Хімічні елементи, мас. %					Солідус (°C)	Ліквідус (°C)
	Ag	Cu	Zn	Sn	Ni		
BAg-7	56,5	20,3	16,3	6,9	–	623	655
A-1	59	23	15	1	2	668	710
A-2	60	30	–	10	–	738	761
A-3	60	28	–	10	2	739	766
A-4	60	30	10	–	–	650	745
A-5	60	28	10	–	2	715	755
A-6	61	24	15	–	–	685	717
A-7	59,5	23,5	15	–	2	688	724
A-8	60,2	23,5	15,3	1	–	655	718

основний метал спостерігається формування реакційного шару (рис. 5, показано стрілкою 1).

Масове співвідношення Ti і Ni (в ат. %) в ньому складає 1:3, тому він ідентифікований як інтерметалід $TiNi_3$. До специфічних особливостей формування паяних з'єднань з нітинолу автори [18] відносять наступне. По-перше, при застосуванні припою BAg-7 спостерігається значна ліквідація олова, що призводить до збагачення реакційного шару великою кількістю даного елементу (від 25 до 35 мас. %), що значно перевищує його концентрацію в порівнянні з паяними зразками при використанні припою А-1. По-друге, на поверхні розділу реакційний шар – основний метал спостерігаються піки титану та кисню, іншими словами, на даних ділянках присутній оксид титану, що відповідає включенням, які спостерігаються в зоні міжфазної границі (показано стрілкою 2). Застосування припою А-1, що легований оловом до 1 % і нікелем – до 2 % забезпечує максимальну міцність паяним з'єднанням на рівні 300 МПа, в той час як інші припої показали максимальну міцність, яка нижча за 200 МПа [18]. Відмічено, що Sn і Zn знижують температуру плавлення припоїв і покращують змочування основного металу. При введенні Ni в припій спостерігається збільшення кількості розплаву і покращання змочування основного металу при паянні. Тому можна вважати, що внаслідок збільшення кількості рідкого металу відбувається видалення оксиду титану з поверхні розділу і підвищення міцності паяного з'єднання.

Паяння нітинолу з іншими металами. Попереднє вивчення потенціалу використання СПФ в інженерних конструкціях, таких як адаптивне зубчате сопло (АЗС) показує, що поєднання нітинолу зі сплавами на основі титану – це надзвичайно складний процес, який потребує системних досліджень і розробки ефективних методів з'єднання [9]. Переваги вакуумного паяння відомі і полягають в забезпеченні відсутності кисню в атмосфері печі, отриманню чистих якісних бездефектних швів. Однак використання вакуумних печей нецільно для виробництва адаптивного зубчатого сопла, тому необхідно використовувати локальний нагрів. Паяні з'єднання, що отримані в даній ро-

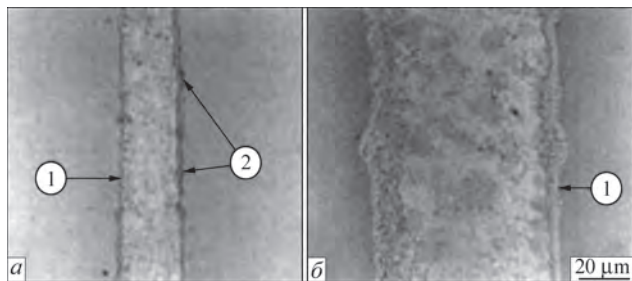


Рис. 5. Мікроструктура паяного з'єднання: а – з присадним металом BAg-7; б – з присадним металом А-1. Стрілка (1) вказує на інтерметалід $TiNi_3$, стрілка (2) – на оксид титану [18]

боті, не повністю відповідають поставленим вимогам, тому необхідна оптимізація процесу паяння з метою покращення властивостей з'єднання. Показано, що використання проміжних шарів при вакуумному паянні покращує властивості паяних з'єднань. Проте механічні властивості паяних з'єднань значно нижчі, ніж необхідні для адаптивного зубчатого сопла. Подальша оптимізація процесу та дослідження впливу легуючих елементів і систем паяння дозволять удосконалити паяні з'єднання [9]. Помітне поліпшення якості паяних з'єднань досягається при застосуванні припоїв, що містять не більше 25 ат. % нікелю та леговані титаном. З метою вивчення та уточнення ефекту впливу титану в припої необхідно провести подальші дослідження [9].

Приклади отримання паяних з'єднань нітинолу зі сплавом Ti-6Al-4V та корозійностійкою сталлю представлено у роботах [9, 19, 20]. Використання срібного припою BAg-8 дозволило отримати нероз'ємне з'єднання з максимальною міцністю на зсув, що дорівнює 219 МПа [19]. Досліджено вакуумне паяння нітинолу зі сплавом Ti-6Al-4V з застосуванням припоїв систем Ti-Cu-Ni, Ti-Cu-Ni60 і сплаву Ti-Ni67. Максимальна міцність на зсув паяних з'єднань одержана із застосуванням припою TiCuNi60 і склала близько 30 МПа [9]. Таким чином, від правильного вибору хімічного складу припою значно залежить якість нероз'ємного з'єднання нітинолу з титаном і його сплавами. Слід зазначити, що формування інтерметалідних фаз відбувається незалежно від типу і методу з'єднання.

Дослідження змочування, мікроструктури і міцності паяних різномірних з'єднань нітинолу Ti50Ni50 зі сплавом Ti-15-3 (тип β -Ti сплав, який легко деформується і містить в мас. %: 3Al, 3Cr, 3Sn, 15V, Ti) при використанні припоїв BAg-8 (72Ag-28Cu (мас. %) і Ticusil® (68,8Ag-26,7Cu-4,5Ti) (мас. %) показали [21], що змочування евтектичним припоєм 72Ag-28Cu основного металу Ti50Ni50 значно поліпшується при додаванні в сплав 4,5 мас. % Ti. Тільки активний припій Ticusil® легко змочує підкладки обох основних металів при паянні інфрачервоним випромінюванням. Структура паяного з'єднання Ti-15-3/BAg-8/Ti50Ni50, що отримане при $T = 800^\circ\text{C}$ з витримкою 300 с, складається з інтерметалідів Cu_2Ti , які кристалізуються на тлі твердого розчину на основі срібла. А при підвищенні температури паяння до 850°C ($\tau = 300$ с) формується тільки матриця, що збагачена Ag. Утворення реакційного шару $Cu(Ti,V)$ на контактній межі з титановим сплавом Ti-15-3 і фази $(Cu_xNi_{1-x})_2Ti$ на контактній межі з нітинолом автори пояснюють активним змочуванням обох підкладок і дифузійними процесами

[21]. Найкращі результати міцності паяних з'єднань з використанням припоїв BAg-8 and Ticusil® складають відповідно 197 и 230 МПа. До недоліків даних з'єднань належить утворення тріщин на міжфазній границі припій–реакційний шар Cu(Ti,V) та вздовж центральної зони інтерметалідної сполуки Ti_2Ni .

При паянні різномірних з'єднань: нітинолу з суперсплавом на основі нікелю марки Hastelloy C-276 (що містить в мас. %: 55 Ni; 14,5...16,5 Cr; 15...17 Mo; 4...7 Fe; 3...4,5 W) теж спостерігається формування фази $(Cu, Ni)_2Ti$. При паянні нітинолу з аустенітною корозійностійкою сталлю на міжфазній границі припій – основний метал утворюється фаза з високим вмістом Fe і Cr [12]. Оскільки формування реакційного шару є процесом, керованим дифузією, що обумовлена градієнтом концентрацій, температурою і часом, то дані параметри в сукупності з вибраним припоєм дуже важливі при паянні.

Під час лазерного паяння NiTi з корозійностійкою сталлю із використанням припою AgCuZnSn II, що зазначений в табл. 1, низьке тепловкладення сприяло низьким значенням межі міцності на розрив 190...210 МПа [22]. Міцність була збільшена до 320...360 МПа при використанні більшого тепловкладення. Беручи до уваги, що межа міцності на розтяг основного металу Ni–Ti у вихідному стані перевищувала 1100 МПа, то значна втрата міцності з'єднань викликана процесом паяння. Аналогічні результати були отримані з застосуванням припою AgCuZnSn I (див. табл. 1) [12]. Як стверджують автори, має місце взаємна дифузія хімічних елементів Ag, Cu, Zn і Sn, які дифундують з присадного металу як в основний метал – NiTi, так і в нержавіючу сталь, в той час як Ti і Ni з основного металу – нітинолу, а Fe, Cr і Ni зі сталі дифундують в присадний метал.

При паянні інфрачервоним випромінюванням з'єднань нітинолу з титановим сплавом Ti–6Al–4V, що містить мас. %: 5,76 Al, 4,03 V, 0,28 Fe, 0,06 C, з використанням мідно-срібного припою BAg-8 (у вигляді фольги товщиною 50 мкм) спостерігається хороше змочування титанового сплаву Ti–6Al–4V і дещо гірше змочування нітинолу [19]. Згідно зі специфікаціями Американського товариства зварювання припій BAg-8 містить 71...73 % срібла, останнє мідь і характеризується евтектичною структурою ($T_{пл} = 780^\circ C$) [23, 24]. Дослідження показали, що після паяння інфрачервоним випромінюванням при температурі, що нижча за $850^\circ C$, в шві формується доевтектична структура на базі двох твердих розчинів: на основі срібла і на основі міді. Срібло не реагує з обома основними металами і не утворює інтерметалідних сполук, але мідь реагує з ти-

таном з утворенням інтерметалідних фаз $TiCu_4$, Ti_3Cu_4 , $TiCu$ і Ti_2Cu на міжфазній границі припій – титановий сплав (Ti–6Al–4V) і фази CuNiTi – на границі припій – нітинол. Титан частково розчиняється в титановому сплаві Ti–6Al–4V, що покращує змочування обох основних металів. При підвищенні температури паяння до $900^\circ C$ (протягом більше 60 с) відбувається різка зміна мікроструктури, яка обумовлена утворенням великої кількості фази Ti_2Ni . Середня міцність зразків, що паяні інфрачервоним випромінюванням при температурі $800^\circ C$, становить близько 200 МПа. Хоча наявність інтерметалідної фази CuNiTi сприятливо позначається на змочуванні розплавленим припоєм підкладки основного металу – Ti50Ni50, вона негативно впливає на міцність паяного з'єднання Ti50Ni50/BAg-8/Ti–6Al–4V [19]. Максимальні значення на рівні 343 МПа міцності на зсув отримані при паянні інфрачервоним випромінюванням при температурі $950^\circ C$ (витримка 60 с) [24].

Отримання з'єднань з застосуванням проміжних прошарків та без припою. Протягом багатьох років проводяться дослідження в області паяння та зварювання нітинолу і дотепер ці роботи актуальні і потребують розробки доступного недорогого методу з'єднання, який забезпечить формування з'єднань без крихких фаз при створенні конкретних функціональних елементів різних конструкцій.

Вирішити проблему отримання міцних і надійних конструкцій можна шляхом нанесення проміжних підшарів з чистих металів на паяний матеріал. Вибір оптимальних складів проміжних прошарків, які дозволяють уникнути виникнення крихких інтерметалідних фаз між титаном і нітинолом, є важливим завданням сьогодення [10]. Використання відповідного пластичного проміжного шару може бути хорошим вибором для запобігання надмірної дифузії і компенсації теплових деформацій, що обумовлені невідповідністю коефіцієнтів теплового розширення. Проведеними дослідженнями визначено, що при контакті ніобію зі звичайним кованим нітинолом при підвищеній температурі протікає взаємна дифузія, що призводить до утворення рідкої фази, яка активно змочує як чистий ніобій, так і NiTi [5, 25–31].

На основі проведених досліджень розроблено новий реактивний процес паяння нікеліду титану шляхом застосування чистого ніобію, який забезпечує міцний металургійний зв'язок між основним металом (квазібінарна евтектика Ni38Ti36Nb24) і відкриває можливості для створення прототипів надпружних комірчаних стільникових форм зі звичайного нікеліду титану. Даний метод дозволяє реалізувати складні просторові фермові конструкції, стільникові панелі і

вбудовані термоактивізовані багатофункціональні структури на базі сплаву Ni–Ti [14].

Псевдопружність сплавів NiTi з пам'яттю форми є унікальною властивістю матеріалу, яка може бути охарактеризована повним відновленням попередньо відбитої форми компонента шляхом зміни умов теплового або механічного навантаження після деформації. На відміну від пружної деформації звичайних матеріалів, таких як сталь, можливості нітинолу в 20 разів вищі за швидкість пружної деформації, що обумовлена підвищеною температурою, або напруженням і сприяє бездифузійному перетворенню кристалічної ґратки аустеніту в мартенсит і навпаки. Такі сплави часто використовують як компоненти імплантів або стентів і тому є надзвичайно високі вимоги до їх надійності та біосумісності з організмом людини [5]. З точки зору отримання з'єднань, вакуумне паяння є особливо прийнятним методом для виготовлення з'єднань з компонентів, які зберігають максимальну псевдопружність. У рамках такого дослідження [5] показано, що процес вакуумного паяння при температурі 1180 °C ($\tau = 6$ хв) з використанням чистого ніобію добре поєднується з термічною обробкою і виконується за один цикл нагріву в печі. В центральній зоні паяного

шва утворюється евтектика NiTiNb, що містить до 23 % ніобію (рис. 6, табл. 4, зона 3).

Склад евтектики корелює з іншими дослідженнями, де визначено, що концентрація ніобію знаходиться в межах 20...26 % [5, 25]. Між основним матеріалом і евтектикою спостерігаються доевтектичні дендрити на основі титану, які містять 7 % ніобію (рис. 4, табл. 4, зона 1), що відповідає розчинності ніобію в NiTi при температурі паяння 1180 °C [5]. Окрім того, було доведено, що доля частки пластичної доевтектичної NiTiNb-фази значно зростала зі збільшенням часу витримки (рис. 7) і паяний шов має набагато більшу ширину (100...150 мкм) в порівнянні з шириною ніобієвої фольги в вихідному стані (50 мкм).

Максимальну міцність (1022 МПа) на розтяг паяного зразка нітинолу було досягнуто при температурі паяння 1180 °C з витримкою 6 хв. Руйнування відбувалося по евтектичній фазі та в зоні доевтектичних дендритів (рис. 7, з, д). Значний інтерес представляє дослідження впливу часу витримки та термічної обробки на структуру NiTi і псевдопружність паяних з'єднань. Автори зазначають, що перспективними в якості припоїв є Nb, NbZr1, Cu та AuCu65, що забезпечують часткову псевдопружну поведінку в паяних з'єднаннях NiTi/NiTi [5].

Дроти з нітинолу (діаметром 300 мкм) можна паяти з застосуванням в якості припою порошоків NiTi та Nb [29], які в певній пропорції змішують з полівініловим спиртом та водою (для отримання суспензії) і наносять на контактні поверхні двох паралельних дротів. За рахунок евтектичної реакції (відповідно до квазібінарної діаграми NiTi–Nb17) між NiTi та Nb при температурі 1170 °C утворюється рідка фаза, яка змочує дроти основного металу, заповнюючи зазор між ними. Перегрів на 10° (до 1180 °C) і витримка на протязі 4 хв сприяють хорошему змочуванню і формуванню щільного паяного шва, що містить евтектичну складову (рис. 8).

Структура шва містить округлі зерна фази, що збагачена Nb (N'), стрижневу (R) і пластинчасту (L) евтектику (рис. 8, б). Окрім того, присутні огранені частинки фази, що збагачені титаном (F). Повідомляється, що евтектика стрижневого типу утворюється, коли об'ємна частка фази

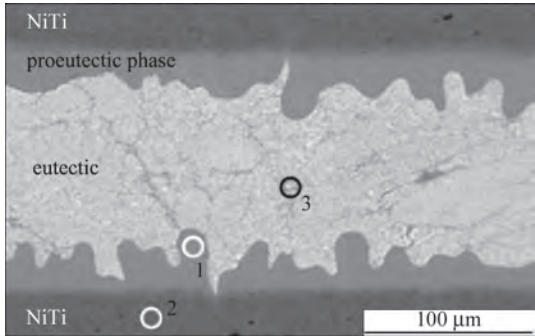


Рис. 6. Структура шва з ділянками, в яких визначали локальний склад елементів в паяному з'єднанні NiTi, що отримано з застосуванням чистого ніобію (50 мкм) в якості припою ($T_p = 1180$ °C, $\tau = 6$ хв [5])

Таблиця 4. Хімічна неоднорідність паяного з'єднання NiTi з чистим ніобієм [5]

Зона дослідження	Елемент (мас. %)		
	Ni	Ti	Nb
1 (доевтектичні дендрити)	45,1	47,9	7
2 (NiTi)	49,5	50,5	–
3 (евтектика)	37,3	39,4	23,3

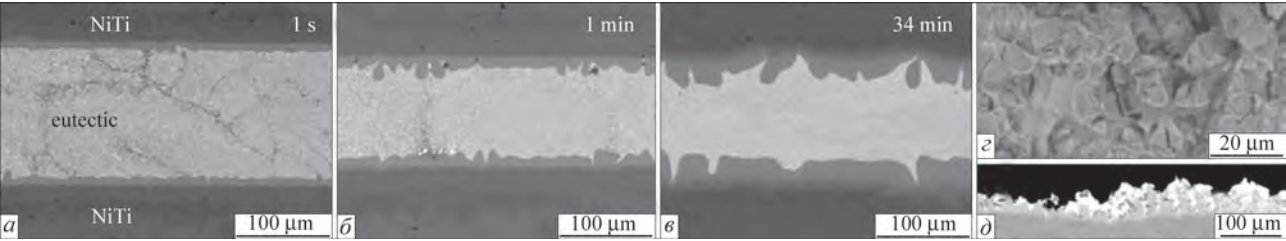


Рис. 7. Мікроструктура паяного з'єднання NiTi, отриманого в умовах вакууму при температурі паяння 1180 °C і різній витримці (а–в) та поверхня руйнування (з) і поперечний переріз зразка в зоні руйнування (д) [5]

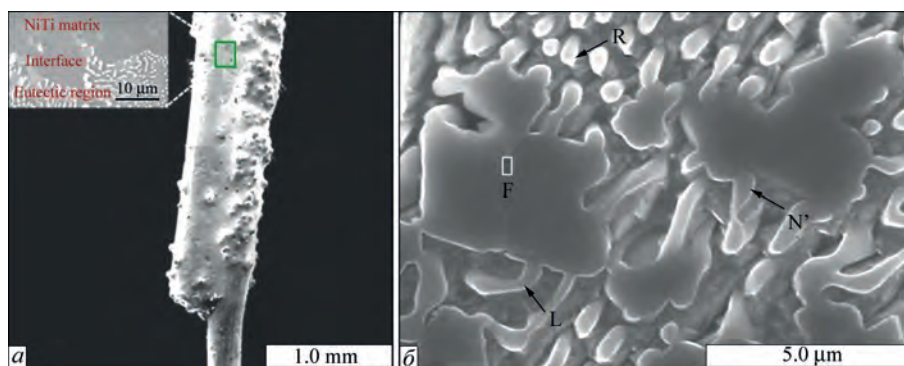


Рис. 8. Мікрофотографії SEM: *a* – з'єднаних паралельних дротів NiTi; *б* – евтектичної області в полірованій паяній області. R і L – евтектична мікроструктура стрижневого та пластинчастого типу відповідно; N' – округлена фаза, багата Nb; F – огранована частинка, багата Ti [29]

Nb в евтектиці NiTi–Nb нижче критичного об'єму (близько 30 %) для евтектики пластинчастого типу [29]. Авторами роботи [29] встановлено, що фазове перетворення B2 в B19' сповільнюється після термічної обробки при 520 °C протягом 30 хв як для дроту NiTi, так і для евтектичної області паяного шва. Це підтверджує, що для фазового перетворення B19' був присутній більший бар'єр трансформації. Перетворення фази R переважно відбувається на межі розділу між NiTi та евтектичною областю (металу паяного шва) під час кристалізації. Окрема фаза на основі Nb значною мірою сприяє формуванню поля пружної деформації. Отже, в цій області індукується висока частка R-фазового перетворення.

Автори роботи [30] закладають металургійну основу для надійного методу з'єднання NiTi сплавів із пам'яттю форми та наделастичних сплавів. Вона заснована на використанні чистого ніобію як депресанту, який викликає контактне плавлення з NiTi при прийнятних температурах. Стовпкові зразки паяли чистим ніобієм при 1180 °C протягом 6 хв, охолоджували в печі і відпалювали при 350 °C протягом 90 хв перед випробуванням. Руйнування паяних зразків відбувалося при тиску трохи менше 800 МПа, що викликане дією напруження. Крива напруження-деформація для з'єднаних стикових зразків надпружних NiTi пластин (3 мм) показує, що міцність припою становить близько 800 МПа [30]. Даний факт може мати далекосяжні наслідки для використання NiTi в складних аерокосмічних структурах і дозволить розширити використання NiTi з різними матеріалами, включаючи кераміку. Показано, що квазібінарна евтектична природа рівноваги системи NiTi–Nb становить основу надійної техніки паяння при з'єднанні секцій NiTi з застосуванням чистого ніобію.

Сплави на базі системи NiTiNb добре відомі як сплави з широким гістерезисом і з пам'яттю форми, та мають важливе застосування в якості з'єднувальних матеріалів. Ґрунтуючись на існуванні

квазібінарної евтектичної області NiTi–Nb в цій потрібній системі, розроблено новий метод паяння для створення металургійних зв'язків між функціональними ділянками нітинолу [31]. Коли NiTi і чистий Nb контактують при температурі вище 1170 °C, то відбувається спонтанне плавлення, яке призводить до утворення рідкої фази, яка є надзвичайно активною і не тільки змочує поверхні NiTi, але й, очевидно, розчиняє оксидні відкладення, усуваючи потребу у флюсах, забезпечуючи при цьому ефективний капілярний потік у зазори з'єднань. Процес плавлення регулюється дифузією та обмежується коефіцієнтом дифузії Nb в рідкій фазі. Припій в рідкому стані при охолодженні кристалізується з утворенням мікроструктури, що містить переважно впорядкований NiTi і невпорядкований твердий розчин ніобію (ОЦК ґратка). Механічні випробування показали, що паяні з'єднання міцні, пластичні та біосумісні з організмом людини. При належному старінні після паяння функціональні характеристики основного сплаву NiTi можуть бути відновлені. Мікролегування присадного металу ніобію цирконієм або вольфрамом показало великий потенціал для зміцнення паяних швів. Для застосувань, де біосумісність не є проблемою, ніобій можна замінити чистим ванадієм як наповнювачем припою, що володіє достатньою міцністю на розрив і потенційно може перевищувати аналоги з ніобієм [31].

Особливе значення мають різномірні з'єднання, що призначені для медичного використання [32]. Успішне з'єднання різномірних металевих трубок дозволить вибірково використовувати унікальні властивості біосумісних матеріалів, таких як нержавіюча сталь і матеріали з пам'яттю форми (NiTi) для локального забезпечення певних властивостей медичних пристроїв – імплантів. Використання нового процесу – автогенного лазерного паяння, в якому застосовується механізм накопичення тепла з метою отримання з'єднань між різномірними трубчастими зразками (без припою) з нітинолу і нержавіючої сталі (діаметром

1 мм) забезпечує належну міцність, склад і мікроструктуру. Досліджується експериментальним шляхом та чисельним моделюванням вплив параметрів лазера на термічний профіль і механізм з'єднання. Міцність з'єднань, отримана за допомогою цього процесу, досягає 500 МПа [32], що наближається до напружень фазового перетворення основного матеріалу NiTi, а також до міцності на розрив нержавіючої сталі з відпуском. Показано, що цей процес перспективний для застосування, але вимагає проведення додаткових досліджень стосовно конкретних трубчатих деталей.

Висновки

Аналіз літературних джерел свідчить про актуальність і важливість досліджень, що пов'язані з отриманням нероз'ємних з'єднань з нітинолу – перспективного матеріалу з пам'яттю форми, який необхідно з'єднувати при виготовленні конструкцій в різних галузях промисловості, в тому числі, в авіакосмічній, медичній та ін.

Висвітлено особливості різних методів з'єднання даного матеріалу, розкрито температурно-часові параметри процесу високотемпературного паяння інтерметалідного сплаву NiTi між собою та в поєднанні з іншими матеріалами. Показано, що при паянні нітинолу в навколишній атмосфері добре зарекомендували себе припої на базі системи Ag–Cu–Zn–Sn–Ni і флюс AgCl–KF–LiCl, що забезпечило максимальну міцність з'єднань ~ 300 МПа.

При паянні в вакуумі (10^{-3} Па) припоєм системи Ag–Cu міцність знаходиться в межах 360...600 МПа, що обумовлено величиною напруги. Разом з тим слід зазначити, що для покращання змочування основного металу евтектичний припій на основі системи Ag–Cu легують титаном.

При отриманні нероз'ємних різномірних з'єднань нітинолу з титановими сплавами в паяному шві формуються крихіткі фази: Ti_2Ni , $(Cu_xNi_{1-x})_2Ti$, Cu_2Ti , $Cu(Ti,V)$, які сприяють утворенню тріщин на міжфазній границі припій – реакційний шар та вздовж центральної зони інтерметалідної сполуки Ti_2Ni , що погіршує якість з'єднань. Уникнути їх утворення в зоні з'єднання можна шляхом використання припою певного складу, або проміжних прошарків, які при вакуумному паянні покращують властивості паяних з'єднань нітинолу. Особливо слід зазначити, що вакуумне паяння NiTi з використанням чистого ніобію призводить до високої якості та міцності з'єднань (близько 800 МПа). Окрім того, при паянні нітинолу з застосуванням припоїв перспективними є: Nb, NbZr1, Cu та AuCu65, які сприяють забезпеченню часткової псевдопружної поведінки паяного з'єднання NiTi/NiTi.

Разом з тим слід зазначити, що процес отримання нероз'ємних з'єднань шляхом паяння потребує проведення подальших системних досліджень з застосуванням сучасних розрахункових і експериментальних методів, які дозволять зберегти основні властивості сплавів з пам'яттю форми та забезпечать належні експлуатаційні характеристики паяним виробам.

Список літератури/References

1. Патон Б.Е., Калекко Д.М., Шевченко В.П. и др. (2006) Свариваемость сплавов системы Ni–Ti с эффектом памяти формы. *Автоматическая сварка*, **5**, 1–10.
Paton, B.E., Kaleko, D.M., Shevchenko, V.P. et al. (2006) Weldability of shape-memory alloys of Ni-Ti system. *The Paton Welding J.*, **5**, 1–10.
2. Jani, J.M., Leary, M., Subic, A.R., Gibson, M.A. (2014) A review of shape memory alloy research, applications and opportunities. *Materials & Design*, **56**, 1078–1113.
3. Красовский В.П. (2009) Дослідження капілярних характеристик та плавка сплаву нікель–титан (NiTiNOL) з ефектом пам'яті форми. *Адгезія розплавів і паяння матеріалів*, **42**, 95–102.
Krasovsky, V.P. (2009) Study of capillary characteristics and melting of nickel-titanium alloy (NiTiNOL) with shape-memory effect. *Adgeziya Rozplaviv i Payanniya Materialiv*, **42**, 95–102 [in Ukrainian].
4. Акимов О.В., Нури С.М. (2015) Сплавы с эффектом памяти формы. История появления и развития, физика процесса их уникальных свойств. *Вісник НТУ «ХПИ»*, **14** (1123) Серія «Нові рішення в сучасних технологіях», сс. 42–49.
Akimov, O.V., Nuri, S.M. (2015) Alloys with shape-memory effect. History of emergence and development, physics of process of their unique properties. *Visnyk NTU KhPI*, **14** (1123), Series: New Solutions in Modern Technologies, 42–49 [in Russian].
5. Tillmann, W., Eilers, A., Henning, T. (2021) Vacuum brazing and heat treatment of NiTi shape memory alloys. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 1147:012025. Doi: 10.1088/1757-899X/1147/1/012025
6. Разоренов С.В., Гаркушин Г.В., Канель Г.И. и др. (2011) Поведение никель-титановых сплавов с эффектом памяти формы в условиях ударно-волнового нагружения. *Физика твердого тела*, **53**, **4**, 768–773.
7. Massalski, T.B. (1990) Binary Alloy Phase Diagrams, American Society for metals. (*Ohio: Metals Park: ASM International: CD*).
8. Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. (2012) Роль сплавов с эффектом памяти формы в современном машиностроении. Краснодар, РФ.
Blednova, Zh.M., Stepanenko, M.A. (2012) *Role of alloys with shape-memory effect in modern mechanical engineering*. Krasnodar, RF [in Russian].
9. Chau, E.T.F. (2007) *A Comparative study of joining methods for a SMART aerospace application*. Eng. doctorate thesis. Cranfield University, UK.
10. Сенкевич К.С. (2017) Перспективы получения и применения гибридных конструкций и композитов из титановых сплавов и нитинола. Обзор. *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, **4**, 71–78.
Senkevich, K.S. (2017) Prospects of producing and application of hybrid structures and composites of titanium alloys and nitinol: Review. *Izv. Vuzov. Poroshk. Metallurgiya i Funktsionalnye Pokrytiya*, **4**, 71–78 [in Russian].

11. Zoeram, A.S., Mousavi, A. (2014) Laser welding of Ti–6Al–4V to nitinol. *Mater. Desig.*, 61, 185–190.
12. Akselsen, O.M. (2010) *Joining of shape memory alloys. Shape Memory Alloys*. SINTEF Materials and Chemistry, Ed. by Cismasin, C. InTech, Norway, 183–211.
13. Shiue, R.H., Wu, S.K. (2006) Infrared brazing of Ti50Ni50 shape memory alloy using gold-based braze alloys. *Gold Bull.*, 39, 200–204.
14. Grummon, D.S., Shaw, J.A., Foltz, J. (2006) Fabrication of cellular shape memory alloy materials by reactive eutectic brazing using niobium. *Mater. Sci. Eng., A* 438–440, 1113–1118.
15. Zhao, X.K., Tang, J.W., Lan, L. et al. (2009) Vacuum brazing of NiTi alloy by AgCu eutectic filler. *Mater. Sci. Technol.*, 25, 1495–1497. <https://doi.org/10.1179/174328409X405625>
16. ASM Handbook: *Alloy Phase Diagrams*, 3, 1992, ASM International, Metals Park, Ohio, USA.
17. Tang, W., Sandstrom, R., Miyazaki, S. (2000) Phase Equilibria in the Pseudobinary Ti_{0.5}Ni_{0.5}–Ti_{0.5}Cu_{0.5} System. *J. of Phase Equilibria, Japan*, 21(3), 227–234.
18. Watanabe, T., Sonobe, H. (1992) Brazing of Ni–Ti Type Shape Memory Alloy. *Quarterly Journal of the Japan Welding Society, Japan*, 10, 1, 95–101.
19. Shiue, R.K., Wu, S.-K. (2005) Infrared brazing Ti50Ni50 and Ti–6Al–4V using the BAg-8 Braze alloy. *Mater. Trans.*, 46 (9), 2057–2066.
20. Li, M.G., Sun, D.Q., Qiu, X.M. et al. (2006) Effects of laser brazing parameters on microstructure and properties of TiNi shape memory alloy and stainless steel joint. *Mater. Sci. Eng. A*, 424 (1-2), 17–22. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.01.054>
21. Lin, C., Shiue, R.K., Wu, S.-K., Yang, T.-E. (2019) Infrared Brazed Joints of Ti50Ni50 Shape Memory Alloy and Ti-15-3 Alloy Using Two Ag-Based Fillers. *Materials*, 12, 1603–1614. Doi: 10.3390/ma12101603
22. Qiu, X.M., Li, M.G., Sun, D.Q., Liu, W.H. (2006) Study on brazing of TiNi shape memory alloy with stainless steels. *J. Mater. Proc. Technol.*, 176, 8–12.
23. Humpston, G., Jacobson, D.M. (2004) *Principles of Soldering*. ASM International® Materials Park, Ohio, USA.
24. Shiue, R.K., Wu, S.K., Chen, S.Y. (2003) Infrared brazing of TiAl intermetallic using BAg-8 braze alloy. *Acta Materialia*, 51, 1991–2004.
25. Bewerse, C., Brinson, L.C., Dunand, D.C. (2015) Microstructure and mechanical properties of ascast quasibinary NiTi–Nb eutectic alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 627, 360–368.
26. Piao, M., Miyazaki, S., Otsuka, K., Nishida, N. (1992) Effects of Nb addition on the microstructure of Ti–Ni alloys. *Mater. Trans.*, 33, 337–345.
27. Wang, Y., Cai, X.Q., Yang, Z.W. et al. (2017) Effects of Nb content in Ti–Ni–Nb brazing alloys on the microstructure and mechanical properties of Ti–22Al–25Nb alloy brazed joints. *J. Mater. Sci. Technol.*, 33, 682–689.
28. Liu, S., Han, S., Wang, L. et al. (2019) Effects of Nb on the Microstructure and Compressive Properties of an As-Cast Ni₄₄Ti₄₄Nb₁₂ Eutectic Alloy. *Materials*, 12, 4118.
29. Wang, L., Wang, C., Zhang, L.C. et al. (2016) *Phase transformation and deformation behavior of NiTi–Nb eutectic joined NiTi wires*. Scientific Reports. 6:23905. DOI: 10.1038/srep23905
30. Grummon, D.S., Low, K.-B. Foltz, J., Shaw, J. (2007) New Method for Brazing Nitinol Based on the Quasibinary TiNi–Nb System. In: *Proc. of 48th Conf. on AIAA/ASME/ASCE/AHS/ASC Structures, Structural Dynamics, and Materials (Honolulu, Hawaii, 23–26 April 2007)*.
31. Low, K.B. (2009) *Reactive eutectic brazing of nitinol*. Ph.D. Thesis, Michigan State University, USA.
32. Satoh, G., Brandal, G., Naveed, S., Yao, Y.L. (2017) Laser Autogenous Brazing of Biocompatible, Dissimilar Metals in Tubular Geometries *J. Manuf. Sci. Eng.*, 139 (4), 041016, 1–16.

PRODUCING NITINOL BRAZED JOINTS (Review)

S.V. Maksymova, B.V. Stefaniv

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Shape-memory alloys are becoming ever wider applied in different industries, in particular in aerospace, medical, automotive sectors and in consumer electronics manufacturing. Application of these materials as hybrid structure elements is a promising direction when creating products with a unique set of properties: high mechanical values, superplasticity, damping ability, higher wear resistance and thermomechanical memory. Production of nitinol permanent joints by welding leads to formation brittle phases of Ti₂Ni type, which degrade the product quality. This review discusses the possibility of producing high-strength permanent joints of nitinol with nitinol and with other alloys by brazing. The main advantage, compared to other methods, is the fact that base metals do not melt, and some structural transformations can be avoided. At nitinol brazing in ambient air, brazing filler metals of Ag–Cu–Zn–Sn–Ni system have proven themselves well, using 25AgCl–25KF–50LiCl flux. We should specially mention application of silver brazing filler metals and interlayers from pure metals, for instance, niobium, providing a strong metallurgical bond with the base metal. At brazing temperature of 1180 °C an alloy based on quasibinary NiTi–Nb eutectic system is formed, ensuring the reliability of brazed elements when creating prototypes of superplastic honeycomb shapes from titanium nickelide. 32 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: titanium nickelide (nitinol), shape memory alloys (SMA), brazing filler metals, brazing, welding, wetting, intermetallic brittle compounds, strength, structure

Надійшла до редакції 27.10.2022



1 жовтня 1960 р. з конвеєра заводу «Комунар» в Запоріжжі зійшли перші українські мікролітражні автомобілі моделі ЗАЗ-965 «Запорожець». До кінця року було випущено близько 1,5 тис. «Запорожців». Цей автомобіль швидко став популярним, тому що порівняно мало коштував та був економічним. Експлуатаційна витрата пального становила 7,3 л на 100 км. Повноцінна 4-місна машина була компактною та маневреною: довжина її становила 3,33 м, а радіус повороту за колією зовнішнього колеса – 5 м. Незалежна підвіска всіх коліс, рівне, без тунелю для «кардана», дно, 20-сантиметровий кліренс під задньою віссю забезпечували непогану прохідність.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.А. Костін, С.Г. Григоренко, О.Л. Пузрін, Е.Л. Вржижевський

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

Найважливішою перевагою псевдо-β-сплавів титану є їхня висока міцність, а до недоліків відноситься висока вартість легуючих елементів. Для зниження вартості титанових сплавів на основі β-фази розроблено економнолеговані сплави, такі як LCB, Timetal 125 та інші. Цей клас титанових сплавів є перспективним для застосування в недорогих конструкціях. Розробка технології зварювання та режимів термічної обробки з'єднань таких сплавів є важливим завданням. В роботі було проведено дослідження поверхні зламів зварних з'єднань титанового сплаву системи Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, отриманих після випробувань на ударну в'язкість. Встановлено, що локальна термічна обробка в вакуумній камері зразків зварних з'єднань дослідного титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, отриманих ЕПЗ за режимом 4 (ЛТО у вакуумній камері при температурі 750 °С протягом 5 хв) дозволяє отримати більш високі пластичні властивості зварних з'єднань, а також запобігти утворенню холодних тріщин після зварювання. Така термообробка призводить до більш рівномірного розташування ділянок в'язкого руйнування на поверхні зламів. Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: титан, псевдо-β-титанові сплави, економнолеговані титанові сплави, зварні з'єднання, зварювання, електронно-променеве зварювання, локальна термічна обробка, вольфрамовий електрод, термічна обробка, механічні властивості, поверхні зламів, критерій якості

Вступ. Економнолегований титановий сплав Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe завдяки своїм унікальним властивостям є перспективним для застосування в різних галузях промисловості. До економнолегованих титанових сплавів можна віднести сплави, що не містять дорогих і дефіцитних елементів, таких як ніобій, ванадій та інші, і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти: алюміній, залізо, кремній, кисень і т. п. [1–4]. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України були проведені роботи по виплавці зливок псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe з використанням електронно-променевої установки УЕ-208М з проміжною ємністю і порціонною подачею рідкого металу. Слід визначити, що отримані зливки псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe за хімічним складом близькі до сплаву, розробленому компанією «TIMET» (США), якому було присвоєно назву LCB (low cost beta) [5, 6].

Високоміцні економнолеговані титанові сплави знайшли широке застосування в аерокосмічній галузі (відповідальні та високонавантажені вузли і агрегати); військовій промисловості (елементи бронезахисту бойових машин та особового складу), транспортному машинобудуванні (деталі двигунів, диски коліс, ресорні пружини, силові конструкції спорткарів); при виробництві інтелек-

туальних товарів для спорту, медицини, широкого споживання [7].

Покращення механічних властивостей зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів потребує використання різних способів термічної або термомеханічної обробки (ТО, ТМО) [8].

У зв'язку з тим, що використання повної термічної обробки усього зварного з'єднання є економічно недоречним, то зазвичай використовують локальну термічну обробку (ЛТО) у ділянці з'єднання титанових сплавів. Основна мета ЛТО полягає у формуванні умов для запобігання утворення тріщин та інших дефектів на ділянці зварного з'єднання та в покращенні механічних властивостей при зварюванні за рахунок використання локального підігріву до певних температур та послідовного відпалу, що призводить до релаксації термічних напружень у зоні зварювання внаслідок зміни структурно-фазового складу металу та отримання заданих властивостей [9].

Традиційно для зварювання високоміцних титанових сплавів використовують електронно-променеве та аргонодугове зварювання.

Аргонодугове зварювання (АДЗ). Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом у середовищі захисного інертного газу аргону (АДЗ) набуло найбільш широке застосування для

зварювання титанових сплавів завдяки тому, що цей спосіб зварювання є найбільш дешевим і універсальним. Він дозволяє виконувати з'єднання в різних просторових положеннях, в умовах обмеженого простору і не вимагає складного переналадження обладнання при зміні товщини зварюваного виробу і типу з'єднання. Зварювання може виконуватися як з застосуванням присадного металу, так і без нього. В якості присадного металу застосовують зварювальні дроти або прутки з титанових сплавів. Інертний газ аргон практично не вступає у хімічну взаємодію з розплавленим металом та іншими газами у зоні горіння дуги. Аргон має більшу вагу ніж повітря, тому він витискує його з зони зварювання та надійно захищає рідку зварну ванну та околосшовну зону зварного з'єднання від контакту з атмосферою.

Електронно-променеве зварювання (ЕПЗ) – зварювання, при якому нагрівання та плавлення контактуючих поверхонь здійснюється високошвидкісними потоками електронів, що рухаються під дією електричного поля у вакуумі. Зварювання виконується в середині камери у вакуумі, який отримано за рахунок відкачування повітря до тиску порядку $10^{-3} \dots 10^{-4}$ Па. Пучок електронів формується у спеціальному пристрої електронно-променевої пушки.

ЕПЗ відрізняється високою щільністю потужності, поступаючись за цим показником лише лазерному зварюванню, але значно перевершуючи зварювання електричною дугою. Крім того, ЕПЗ характеризується мінімальною площею плями нагріву. Схематично розміри зони зварювання для різних видів зварювання представлено на рис. 1.

Істотною перевагою ЕПЗ є повна дегазація робочої області, в результаті чого досягається високоякісне з'єднання хімічно активних металів. Відсутність впливу атмосферних кисню та водню на метал шва дозволяє домогтися його більш однорідної та щільної структури, а також уникнути подальшої корозії.

Основний недолік ЕПЗ – це високі витрати на створення умов вакууму для зварювання високоактивних металів та сплавів. Тому цей метод зварювання працює в вузькоспеціалізованому діапазоні завдань для зварювання титанових сплавів,

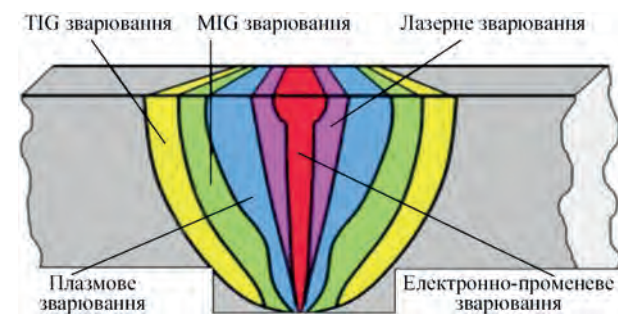


Рис. 1. Співставлення розмірів швів для різних видів зварювання

високотехнологічних дорогих деталей з цих сплавів з забезпеченням високих вимог по допускам та якості поверхні.

Метою роботи є визначення оптимальних режимів термічної обробки зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виконаних електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом.

Матеріал та методика досліджень. В роботі досліджували зварні з'єднання дослідного економнолегованого титанового сплаву 2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. Для виплавки зливків титанового сплаву застосовано багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [8]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) та порційним подаванням рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор. Дослідження хімічного складу отриманих зливків показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливків рівномірний. Пластичну деформацію заготовок проводили на прокатному стані марки Skoda 355/500 до товщини 10 та 6 мм за стандартною методикою та піддано відпалу при температурі 750 °С. Хімічний склад дослідженого титанового сплаву представлено в табл. 1.

Зварювання цього сплаву виконували двома способами – ЕПЗ та АДЗ.

ЕПЗ зразків сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe завтовшки 10 мм виконували на установці ЕЛА60/60. Зварювання здійснювали за один прохід наскрізним проплавленням на режимі: прискорююча напруга $U_{пр} = 60$ кВт, струм променя $I_{п} = 80$ мА, швидкість зварювання $V_{зв} = 7$ мм/с. Контроль температури здійснювався за допомогою термопар, прикріплених з кореневої сторони шва. Для проведення попереднього підігріву перед зварюванням і локальної термічної обробки безпосередньо у вакуумній камері після зварювання зварні з'єднання обігрівалися електронним пучком, розгорнутим в прямокутний растр. Ширину ділянки, що прогривається при ЛТО, визначали таким чином, щоб вона перекривала шов і зону термічного впливу. В роботі ширина ділянки становила 30 мм. Потужність електронного променя в процесі попереднього підігріву і ЛТО становила близько 3 кВт, що дозволило забезпечити температуру в зоні обробки на рівні 750 °С. Режим зва-

Таблиця 1. Хімічний склад економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву [8]

Хімічний склад, мас %								
Al	Fe	Mo	Cr	Ni	Si	O	N	Ti (основа)
2,78	4,87	5,13	0,03	0,02	≤0,003	0,08	0,02	89,48

рювання з попереднім підігрівом та ЛТО є оптимальним з точки зору попередження утворення холодних тріщин та кращого формування шва.

Режим АДЗ зразків сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe завтовшки 6 мм був наступний: напруга дуги $U = 12$ В, зварювання виконувалось автоматично на постійному струмі прямої полярності, струм зварювання складав $I = 350$ А, швидкість зварювання $v_{зв} = 10$ м/год, швидкість присадного дроту $V_{пр} = 30$ м/год, напруга на дузі в процесі зварювання становила 12 В. Витрати захисного газу (аргону) 18 л/хв в соплі та 22 л/хв в захисний пристрій для захисту остигаючого металу шва. Зворотня сторона швів також захищалась аргоном від окислення за допомогою мідної формуючої підкладки. Загальні схеми ЕПЗ (а) та АДЗ (б) представлено на рис. 2.

В якості присадного металу при АДЗ використовували нелегований титановий зварювальний дріт ВТ1-00св діаметром 2 мм. Це дозволяє в невеликих межах змінювати ступінь легування металу шва. Визначали відносну кількість присадного металу в металі шва за допомогою визначення площини проплавлення металу з'єднання на поперечних шліфах зварних швів. В процесі зварювання присадний дріт подається у головну ча-

стину ванни. Для запалювання дуги паралельно джерелу живлення вмикається прилад осцилятор. Осцилятор подає на електрод високочастотні висковольтні імпульси, які іонізують дуговий проміжок та забезпечують підпалювання дуги після включення джерела живлення.

Застосування зазначених вище способів зварювання обумовлено властивостями зварюваних конструкцій та можливостями виробництва.

В роботі вивчали механізм руйнування зварних з'єднань дослідного економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, які були отримані ЕПЗ та АДЗ, в тому числі після впливу різних режимів термообробки (табл. 2).

Механічні властивості зразків основного металу та зварних з'єднань, що досліджували, наведено в табл. 3 [10].

Результати дослідження. В роботі було проведено дослідження поверхні зламів зварних з'єднань титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, отриманих після випробувань на ударну в'язкість.

На рис. 3 наведено поверхні руйнування дослідних зразків. Аналіз зразків показав, що для всіх досліджених зразків руйнування відбувається за змішаним механізмом. Поверхня руйнування чітко виражена. Має крупнокристалічну будову.

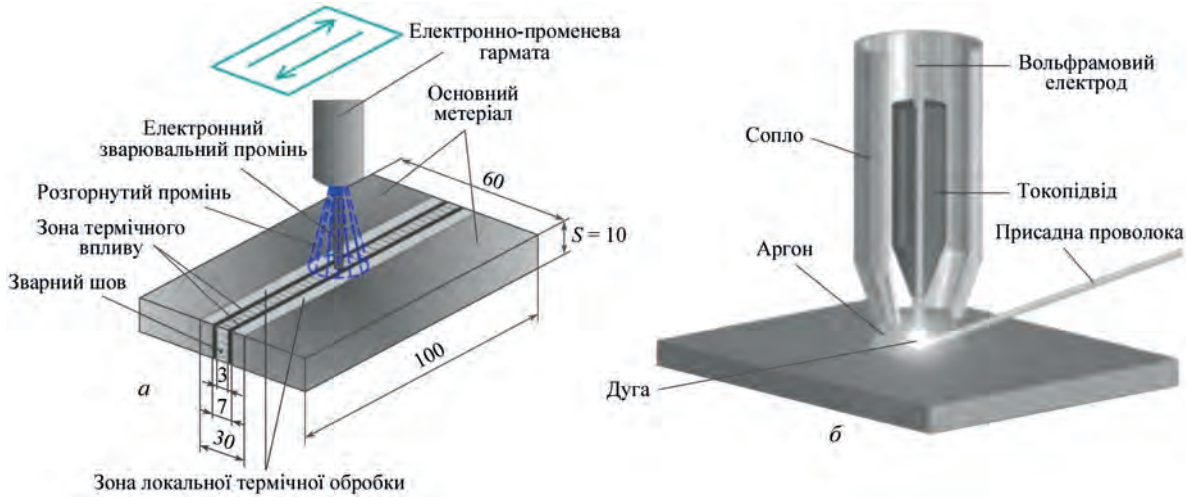


Рис. 2. Схема проведення зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe: а – ЕПЗ; б – АДЗ

Таблиця 2. Режими термообробки зварних з'єднань титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Номер зразка	Тип зразка	Термообробка
1	Основний метал	–
2	Зварне з'єднання ЕПЗ (без термообробки)	–
3	Зварне з'єднання ЕПЗ з попереднім підігрівом до температури 400 °С	–
4	Зварне з'єднання ЕПЗ з попереднім підігрівом до температури 400 °С	ЛТО при 750 °С протягом 5 хв
5	Зварне з'єднання ЕПЗ	Нагрівання до 760 °С, уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/хв
6	Зварне з'єднання ЕПЗ	Нагрівання до 760 °С, гартування в воду, старіння 400 °С 10 год
7	Зварне з'єднання АДЗ, виконане з додаванням присадного дроту ВТ1-00св	Нагрівання до 760 °С, уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/хв

Таблиця 3. Механічні властивості зварних з'єднань економнолегованого титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Номер зразка	Межа міцності σ_b , МПа	Межа плинності σ_p , МПа	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Ударна в'язкість KCV, Дж/см ²
1	1015	939	1,9	-	3,6
2	960	921	3,8	-	6,4
3	992	959	5,1	-	3,6
4	997	964	6,5	-	5,4
5	964	905	4,7	12,6	7,1
6	1204	1199	8,6	1,7	4,2
7	958	958	1,3	2,4	6,5

Магістральна тріщина розповсюджувалась від нанесеного концентратора напружень у напрямку строго вздовж напрямку прикладеному навантаженню. Макроскопічний аналіз зразків показав, що немає утяжок та «губ» зрізу, що свідчить про малу макроскопічну пластичну деформацію на всіх стадіях руйнування [11]. Разом з тим, макроскопічний аналіз характеру руйнування показав, що частка пластичної деформації на поверхні руйнування суттєво залежить як від типу зварювання, так і від режиму термооброблення (рис. 3, а, е, ж).

Мікроскопічне дослідження поверхні руйнування зразків №№ 1–3 показало, що вона є неоднорідна та характеризується змішаним характером (рис. 4, а, б, г) [12]. Дослідження показали, що поверхня руйнування світла, крупнокристалічна, розвинена. Поверхня руйнування містить фасетки відколу, які перемежуються з ділянками міжзеренного та в'язкого руйнування. Спостерігаються фасетки відколу, які розділені ділянками відриву. Зразки відрізняються розміром фасеток руйнування (від 50 до 200 мкм) та часткою в'язкої складової у зламі (від 5 до 30 %). В зразках №№ 4–6 (рис. 3, б, г, д, е) поверхня руйнування плоска, слабо виражена, що свідчить про низьку швидкість розповсюдження трі-

щини, що утворена в умовах плоскодеформованого стану. Характер руйнування переважно крихкий, частка в'язкої складової не перевищує 20...25 %. Поверхня руйнування зразків № 6, 7 містить низку паралельно розташованих кристалографічних поверхонь у вигляді сходинок (рис. 4, є, ж).

Детальний аналіз поверхні руйнування зразків зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe показав, що деталі рельєфу поверхні руйнування містять одночасно як фасетки відколу, так і ямки, які сформувалися за механізмом коагуляції мікропор (рис. 4, б, є, ж). На фасетках відколу спостерігаються гребні відриву та струмкові візерунки. Також на поверхні зламів зразків, отриманих за режимами 4, 5, 6 знайдені елементи в'язкого руйнування. Це свідчить про те, що матеріал після відповідної термічної обробки стає більш пластичним (рис. 4, г, е).

Співставлення характеру руйнування зразків після відповідних режимів термообробки, виконаних ЕПЗ та АДЗ зварюванням, показало (рис. 4, є, ж), що зразки після ЕПЗ більш пластичні та мають більшу частку в'язкої складової у зламі.

Аналіз результатів механічних випробувань дослідного економнолегованого титанового сплаву

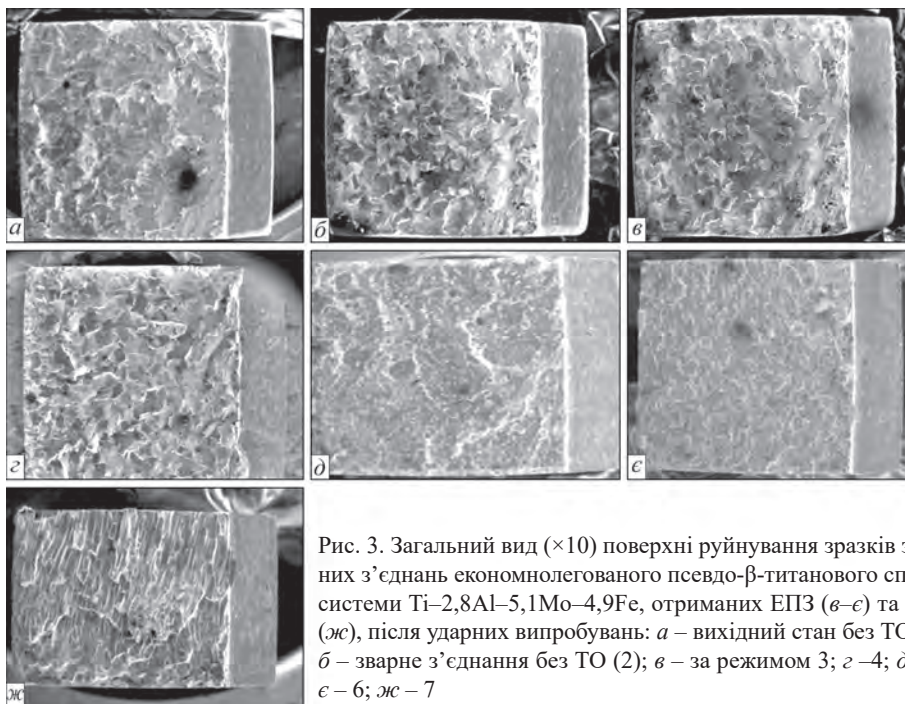


Рис. 3. Загальний вид ($\times 10$) поверхні руйнування зразків зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, отриманих ЕПЗ (б–е) та АДЗ (ж), після ударних випробувань: а – вихідний стан без ТО (1); б – зварне з'єднання без ТО (2); в – за режимом 3; г – 4; д – 5; е – 6; ж – 7

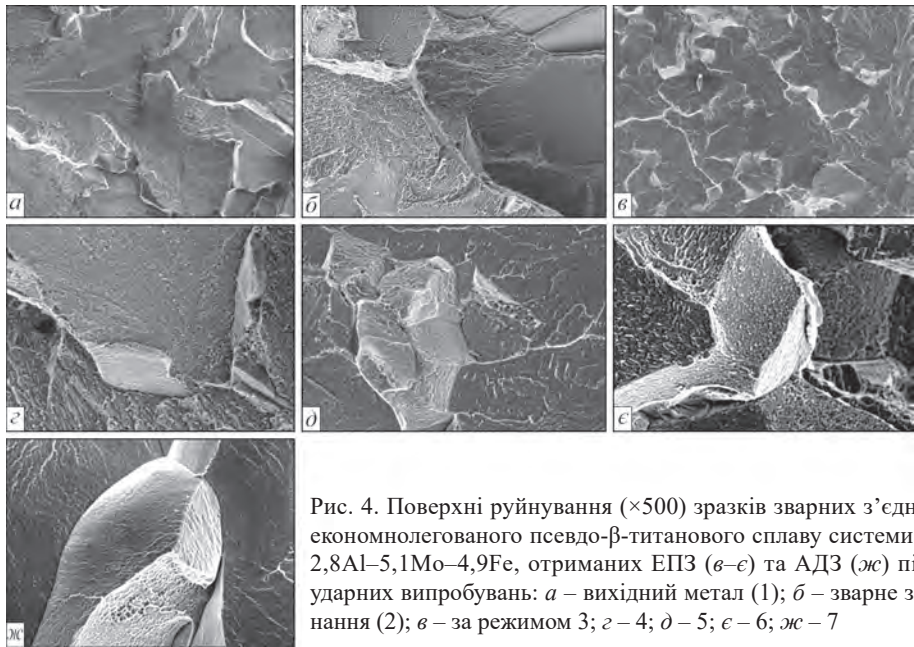


Рис. 4. Поверхні руйнування (×500) зразків зварних з'єднань економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву системи Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, отриманих ЕПЗ (б–є) та АДЗ (ж) після ударних випробувань: а – вихідний метал (1); б – зварне з'єднання (2); в – за режимом 3; г – 4; д – 5; е – 6; ж – 7

Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після різних режимів термообробки показав (табл. 3), що термообробка цього сплаву дозволяє у достатньо широкому діапазоні параметрів змінювати його механічні властивості. Так, для зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ в стані після термообробки, найбільшу межу міцності дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe було отримано за режимом 6 (гартування при температурі 760 °C + охолодження в воду + старіння при 400 °C) – 1204 МПа, а найменшу – 964 МПа за режимом 5 (повільне охолодження з температури 760 °C зі швидкістю 1 °C/хв). Тобто відповідною термічною обробкою можливо отримати властивості як більше (режим 6), так і менше (режим 5) нетермообробленого зварного з'єднання (режим 2, 960 МПа). Відповідні результати було отримано і для межі плинності: найбільше значення отримано на режимі 6 – 1199 МПа, а найменше значення на режимі 5 – 905 МПа.

Показники пластичності (відносне подовження та звуження) у дослідного титанового сплаву

Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після термообробки залишаються низькими. Максимальне відносне подовження було отримано на зразках після термообробки за режимом 6 – 8,6 % (більше на 126 %), а найменше за режимом 7 – всього 1,3 % (менше на 66 %). Зразок, термооброблений за режимом 5, набув найбільше відносне звуження 12,6 % (більше на 92 %) при відповідному подовженні (4,7 %) (рис. 5).

Ударна в'язкість дослідних зразків була високою та коливалась в межах від 4,2 (режим 6) до 7,1 Дж/см² (режим 5), причому досліджені режими термічної обробки змінюють її незначно. Причиною низьких показників ударної в'язкості та пластичності може бути вміст в дослідному сплаві заліза – майже 5 % (див. табл. 1), що призводить до утворення в процесі виплавки часток інтерметалідів титан – залізо, які негативно впливають на рівень ударної в'язкості дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe [11].

З метою вибору оптимального режиму термообробки дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–

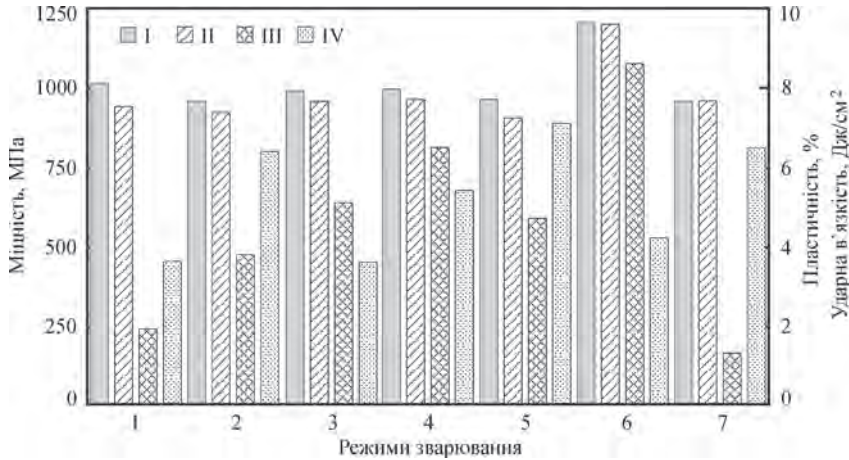


Рис. 5. Вплив режимів термообробки на показники міцності та пластичності титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (I – межа міцності; II – межа плинності; III – відносне звуження; IV – ударна в'язкість)

5,1Mo–4,9Fe було запропоновано критерій «якості» термообробки в умовних одиницях, який складається з вкладу режимів термообробки у комплексне підвищення (або зниження) сумарних показників міцності, пластичності та ударної в'язкості нового титанового сплаву відносно зразка без термообробки (зразок 2) (рис. 6). Тобто, зазвичай підвищення одних механічних властивостей, наприклад, міцності, визиває відповідне зниження пластичності. Але у деяких випадках це відбувається непропорційно. У зв'язку з цим було запропоновано критерій «якості»:

$$K_{\text{то}} = \sum \frac{(P_{\text{вихід}} - P_{\text{то}})}{P_{\text{вихід}}},$$

де $K_{\text{то}}$ – критерій «якості»; $P_{\text{вихід}}$ – вихідний параметр (межа міцності, межа плинності, відносне подовження, ударна в'язкість) зразка без термообробки; $P_{\text{то}}$ – параметр термообробленого зразка.

Позитивні значення параметра $K_{\text{то}}$ визначають комплексне підвищення властивостей, негативні – зниження.

Аналіз отриманих результатів показує, що комплексне підвищення властивостей зварних з'єднань при ЕПЗ можливо отримати при використанні режиму 5. При застосуванні термічної обробки при АДЗ зварюванні (режим 7) неможливо отримати оптимальне поєднання міцності, пластичності та ударної в'язкості.

Використання однакових режимів термообробки – нагрівання до 760 °C та наступне уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв (режими 5 та 7) на зварних з'єднаннях, виконаних двома різними видами зварювання ЕПЗ та АДЗ показало, що механічні властивості відрізняються незначною мірою – межа міцності становила 964 МПа (ЕПЗ) проти 958 МПа (АДЗ) відповідно.

Значення ударної в'язкості зразків з гострим надрізом для двох термооброблених зразків змінюється також незначно – 7,1 Дж/см² (ЕПЗ) проти 6,5 Дж/см² (АДЗ). Основна відмінність після термообробки спостерігається у пластичних властивостях (відносне подовження та звуження). Термообробка зразків, виконаних ЕПЗ, призводить до

значно кращих пластичних властивостей (табл. 3). Це можливо пояснити тим, що пластичні властивості в термооброблених зразках, виконаних ЕПЗ, вище за рахунок збільшення в'язкої складової на поверхні руйнування (рис. 3, є, ж). В зразках, виконаних ЕПЗ, злам містить 28 % в'язкої складової, а в зразках, виконаних АДЗ, менше 15 %.

Висновки

1. Встановлено, що локальна термічна обробка у вакуумній камері зразків зварних з'єднань дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, отриманих ЕПЗ за режимом 4 (ЛТО у вакуумній камері при температурі 750 °C протягом 5 хв) дозволяє отримати більш високі пластичні властивості зварних з'єднань, а також запобігти утворенню холодних тріщин після зварювання. Така термообробка призводить до більш рівномірного розташування ділянок в'язкого руйнування на поверхні зламів.

2. Показано, що при використанні термічної обробки зразків титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe за режимом 5 (нагрівання до 760 °C, уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв) дозволяє отримати оптимальний комплекс пластичних ($\delta = 4,7 \%$, $\psi = 12,6 \%$) та ударних ($KCV = 7,1$ Дж/см²) властивостей.

3. Встановлено, що повільне охолодження після АДЗ також забезпечує підвищення пластичних властивостей зварних з'єднань титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, але вони менші ніж при ЕПЗ з повільним охолодженням, що пов'язано з підвищеною швидкістю охолодження при АДЗ.

Список літератури

1. Lütjering, G., Williams, J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag, 3.
2. (2002) EHKTechnologies: «Opportunities for low cost titanium in reduced fuel consumption, improved emissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles», Subcontract 4000013062, EHKTechnologies, Vancouver, WA, USA.
3. Lavender, C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA.
4. (2004) EHKTechnologies: «Summary of emerging titanium cost reduction technologies. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory», Subcontract 4000023694, EHKTechnologies, Vancouver, WA, USA.
5. Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. Сб. тр. Международной конференции «Ti-2007 в СНГ». Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
6. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. In: *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
7. Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A*, 243, 46–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00783-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00783-1)
8. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Березос В.О. та ін. (2020) Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*, 4, 7–15. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>

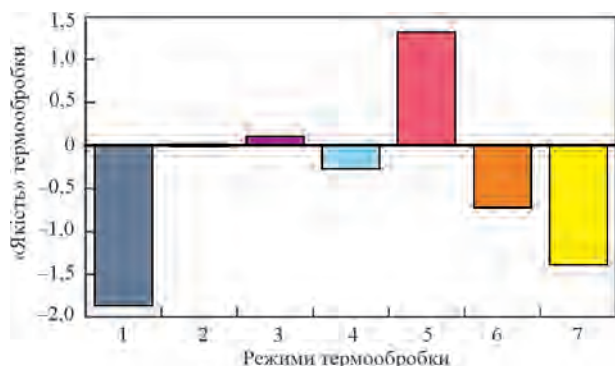


Рис. 6. Вплив режимів термообробки на «якість» термообробки

9. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо-β-титанового сплава ВТ19. *Автоматическая сварка*, 7, 12–17. <https://doi.org/10.15407/as2018.07.02>
10. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. та ін. (2021) Вплив термічної обробки на структуру та властивості зварних з'єднань високоміцних титанових сплавів на основі β-фази. *Сучасна електрометалургія*, 4, 51–58. <https://doi.org/10.37434/sem202.04.11>
11. Григоренко С.Г., Таранова Т.Г., Костін В.А. та ін. (2021) Вплив термічної обробки на структуру та характер руйнування зварного з'єднання економного легированого титанового сплаву. *Там само*, 3, 42–48.
12. Феллоуз Дж. (1982) *Фрактография и атлас фрактограмм*. Бернштейн М.Л. (ред.). Москва, Металлургия.
5. Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium alloys of «LOW-COST» series and possibilities of their application. In: Proc. of Int. Conf. on Ti-2007 in CIS (Kyiv, IMP), 191–192.
6. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. In: *Beta Titanium Alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
7. Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A*, 243, 46–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00783-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00783-1)
8. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Structure and properties of structural sparsely-doped titanium-based alloys produced by EBM. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 7–15 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>
9. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2018) Electron beam welding and heat treatment of welded joints of high-strength pseudo-β titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, 7, 10-14. <https://doi.org/10.15407/as2018.07.02>
10. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2021) Influence of heat treatment on the structure and properties of welded joints of high-strength titanium alloys based on β-phase. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 51–58 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem202.04.11>
11. Grigorenko, S.G., Taranova, T.G., Kostin, V.A. et al. (2021) Influence of heat treatment on the structure and fracture mode of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy. *Suchasna Elektrometal.*, 3, 42–48 [in Ukrainian].
12. Fellows, J. (1982) *Fractography and atlas of fractograms*. Ed. by Bernshtejn, M.L., Moscow, Metallurgiya [in Russian].

References

1. Lütjering, G., Williams, J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag, 3.
2. (2002) EHKTechnologies: «Opportunities for low cost titanium in reduced fuel consumption, improved emissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles», Subcontract 4000013062, EHKTechnologies, Vancouver, WA, USA.
3. Lavender, C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA.
4. (2004) EHKTechnologies: «Summary of emerging titanium cost reduction technologies. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory», Subcontract 4000023694, EHKTechnologies, Vancouver, WA, USA.

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON IMPROVEMENT OF MECHANICAL PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF SPARSELY-DOPED TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, V.A. Kostin, S.G. Hrygorenko, O.L. Puzrin, E.L. Vrzhyzhevskiy

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The most important advantage of pseudo-β-titanium alloys is their high strength, and the disadvantages include the high cost of alloying elements. Sparsely-doped alloys, such as LCB, Timetal 125, etc. were developed to lower the titanium alloys cost. This class of titanium alloys is promising for application in inexpensive structures. Development of welding technology and modes of heat treatment of such alloy joints is an important task. In this work investigations were performed of the surface of fractures in welded joints of titanium alloy of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe system, obtained after impact toughness testing. It was found that local heat treatment in the vacuum chamber of specimens of welded joints of test titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe produced by EBW by mode 4 (LHT in a vacuum chamber at the temperature of 750 °C for 5 min) allows producing higher ductility properties of welded joints, and preventing post-weld cold cracking. Such heat treatment leads to a more uniform arrangement of ductile fracture areas on fracture surfaces. 12 Ref., 3 Tabl., 6 Fig.

Keywords: titanium, pseudo-β-titanium alloys, sparsely-doped titanium alloys, welded joints, welding, electron beam welding, local heat treatment, tungsten electrode, heat treatment, mechanical properties, fractures surfaces, quality criterion

Надійшла до редакції 08.12.2022

Технічна діагностика Київської телевежі методом фотограметрії



Фахівці ІЕЗ ім. Є.О. Патона провели дистанційне обстеження руйнувань Київської телевежі внаслідок ракетного удару 1 березня 2022 р. За допомогою квадрокоптера DJI Air 2S було проведено фотозйомку нижнього ярусу телевежі та побудована її тривимірна модель методом фотограметрії з використанням програмного забезпечення 3DF Zephyr. Для розрахунку положень елементів конструкції у просторі використовувалось більше двох тисяч фотографій, які зроблені під різними кутами та відстанями відносно вежі. Особливістю метода фотограметрії є можливість проводити вимірювання розмірів окремих ділянок та кутів між визначеними елементами конструкції. Це дозволяє оцінити розміри дефектів, їх точне місцезоположення. Проведене дистанційне дослідження Київської телевежі дозволило отримати дані про дефекти у вигляді отворів від 5 мм, візуалізувати пошкодження вузлів з'єднання несучих елементів конструкції. Отримані дані будуть використовуватись при проведенні технологічних заходів для відновлення та ремонту Київської телевежі.

КОРОЗІЙНА ТРИВКІСТЬ ПЛАЗМОВИХ ПОКРИТТІВ НА ОСНОВІ КОМПОЗИЦІЙНИХ ПОРОШКІВ З ІНТЕРМЕТАЛІДОМ FeAl

Н.В. Вігілянська¹, О.П. Грищенко¹, К.В. Янцевич¹, З.Г. Іпатова¹, Ц. Сендеровскі²

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

²Варшавський політехнічний університет. 00661, м. Варшава, пл. Політехніки, 1, Польща.

E-mail: cezary.senderowski@uwm.edu.pl

Досліджено корозійну тривкість плазових покриттів з композиційних порошків на основі інтерметаліду FeAl у різних агресивних середовищах. Для нанесення покриттів були використані порошки на основі інтерметаліду FeAl, які було отримано механохімічним синтезом з введенням до їх складу додатково легуючих елементів титану та магнію. Електрохімічні випробування плазових покриттів проводили потенціостатичним методом у 3%-му розчині NaCl та у 10 %-му розчині H₂SO₄. Встановлено, що швидкість корозійного процесу плазових покриттів системи FeAl залежить від природи електроліту та від механізму електрохімічного процесу. Проведені електрохімічні дослідження плазових покриттів системи FeAl показали, що корозійна тривкість у 3%-му розчині NaCl на порядок вища, ніж у 10%-му розчині H₂SO₄. Виявлено, що введення до складу композиційного покриття на основі інтерметаліду FeAl легуючого елементу титану призводить до підвищення корозійної тривкості покриттів у 10%-му розчині H₂SO₄ у 2–5 разів. Показано, що плазові покриття на основі інтерметаліду FeAl за шкалою корозійної тривкості у 3%-му розчині NaCl відносяться до групи «стійких». Електрохімічні дослідження показали можливість експлуатувати дані захисні покриття у сольових нейтральних розчинах. Бібліогр. 18, табл. 3, рис. 2.

Ключові слова: інтерметаліди, залізо, алюміній, композиційний порошок, плазові покриття, корозійна тривкість

Вступ. Алюмініди заліза відносяться до найбільш досліджених та використовуваних в промисловості інтерметалідів завдяки їх властивостям, таким як низька питома вага, висока зносостійкість, корозійна стійкість та ін. [1]. Останні роки інтерметаліди заліза FeAl широко використовуються в якості матеріалів захисних покриттів завдяки високій жаростійкості (до 600...700 °C) та корозійній стійкості в різних агресивних середовищах. Основною перевагою даних покриттів є, насамперед, можливість заміни дорогих жароміцних та жаростійких покриттів на основі алюмініду нікелю [2].

Дослідження в області газотермічного напилення інтерметалідних FeAl-покриттів були розглянуті у роботах [3–8]. Більшість робіт направлено на дослідження процесів, що протікають в композиційних порошках, отриманих методом механічного легування або механохімічного синтезу (MXC).

В роботах [9–11] відмічено, що покриття на основі Fe–Al значно підвищують корозійну тривкість сталевих виробів при тривалих випробуваннях у розчинах сульфатної кислоти та морської води. Додатково підвищити корозійну тривкість інтерметалідів на основі FeAl можливо за рахунок введення до їх складу легуючих елементів, таких як хром, мідь, тощо [12, 13]. Так, додаткове введення

хрому до інтерметаліду FeAl знижує струм корозії, пришвидшує початок пасивації у 3,5%-му розчині NaCl. Введення 3...5 мас. % міді до складу FeAl-покриттів призводить до утворення щільної пасивної плівки на поверхні електрода, яка дозволяє підвищити корозійну тривкість при тривалих випробуваннях у розчині сульфатної кислоти у 2...3 рази.

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона для газотермічного напилення захисних покриттів на основі інтерметалідів FeAl були розроблені композиційні порошки (КП) та відпрацьована технологія плазового напилення захисних покриттів [14, 15].

Метою даної роботи було дослідження корозійної тривкості плазових покриттів на основі інтерметаліду FeAl, впливу легуючих елементів на корозійну тривкість покриттів у різних агресивних середовищах.

Об'єкти досліджень та методика експерименту. В якості вихідних матеріалів для плазового напилення були використані композиційні порошки на основі інтерметаліду FeAl, які були отримані методом механохімічного синтезу [14] (табл. 1).

Покриття товщиною 500±50 мкм наносили на зразки зі Ст3 на установці УПУ-8М з використанням наступних режимів: $I = 600$ А, $U = 40$ В, $Q_{\text{Ar+N}_2} = 50$ л/хв, дистанція напилення – 80 мм.

Дослідження електрохімічних властивостей плазових покриттів проводили потенціос-

Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>,

Янцевич К.В. – <https://orcid.org/0000-0002-3975-7727>, Іпатова З.Г. – <https://orcid.org/0000-0003-2209-408X>,

Сендеровскі Ц. – <https://orcid.org/0000-0002-0331-3702>

Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, К.В. Янцевич, З.Г. Іпатова, Ц. Сендеровскі, 2022

Таблиця 1. Характеристика МХС-порошків на основі інтерметаліду FeAl

Система	Склад, мас. %	Фазовий склад	Розмір частинок		
			D_{10} , мкм	D_{50} , мкм	D_{90} , мкм
Fe ₃ Al	86Fe+14Al	Fe ₃ Al	3,6	11,2	32,9
Fe–AlMg	86Fe+14(Al5Mg)	тв. р-н Mg в Fe ₃ Al	2,8	14,5	29,8
Fe–TiAl	60,8Fe+39,2(Ti37,5Al)	тв. р-н Al в FeTi (Fe _{1-x} TiAl _x)	2,6	8,7	29,7

татичним методом на потенціостаті П-5827М при швидкості розгортки 2 мВ/с при температурі 18...20 °С з використанням притискної комірки. Стаціонарні потенціали вимірювали відносно хлорсрібного електрода, в якості допоміжного електрода слугувала платина. В якості електроліту для корозійних досліджень було обрано 3%-ий розчин NaCl, 10%-ий розчин H₂SO₄. Вибір вказаної кислоти був обумовлений її широким використанням у хімічній промисловості, вибір сольового розчину – його розповсюдженням у природних умовах. Відомо, що присутність в електроліті іонів хлору (сильного депасиватора) є дуже шкідливим для металів, корозійна стійкість яких обумовлена пасивним станом її поверхні. Іони хлору приводять до локальних та місцевих руйнувань пасивної плівки, що, в свою чергу, може призвести до пітінгової корозії [16–18].

За експериментальними даними будували катодну та анодну поляризаційні криві в координатах $E_c = f(\lg i_c)$, де E_c – потенціал, В; i_c – струм корозії, А/см². По поляризаційним кривим графічним методом визначали струм корозії (i_c) та потенціал корозії (E_c) щодо екстраполяції тафелевих нахилів на катодних та анодних кривих до їх взаємного перетину. Використовуючи значення струмів корозії, визначених з поляризаційних кривих, було розраховано ваговий та глибинний показник корозії покриттів за формулами:

$$K_b = \frac{iA \cdot 1000}{nF}, \quad (1)$$

де K_b – ваговий показник корозії (г/м²год); A – атомна вага металу (залізо); n – валентність іона металу, що перейшов у розчин (Fe²⁺, $n = 2$); i – густина струму (А/см²); F – число Фарадея, 26,8 А·год/моль.

$$K_n = K_b \frac{8,76}{\rho}, \quad (2)$$

де K_n – глибинний показник корозії, (мм/рік); K_b – ваговий показник корозії (г/м²год); ρ – густина металу, г/см³; 8,76 – коефіцієнт для переходу від вагового показника корозії K_b до розрахунку на 1 год до глибинного показника K_n до року, розрахований з кількості годин на рік (24 год·365 = 8760 год) та поділений на 1000.

Для порівняльної характеристики корозійної тривкості була використана десятибальна шкала оцінки, заснована на використанні глибинного показника корозії (K_n) [16, 18].

Результати експерименту та їх обговорення. Дослідження мікроструктури (рис. 1) напилених плазмових покриттів свідчать про те, що у покриттів на основі інтерметаліду FeAl формується щільна ламелярна структура; поруватість покриттів не перевищує 7 %.

Згідно з рентгеноструктурним фазовим аналізом [15] плазмове покриття системи Fe₃Al складається з інтерметалідних фаз Fe₃Al, FeAl та містить сліди оксиду Al₂O₃; покриття системи Fe–AlMg складається з твердого розчину Al в α -Fe та складних оксидів MgAl₂O₄ та MgFeAlO₄; покриття системи Fe–TiAl окрім основної фази Fe₃Al містить оксиди заліза Fe₂O₃, Fe₃O₄, FeO, залізо та фазу FeTi.

Дослідження кінетики електродних потенціалів плазмових FeAl-покриттів дозволили встановити, що значення електродного потенціалу стабілізується через 40... 60 хв при зануренні у нього зразків з покриттям. Виміри стаціонарних потенціалів $E_{ст}$ зразків з плазмовими FeAl-покриттями в відсутності струму в електрохімічній системі показало, що незалежно від складу покриття у

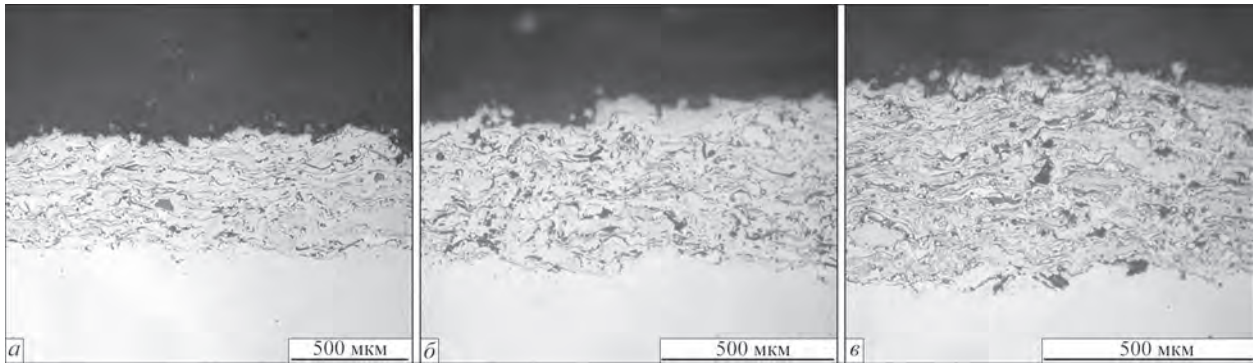


Рис. 1. Мікроструктура плазмових покриттів системи FeAl: а – Fe₃Al; б – Fe–AlMg; в – Fe–TiAl

10%-му розчині H_2SO_4 та у 3%-му розчині NaCl значення $E_{\text{ст}}$ складають 0,34 та 0,32 В, відповідно.

Дослідження електрохімічної поведінки плазмових FeAl -покриттів показали, що при анодній поляризації на поляризаційних кривих у 3%-му розчині NaCl в активній області сила струму лінійно залежить від потенціалу на ділянках від $-0,32$ до $-0,22$ В і 10%-му розчині H_2SO_4 – від $-0,34$ до $-0,2$ В, а при подальшому збільшенні потенціалу досягається струм насичення і сила струму залишається практично постійною з підвищенням потенціалу, ділянки пасивного стану на поляризаційних кривих відсутні (рис. 2).

Нанесення плазмових покриттів системи FeAl на Ст3 гальмує корозійний процес у 3%-му розчині NaCl на один порядок, у 10%-му розчині H_2SO_4 – на два порядки (див. рис. 2). Різна швидкість корозійного процесу пов'язана з різною природою аніонів (SO_4^{2-} , Cl^-) та значенням рН.

Відомо, що природа аніонів (SO_4^{2-} , Cl^-), які присутні у розчині, суттєво впливає на анодне розчинення та швидкість корозійного процесу [16, 17]. У розчині сульфатної кислоти корозійний процес протікає по електрохімічному механізму з водневою деполяризацією, відповідно до якої на катодних ділянках протікає реакція $2\text{H}^+ + 2\text{e}^- \rightarrow \text{H}_2$. Швидкість корозійного процесу плазмових покриттів системи FeAl у розчині сульфатної кислоти (рН 1-2) пов'язана з високою активністю заліза як головного компонента покриття, який переходить у розчин у вигляді Fe^{2+} . У нейтральному се-

редовищі, якому відповідає 3%-ий розчин NaCl (рН 7,0-7,5), корозійний процес для покриттів протікає по електрохімічному механізму з кисневою деполяризацією. У 3%-му розчині NaCl швидкість корозійного процесу для покриттів гальмується за рахунок утворення щільної оксидної плівки Al^{3+} , яка гальмує перехід заліза у розчин [17].

Порівняння струмів корозії плазмових покриттів системи FeAl (табл. 2), визначених шляхом екстраполяції тафелевих ділянок поляризаційних кривих, також показав, що струм корозії у 3%-му розчині NaCl на порядок вищий ($i_c = 10^{-6} \text{ А/см}^2$), ніж у 10%-му розчині H_2SO_4 ($i_c = 10^{-5} \text{ А/см}^2$).

Проведені електрохімічні випробування показали, що введення в систему FeAl легуючих елементів (Mg , Ti) по різному впливають на корозійну тривкість у вибраних електролітах. Електрохімічні випробування у 3%-му розчині NaCl показали, що при введенні магнію в систему FeAl відбувається незначний зсув потенціалу корозії у від'ємне значення, гальмування катодної реакції та пришвидшення анодного розчинення; струм корозії дещо підвищується (з $2,5 \cdot 10^{-6}$ до $3,5 \cdot 10^{-6} \text{ А/см}^2$). У 10%-му розчині H_2SO_4 введення магнію у покриття підвищує струм корозії (з $1,5 \cdot 10^{-5}$ до $3,3 \cdot 10^{-5} \text{ А/см}^2$), пришвидшує як катодну, так і анодну реакцію. Зниження захисних властивостей плазмових покриттів Fe-AlMg у 1,5...2,0 рази (табл. 3) пов'язано, мабуть, з виникненням в процесі корозійних досліджень на

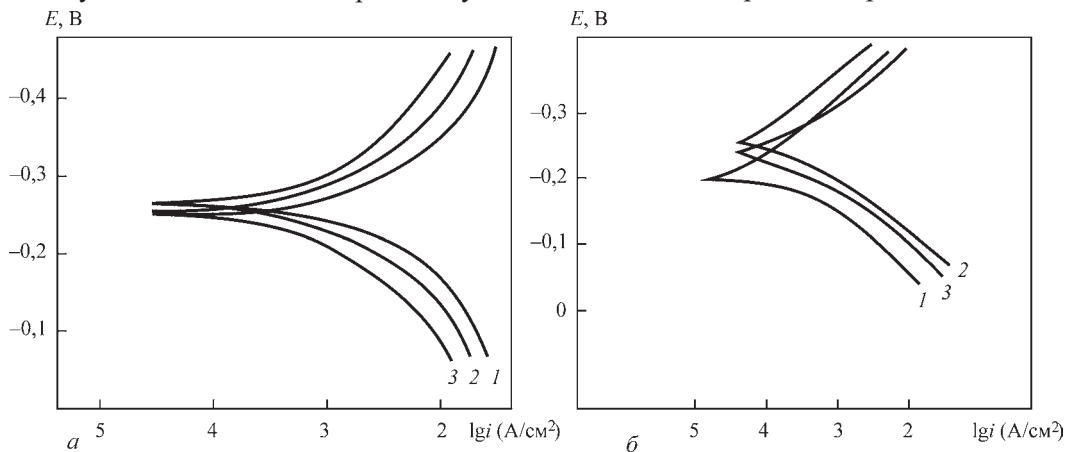


Рис. 2. Поляризаційні криві плазмових покриттів системи FeAl : а – у 3%-му розчині NaCl ; б – у 10%-му розчині H_2SO_4 (1 – Fe_3Al ; 2 – Fe-AlMg ; 3 – Fe-TiAl)

Таблиця 2. Результати електрохімічних досліджень плазмових покриттів на основі FeAl

Номер п/п	Склад покриття	Електроліт					
		3 % NaCl			10 % H_2SO_4		
		$E_{\text{ст}}, \text{В}$	$E_c, \text{В}$	$i_c, \text{А/см}^2$	$E_{\text{ст}}, \text{В}$	$E_c, \text{В}$	$i_c, \text{А/см}^2$
1	Fe_3Al	-0,32	-0,28	$2,5 \cdot 10^{-6}$	-0,34	-0,26	$1,5 \cdot 10^{-5}$
2	Fe-AlMg	-0,34	-0,3	$3,5 \cdot 10^{-6}$	-0,28	-0,24	$3,3 \cdot 10^{-5}$
3	Fe-TiAl	-0,3	-0,28	$1,1 \cdot 10^{-6}$	-0,22	-0,18	$8,9 \cdot 10^{-6}$
4	Ст3	-0,54	-0,56	$6,5 \cdot 10^{-5}$	-0,28	-0,3	$2,5 \cdot 10^{-4}$

Таблиця 3. Показники корозійної тривкості плазмових покриттів на основі FeAl

Номер п/п	Склад покриття	Електроліт			
		3% NaCl		10% H ₂ SO ₄	
		K _в , г/м ² год	K _п , мм/рік	K _в , г/м ² год	K _п , мм/рік
1	Fe ₃ Al	0,05	0,056	0,13	0,14
2	Fe–AlMg	0,06	0,073	0,27	0,31
3	Fe–TiAl	0,042	0,046	0,061	0,06
4	Ст3	–	0,5935	–	0,3222

поверхні електрода гальванічної пари Fe–Mg та інтенсивним розчиненням магнію.

Електрохімічні дослідження покриттів у 3%-му розчині NaCl та у 10%-му розчині H₂SO₄ показали, що легування інтерметалідів FeAl титаном зсуває потенціал корозії у більш позитивну сторону, гальмує катодний процес, знижує струм корозії до $1,1 \cdot 10^{-6}$ А/см² та $8,9 \cdot 10^{-6}$ А/см², відповідно. Корозійна стійкість у розчині NaCl підвищується у 1,2...1,6 рази, у розчині H₂SO₄ – у 2...5 разів (табл. 3). Підвищення корозійної тривкості пов'язано, мабуть, з утворенням у складі покриття фази FeTi та можливим формуванням на поверхні електрода оксидної плівки складу TiO₂.

Значення струмів корозії, знайдених з поляризаційних кривих, дозволили розрахувати ваговий та глибинний показник корозії покриттів (табл. 3).

Корозійні випробування показали, що плазмові покриття на основі інтерметалідів FeAl, які нанесені на Ст3, у 3%-му розчині NaCl та у 10%-му розчині H₂SO₄ гальмують корозійний процес у 8...13 разів та у 2...5 разів, відповідно.

Згідно з застосованою десятибальною шкалою оцінювання корозійної тривкості плазмові покриття систем Fe₃Al, Fe–AlMg та Fe–TiAl у 3%-му NaCl розчині та системи Fe–TiAl у 10%-му розчині H₂SO₄ можна віднести до групи «стійких», а у 10%-му розчині H₂SO₄ – покриття Fe₃Al та Fe–AlMg відносяться до групи «понижено стійких».

Висновки

1. Проведені електрохімічні дослідження показали, що корозійна тривкість плазмових покриттів на основі FeAl залежить від складу електроліту і значенні рН. У нейтральному середовищі (3%-му розчині NaCl, рН 7,0-7,5) корозійна тривкість на порядок вища, ніж у кислому середовищі (10%-му розчині H₂SO₄ рН 1-2), що обумовлено різним впливом аніонів SO₄²⁻ і Cl⁻ на анодне розчинення покриттів.

2. Введення в плазмові покриття на основі інтерметалідів FeAl легуючих елементів показало, що введення магнію дещо знижує захисні властивості плазмових покриттів в досліджених електролітах у 1,2...1,6 рази, що пов'язано з виникненням на поверхні електрода гальванічної пари Fe–Mg. Введення до складу FeAl легуючого елементу титану підвищує корозійну тривкість покриттів у 10%-му розчині H₂SO₄ у 2...5 разів.

3. Плазмові покриття на основі інтерметалідів FeAl підвищують корозійну тривкість вуглецевої сталі Ст3 у 8...13 разів у 3%-му розчині NaCl та у 2...5 разів у 10%-му розчині H₂SO₄.

Список літератури/References

1. Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016) A Review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, **6**, 1, 10.
2. Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019) Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, **49**, 297–326.
3. Yang, D., Tian, B., Cao, Y. (2011) Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proc. of ITSC'2011*, 1229–1234.
4. Оликер В.Е., Яковлева М.С. (2013). Интерметаллиды системы Fe-Al: методы получения, свойства, покрытия, *Материаловедение*, **3**, 46-53.
5. Grosdidier, T., Ji Gang, Bernard F. et al. (2006) Synthesis of FeAl nanostructured materials by HVOF spray forming and Spark Plasma Sintering, *Intermetallics*, **14**, 1208–1213.
6. Totemeier, T.C., Swank, W.D. (2002) Microstructure and Stresses in HVOF Sprayed Iron Aluminide Coatings. *Journal of Thermal Spray Technology*, **11**(3), 2–9.
7. Gang, Ji, Grosdidier, T., Liao, H. et al. (2005) Spray Forming thick Nanostructured and Microstructured FeAl Deposits. *Intermetallics*, **13**, 596–607.
8. Senderowski, C., Bojar, Z. (2008) Cas detonation spray forming of Fe–Al coatings in the presence of interlayer. *Surface&CoatingsTechnology*, **202**, 3538–3548.
9. Ning-Ning, Li, Min-Zhi, Wang, Yong-Sheng, Li, Guang Chen, Pei Li. (2016) Corrosion Behavior of Fe-Al Coatings Fabricated by Pack Aluminizing Method, *Acta Metallurgica Sinica*, **29** (9), 813-819.
10. Xiao-Lin, Z., Zheng-Jun, Y., Xue-Dong, G. et al. (2009) Microstructure and corrosion resistance of Fe-Al intermetallic coating on 45 steel synthesized by double glow plasma surface alloying technology. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **9**(1), 143–148.
11. Maricruz Hernandez, H.B., Liu, J., Alvarez-Ramirez, M., Espinosa-Medina, A. (2017) Corrosion Behavior of Fe-40at.%Al-Based Intermetallic in 0.25 M H₂SO₄ Solution. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **26**(16), 1–14.
12. Vijaya Lakshmi, D., Suresh Babu, P., Rama Krishna, L., Vijay, R. (2021) Corrosion and erosion behavior of iron aluminide (FeAl(Cr)) coating deposited by detonation spray technique. *Advanced Powder Technology*, **32**(7), 2192–2201.
13. Tomaru, M., Yakou, T. (2011) Influence of Additional Element Ni and Cu on Corrosion Resistance of FeAl in HCl Solution. *Journal of The Surface Finishing Society of Japan*, **62**(9), 457–462.
14. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et al. (2017) Structure and properties of alloyed powders based on Fe₃Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, **9**, 33–39.
15. Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Vigilianska, N.V. et al. (2020) Coatings based on Fe–Al intermetallics produced by the

- methods of plasma and supersonic air-gas plasma spraying. *Ibid*, 7, 32–40.
16. Алімов В.І., Дурягіна З.А. (2012) *Корозія та захист металів від корозії*. Донецьк–Львів, ТОВ «Східний видавничий дім».
 - Alimov, V.I., Duryagina, Z.A. (2012) *Corrosion and corrosion protection of metals*. Donetsk-Lviv, TOV Skhidnyi Vydavnychiy Dim [in Ukrainian].
 17. Миронюк І.Ф., Микитин І.М. (2016) *Електрохімія та її практичні аспекти: навчальний посібник*. Івано-Франківськ, Прикарпатський національний університет імені Василя Стефаника.
 - Myronyuk, I.F., Mykityn, I.M. (2016) *Electrochemistry and their practical aspects: Manual*. Ivano-Frankivsk, Prykarp. NU [in Ukrainian].
 18. Похмурський В.І., Хома М.С. (2008) *Корозійна втома металів та сплавів*. Львів, СПОЛОМ.
 - Pokhmurskyi, V.I., Homa, M.S. (2008) *Corrosion fatigue of metals and alloys*. Lviv, SPOLOM [in Ukrainian].

CORROSION STRENGTH OF PLASMA COATINGS BASED ON COMPOSITE POWDERS WITH FEAL INTERMETALLIC

N.V. Vigilianska¹, O.P. Gryshchenko¹, K.V. Iantsevitch¹, Z.G. Ipatova¹, C. Senderowski²

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

²Warsaw University of Technology. Warsaw Polytechnic University. plac Politechniki 1, 00-661 Warsaw, Poland.
E-mail: cezary.senderowski@uwm.edu.pl

The corrosion strength of plasma coatings made of composite powders based on FeAl intermetallic in different corrosive environments was investigated. For deposition of coatings, powders based on FeAl intermetallic were used, which was produced by mechanochemical synthesis with the introduction of additional alloying elements of titanium and magnesium into their composition. Electrochemical tests of plasma coatings were performed by a potentiostatic method in a 3% NaCl solution and in a 10% H₂SO₄ solution. It was revealed that the rate of the corrosion process of plasma coatings of FeAl system depends on the nature of electrolyte and the mechanism of electrochemical process. Electrochemical studies of plasma coatings of FeAl system showed that corrosion strength in a 3% NaCl solution is by an order higher than in a 10 % H₂SO₄ solution. It was found that introduction of alloying element of titanium to the composite coating based on FeAl intermetallic results in a 2-5 times increase in corrosion strength of coatings in a 10 % H₂SO₄ solution. It was shown that plasma coatings based on FeAl intermetallic on a scale of corrosion strength in a 3% NaCl solution are in the “resistant” group. The electrochemical studies showed the ability of these protective coatings to operate in salty neutral solutions. 18 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

Keywords: intermetallics, iron, aluminium, composite powder, plasma coatings, corrosion strength

Надійшла до редакції 13.09.2022

WORLD TRADE FAIR FOR WELDING-ENGINEERING —
JOINING, CUTTING, SURFACING

LET'S JOIN
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

MESSE ESSEN

SCHWEISSEN & SCHNEIDEN
No. 1 in the world

ОСНОВНІ НАПРЯМИ ДОСЛІДЖЕНЬ І РОЗРОБОК У ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ НАУКОВИХ ЦЕНТРІВ ТА ПРОВІДНИХ ВИРОБНИКІВ ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ТЕХНІКИ

О.К. Маковецька, С.В. Пустовойт, В.С. Петрук, Н.С. Онищенко, Г.О. Полішко

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

Зварювання є однією з базових технологій індустріальної економіки, за допомогою якої створюється значна частка ВВП промислово розвинених країн. Для таких країн характерний сталий розвиток зварювального виробництва, що визначається зростанням споживання конструкційних матеріалів та зварювальної техніки, появою на ринку нових матеріалів, технологій, обладнання для зварювання. Світовий ринок зварювальної техніки, основними сегментами якого є зварювальне обладнання та матеріали для зварювання, має стійку динаміку зростання з річним темпом понад 7 % на рік, що, за оцінками експертів, становить майже 30 млрд дол. США, його основними драйверами є будівництво, автомобілебудування, енергетика, суднобудування, аерокосмічна промисловість. Стрімкий розвиток індустріальних технологій четвертої індустріальної революції спрямовано на повну автоматизацію виробництва, коли управління всіма процесами здійснюється в режимі реального часу з урахуванням зміни зовнішніх умов та взаємодії людини і техніки, та техніки між собою без втручання людини з використанням таких технологій, як штучний інтелект та Інтернет речей (IoT), 3D-друк, хмарні обчислення, мобільні пристрої, обробка великих масивів даних тощо. Бібліогр. 11, табл. 1.

Ключові слова: зварювання, зварювальне виробництво, зварювальна техніка, технології, ринок, стан, перспективи

Вступ. Зварювання належить до наукоємних, високоінноваційних технологічних процесів сучасного промислового виробництва і є базовою технологією отримання нероз'ємних з'єднань, яка не має альтернативних рішень для багатьох галузей промислового виробництва – машино- і суднобудування, енергетики, промислового та цивільного будівництва, газо- і нафтовидобувного виробництва та багатьох інших, які й формують попит на ринку зварювальної техніки. З використанням зварювальних технологій і споріднених процесів у промислово розвинених країнах створюється значна частка ВВП [1].

Стратегії розвитку національних зварювальних виробництв на середньострокову перспективу практично не мають різких відмінностей та орієнтовані на вирішення актуальних завдань: збільшення обсягів, розширення областей застосування зварювання і споріднених технологій, підвищення продуктивності зварювання при одночасному забезпеченні високої якості з'єднань, зростання рівня механізації та автоматизації зварювальних робіт, зниження енергоспоживання і витрат на зварювання та споріднені технології, розширення застосування у зварних конструкціях, спорудах нових прогресивних металевих, композитних та неметалічних матеріалів.

Метою даної роботи є виявлення тенденцій розвитку світового ринку зварювальної техніки та перспективних напрямів досліджень провідних наукових центрів у галузі зварювання для підви-

щення конкурентоспроможності науково-технічної продукції вітчизняних виробників зварювального обладнання та матеріалів.

Результати досліджень. Глобальний ринок зварювальної техніки протягом багатьох десятиліть має стійку динаміку зростання: понад 7 % на рік, і нині, за оцінками експертів, становить майже 30 млрд дол. США [2, 3] і в майбутньому зберігається тенденція до його зростання. Його основними драйверами є будівництво, автомобілебудування, енергетика, суднобудування, аерокосмічна промисловість.

Зараз ми живемо в епоху завершення третьої, цифрової революції, що розпочалася у другій половині минулого століття, коли стався розвиток інформаційно-комунікаційних технологій, автоматизація і роботизація виробничих процесів, та початку нової, четвертої.

Прогресивні зміни, що відбуваються в галузі технологій зварювання, провідні світові розробники і виробники зварювальної техніки пов'язують із загальносвітовими тенденціями розвитку індустріальних технологій, а саме четвертою промисловою революцією – Industry 4.0. Її характерною рисою є повна автоматизація виробництва, коли управління всіма процесами здійснюється в режимі реального часу з урахуванням зміни зовнішніх умов і взаємодії людини і техніки та техніки між собою без втручання людини. Усвідомлення цього позитивного впливу на соціально-економічний розвиток країн привело до того, що світові гіганти обробної промисловості, такі як Німеччина,

США, Франція, Японія, підтримали стратегічні урядові ініціативи щодо оцифрування своїх виробничих процесів у різних галузях промисловості [3]. Використання досягнень Industry 4.0 дозволить створити майбутнє гнучке виробництво, що підтримується такими технологіями, як штучний інтелект та Інтернет речей (IoT), тривимірний друк, хмарні обчислення, мобільні пристрої, великих масивів данні тощо.

За даними [4], обсяг світового ринку Industry 4.0 у 2021 р. який оцінювався у 114,55 млрд дол. США, у 2020 р. порівняно з 2019 р. продемонстрував середнє зростання на 13,9 %. Прогнозується, що ринок з 130,90 млрд дол. США у 2022 р. зросте до 377,30 млрд дол. США в 2029 р., при середньорічному темпі зростання в 16,3 % протягом прогнозованого періоду.

Широке застосування інформаційно-комунікаційних технологій Industry 4.0 при розробці технологій зварювання і зварювального устаткування – це стратегічна мета та завдання для науковців і розробників, їх реалізацією займаються провідні зварювальні наукові центри світу.

Британський інститут зварювання (TWI) є одним з провідних світових зварювальних центрів [5], що має статус науково-дослідної асоціації, який проводить дослідження і розробки в галузі зварювання і споріднених технологій та надає такі послуги, як консультації, експертизи, сертифікації, навчання, проведення неруйнівного контролю, інспекції в цілому. Інститут має розвинену міжнародну мережу закладів навчання й експертизи, що сприяє передачі технічних і практичних ноу-хау до регіонів.

Одночасно TWI є також потужною бізнесовою установою, загальний фінансовий прибуток якої у 2020 р. перевищив 64,7 млн GBP (для порівняння у 2010 р. – 53 млн GBP), включаючи доходи від ренти та урядових грантів – 10, 6 млн GBP. Доходи TWI складаються від різних видів діяльності, а саме: членства, ренти, продажу ліцензій, навчання, атестації та сертифікації (11,5 млн GBP), групових та поодиноких проектів для клієнтів, досліджень, Тематичні напрями Програми основних досліджень (CRP) TWI у 2021 р. та їхня промислова орієнтація

Тематичні напрями	Промислові сектори виробництва
- Автоматизація та роботизація процесів зварювання - Адитивне виробництво - Цифрові технології та технології управління даними - Електронно-променеві технології - Дугові та плазмові процеси зварювання - Лазерні технології - Гібридні технології - Технології зварювання тертям - Обробка поверхні - Методи неруйнівного контролю - Міцність зварних конструкцій та методи її контролю - Метали, композити, їх зварюваність - Пластмаси, клеї, кераміка - Покриття	- Аерокосмічний - Транспорт (автомобіле-, суднобудування, залізничний транспорт) - Конструкції та проектування - Нафто-, газохімічна промисловість - Енергетика - Залізничний транспорт - Датчики контролю та медицина - Полімери та композити - Устаткування, зварювальні та зварні матеріали - Медицина - Електроніка

розробки та практичного використання методів ТДНК.

Основним джерелом фінансування науково-виробничої діяльності TWI є річні надходження від підприємств та фізичних осіб Великобританії та інших країн світу. Фінансування науково-виробничої діяльності TWI становить понад 77 % всього доходу, включаючи 18 млн GBP членських внесків, 35 млн GBP від контрактів.

Основу фундаментальних і прикладних наукових досліджень у галузі зварювання і споріднених технологій становлять роботи за тематичним планом – Програмою основних науково-дослідних робіт (CRP). Ця програма у 2021 р. складалася із 132 тем НДР фундаментального та прикладного характеру, які можна згрупувати за основними тематичними напрямками (таблиця). Кожна тема чітко орієнтована на одну чи кілька конкретних секторів промислового виробництва, де передбачається реалізація отриманих результатів НДР чи який є замовником виконання цієї теми.

Мета програми досліджень (CRP), як її формулює TWI, це «пошук майбутніх нових важливих знань, технологій та основ професійної майстерності для їхнього трансферу в промисловість; розробка технічних норм, рекомендацій та надання науково-дослідних послуг промисловим членам TWI» [5].

Науково-технічна діяльність TWI спрямована на скорочення виробничих витрат у зварювальному виробництві, підтримку інновацій, покращення якості й безпеки зварювальних робіт, забезпечення підвищення надійності зварних конструкцій, а також отримання науково-експериментальних обґрунтувань до норм та стандартів, тобто на вирішення конкретних і актуальних завдань промисловості, при цьому передбачено високий рівень завершеності розробок, що значно скорочує час на трансфер технології.

Одним з перспективних напрямків підвищення продуктивності й якості зварювання у промисловості є впровадження автоматизованих і роботизованих систем, яке в цілому приводить до

соціально-економічного розвитку в країні. Так, за оцінками [6], використання роботів при зварюванні приведе до різкого зростання ринку Китаю при стабільному середньорічному темпі зростання в 12 %.

Світовий ринок робототехніки [7] у 2021 р. становив 55,8 млрд дол. США, а до 2026 р. зросте до 91,8 млрд дол. США при сукупному річному темпі зростання у 10,5 %. До 2025 р. у сегменті роботів для дугового зварювання очікується зростання на 624,13 млн дол. США, при цьому середньорічний темп зростання буде становити понад 4 % [8].

Світовий ринок роботизованого зварювання зріс з 2895,21 млн дол. США у 2011 р. до 5912,28 млн дол. США у 2021 р., при цьому сукупний середньорічний темп зростання становив 7,4 %. Очікується його подальше зростання до 15597,05 млн дол. США у 2031 р. при середньорічному темпі зростання 10,19 % [9]. Основними виробниками робототехнічного обладнання є ABB Group, FANUC Corp., Kawasaki Heavy Industries Ltd., KUKA AG, Mitsubishi Electric Corp., Rockwell Automation Inc., Robert Bosch GmbH, Siemens AG та Yaskawa Electric Corp.

Новітні покоління автоматизованих систем зварювальної робототехніки спрямовано на спільну роботу робота й людини, які вже починають витісняти покоління «ізолюваних» роботів. У 2008 р. Universal Robots продав перший у світі кобот, як їх назвали у світі задовго до того, як термін для цього нового класу роботів став широко використовуватися. Сьогодні це найбільш швидкозростаючий сегмент світового ринку робототехніки, який за прогнозом буде щорічно збільшуватися на 50 %.

Здійснювати постійний моніторинг і контроль параметрів зварювання у часі дозволило оснащення сучасних зварювальних роботів системами спостереження (машинного зору), яка зараз вже широко застосовується в робототехнічних системах для дугового і лазерного зварювання.

Слід зазначити, що вирішення нагальних проблем сучасного зварювального виробництва, а саме нестачі кваліфікованої робочої сили, підвищення вартості матеріалів для виробництва зварювальних матеріалів і зварювальної техніки, збільшення витрат на енергетичні й паливні ресурси, заробітну плату можливо тільки шляхом скорочення виробничих витрат та підвищення продуктивності праці у зварювальному виробництві.

З метою зниження матеріалоємності в зварних конструкціях все ширше застосовуються матеріали, зокрема, сталі й сплави з більш високими показниками міцності, а також легкі матеріали. Розробка і впровадження технологій з'єднання високоміцних сталей, алюмінієвих сплавів, різнорідних матеріалів, зокрема металу і композитів, термопластів – один з

напрямків дослідження і розробки сучасної зварювальної науки. До числа новітніх, вискоефективних процесів належать технології зварювання тертям з перемішуванням, нові дугові й променеві технології зварювання, гібридні зварювальні процеси.

Технологія зварювання тертям з перемішуванням застосовується в різних галузях промисловості, але найбільш широко в аерокосмічній індустрії для з'єднання різних конструктивних елементів ракет і літаків з алюмінієвих сплавів. Наприклад, застосування технології зварювання тертям з перемішуванням для з'єднання циліндричних резервуарів ракети «Delta» дозволило підвищити міцність зварного шва на 30...50 %, що забезпечило економію витрат на 60 % при скороченні часу виробництва з 23 до 6 днів. Технологія забезпечує високу якість з'єднання – механічні й технологічні властивості зварних швів наближаються до відповідних властивостей основного матеріалу.

Безперечно основою зварювального виробництва залишатиметься зварювання плавленням. Розробки останніх років зробили суттєвий внесок у підвищення продуктивності й якості процесів дугового зварювання. Прикладом нових економічно ефективних високопродуктивних процесів дугового зварювання є технології зварювання кількома електродами – зварювання двома паралельними дротами, тандемне зварювання та їхні модифікації, як, наприклад система тандемного зварювання холодного перенесення металу – СМТ Twin (фірма «Фроніус») [10]. Дану зварювальну систему укомплектовано двома мікропроцесорними джерелами електроживлення, що працюють незалежно один від одного. Завдяки цьому можливе індивідуальне налаштування параметрів зварювальних процесів відповідно до специфічних умов виробництва. Крім того, система дозволяє обирати будь-який пристрій подачі дроту (з урахуванням очевидних обмежень фізичного характеру), що дає можливість змінювати швидкість подачі дроту в дуже широкому діапазоні. Система забезпечує застосування одночасно абсолютно різних технологій зварювання: два процеси холодного перенесення металу (СМТ) або комбінацію процесу імпульсно-дугового зварювання GMA (на провідному електроді) з процесом СМТ (на веденому електроді) в рамках однієї системи.

Технології зварювання кількома електродами забезпечують високу стабільність процесу, здатність до перекриття зазору, швидкість зварювання та якість шва. Після зварювання вироби потребують мінімальної обробки. Нові технології вже широко застосовуються в машино-, судно- і автомобілебудуванні.

Операції очищення після застосування дугового зварювання високоякісні й потребують бага-

то часу. Усуненню цих проблем сприяла розробка нових видів зварювальних порошкових дрітів і дрітів суцільного перерізу, зокрема самоочисних (Self-Cleaning Welding Wires) для напіваавтоматичного і автоматичного (роботизованого) зварювання. Їхнє застосування забезпечує високу якість зварного шва завдяки стабільному горінню дуги і значному зменшенню бризок у процесі зварювання та силікатних точок на поверхні шва, які завдають певні труднощі при зварюванні багатошарових швів. Завдяки своєму прецизійному складу при зварюванні самоочисним дротом не потрібна попередня обробка поверхні металу – видалення іржі, покриттів фарби та інших забруднень. Дріт утворює гарний профіль валика і кращий зовнішній вигляд поверхні, що дозволяє зменшити необхідність у застосуванні операцій правлення і шліфування для зняття концентрацій напружень.

У секторі обладнання для дугового зварювання вже досить довгий час зберігається тенденція розробки і впровадження нових типів інверторних джерел живлення, які забезпечують підвищення продуктивності й якості процесу зварювання, зменшення маси та розмірів обладнання.

У сучасному виробництві якість виготовлення є ключовим фактором досягнення продуктивності. Наприклад, у суднобудуванні підганяння деталей і правка готових конструкцій займають до 30 % трудомісткості при виготовленні корпусу судна. Тому безперечно, що застосування зварювальних технологій, які базуються на використанні енергії високого рівня концентрації (лазерної, електронно-променевої), є шляхом до вирішення проблем підвищення продуктивності й якості продукції у багатьох галузях промислового виробництва. Лазерне випромінювання як технологічний інструмент застосовується для виконання багатьох технологічних процесів оброблення матеріалів – різання, зварювання, термообробки, поверхневого легування, прошивання отворів, очищення поверхні, наплавлення, маркування тощо. Застосування волоконної оптики для передачі променя значно розширило техніко-технологічні можливості лазерних систем.

Лазерні технології зварювання і обробки матеріалів забезпечують високу продуктивність і якість, економію енергії, матеріалів, розширюють можливості застосування в конструкціях важкооброблюваних матеріалів, при одночасному забезпеченні екологічної чистоти виробництва. Ці та інші чинники забезпечують технологічним лазерам і лазерним системам широку і ефективну сферу застосування і в зварювальному виробництві.

За останні десятиріччя арсенал високопродуктивних і наукоємних технологій зварювання по-

повнився гібридними технологіями плавлення. На основі лазерних технологій розроблено серію інноваційних гібридних процесів – лазерно-дугова, лазерно-плазмова, лазерно-індукційна, світло-лазерна, лазерно-дугова під флюсом.

Характерною особливістю гібридного зварювання плавленням є поєднання двох джерел нагрівання з відмінною щільністю енергії, що дозволяє використовувати зварювально-технологічні особливості кожного з них і одночасно нівелювати їхні недоліки. Завдяки цьому досягаються принципово нові технологічні можливості – підвищення продуктивності й якості з'єднання, зниження енерговитрат і загальних виробничих витрат.

Основними перевагами гібридних технологій порівняно з традиційними дуговими способами є більш висока швидкість процесу, висока якість зварного з'єднання, мінімальна зона термічного впливу, мінімальна витрата присадних матеріалів і практично повна відсутність термічних деформацій.

Ринок обладнання для контактного зварювання значно змінився за останні роки. В даний час доступні джерела живлення набагато точніші та ефективніші порівняно з джерелами живлення попередніх поколінь. Виробники також розробили програми-програматори зварювання, які виконують та зберігають програми зварювання. Ці пристрої автоматизують процес зварювання і, отже, зменшують брак деталей. Сегмент контактного зварювання досягне 2,8 млрд дол. США до 2026 р. [11].

Значного розвитку набули технології й устаткування для контактного зварювання рейок у стаціонарних і польових умовах, які користуються великим попитом на сучасному ринку зварювальної техніки. В основу конструкції цих машин покладено використання технології зварювання безперервним оплавленням із програмним регулюванням основних параметрів. Сучасні мобільні рейкозварювальні комплекси являють собою самохідні установки, які можуть пересуватися на рейковому ході або на комбінованому, що дозволяє переміщатися як по рейках, так і по шосейних і ґрунтових шляхах.

Однією з пріоритетних галузей, на якій фокусується увага розробників зварювальних технологій, матеріалів і устаткування, є впровадження у виробничий процес інноваційних технологій, пов'язаних з безпекою здоров'я зварювальників і навколишнього середовища. Нині компанії-виробники демонструють активний підхід до запровадження систем безпеки виробництва і турботу про здоров'я і життя своїх працівників, що в свою чергу робить професію зварювальника більш привабливою.

Висновки

1. Зварювання є базовою технологією у багатьох галузях промисловості та будівництві. Для промислово розвинених країн характерна досить стійка динаміка розвитку зварювального виробництва та зварювального ринку, яка визначається стабільним зростанням споживання конструкційних матеріалів, розширенням їхнього асортименту, а також появою на зварювальному ринку нових прогресивних матеріалів, технологій, обладнання для зварювання та пов'язаних з нею процесів.

2. В галузі технологій зварювання відбуваються прогресивні зміни, пов'язані із загальносвітовими тенденціями розвитку індустріальних технологій – Industry 4.0, характерною рисою якої є повна автоматизація виробництва, коли управління всіма процесами здійснюється в режимі реального часу з урахуванням зміни зовнішніх умов і взаємодії людини і техніки та техніки між собою без втручання людини, тобто відбувається оцифрування виробничих процесів у різних галузях промисловості. Використання досягнень Industry 4.0 дозволить створити майбутнє гнучке та доступне виробництво, що підтримується такими технологіями, як штучний інтелект та Інтернет речей (IoT), 3D-друк, хмарні обчислення, мобільні пристрої, великих масивів даних та ін.

3. Відбувається подальший розвиток зварювальних технологій, що базуються на використанні енергії високого рівня концентрації (лазерної, електронно-променевої) для вирішення проблем

підвищення продуктивності й якості продукції у багатьох галузях промислового виробництва.

4. На основі лазерних технологій набувають подальшого використання у промисловості високопродуктивні й наукоємні гібридні технології зварювання – лазерно-дугова, лазерно-плазмова, лазерно-індукційна, світло-лазерна та лазерно-дугова під флюсом.

Список літератури/References

1. Мазур А.А., Пустовойт С.В., Маковецкая О.К. и др. (2014) Состояние и перспективы мирового и региональных рынков сварочных материалов (Обзор). *Автоматическая сварка*, **11**, 737, 39–45.
2. Mazur, A.A., Pustovojt, S.V., Makovetskaya, O.K. et al. (2014) State-of-the-art and prospects of world and regional markets of welding materials (Review). *The Paton Welding J.*, **11**(737), 39–45.
3. <https://www.fortunebusinessinsights.com/industry-reports/welding-market-101657>
4. <https://finance.yahoo.com/news/welding-consumables-market-size-worth-220000186.html>
5. <https://www.fortunebusinessinsights.com/industry-4-0-market-102375>
6. <https://theweldinginstitute.com/>
7. <https://www.futuremarketinsights.com/reports/welding-consumables-market>
8. <https://www.bccresearch.com/market-research/engineering/robotics.html>
9. <https://www.marketresearch.com/Infiniti-Research-Limited-v2680/Global-Arc-Welding-Robots-14783023/>
10. <https://www.marketresearch.com/Inkwood-Research-v4104/Global-Robotic-Welding-Forecast-32233927/>
11. <https://www.fronius.com/uk-ua/ukraine/zvaryvalni-tehnolohiyi/product-list?filter=2861>
12. <https://www.prnewswire.com/news-releases/global-welding-machinery-market-to-reach-17-1-billion-by-2026--301526398.html>

MAIN DIRECTIONS OF WELDING RESEARCH AND DEVELOPMENT PERFORMED BY RESEARCH CENTERS AND LEADING WELDING EQUIPMENT MANUFACTURERS

O.K. Makovetska, S.V. Pustovojt, V.S. Petruk, N.S. Onishchenko, H.O. Polishko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Welding is one of basic technologies of industrial economy, used to generate a considerable fraction of GNP in industrialized countries. Such countries are characterized by sustainable development of welding production that is determined by growth in consumption of structural materials and welding equipment, and emergence of new welding materials, technologies and equipment in the market. World market of welding equipment, the main segments of which are welding equipment and materials has a stable growth dynamics with an annual rate of more than 7%, which according to experts, is equal to almost 30 bln. USD. Its main drivers are construction, automotive industry, power engineering, shipbuilding and aerospace industry. Rapid development of industrial technologies of the fourth industrial revolution is aimed at full automation of production, when management of all the processes is carried out in real time, taking into account changes in external conditions and the interaction of people and equipment, and mutual interaction of equipment without human intervention, using technologies such as artificial intelligence and the Internet of things (IoT), 3D-printing, cloud computing, mobile devices, big data processing, etc. 11 Ref., 1 Tabl.

Keywords: welding, welding production, welding equipment, technologies, market, state, prospects

Надійшла до редакції 15.11.2022

НОВА КНИГА



Недосека А.Я., Недосека С.А.

Основы расчета и диагностики сварных конструкций. Глава 7. Більш складні питання теорії – К.: Видавництво «ІНДПРОМ», 2021. – 94 с., 62 рис., 3 табл.

Сьома глава підводить підсумок досліджень авторів в області застосування АЕ технології при оцінці стану конструкцій. У ній сформульовано і зосереджено основні наукові гіпотези та досягнення авторів. Наведені матеріали є складнішими в освоєнні і при використанні в розрахунках і практиці контролю потребують підвищеної уваги. Останній параграф глави присвячено прикладу практичного використання розробленої методики при діагностуванні двох великогабаритних посудин, що показав цілком задовільні результати.

Книга призначена для студентів, аспірантів і викладачів машинобудівних спеціальностей вузів, для спеціалістів, які проходять перепідготовку на курсах підвищення кваліфікації за напрямом «Технічна діагностика», а також для інженерів підприємств і організацій, які працюють у галузі контролю та діагностики конструкцій.

ISBN 966-95315-1-4



Механізована колона для плакування ребристих стінок із використанням методу СМТ

Компанія SHI FW Energia FAKOP (FAKOP) славиться своєю відданістю традиціям і давньою, понад 100-літньою, історією. Її початок датовано 1880 р., коли Вільгельм Фіцнер і Конрад Гампер заснували в польському місті Сосновець фабрику з виготовлення парових котлів. Однак аби вийти на міжнародний рівень, компанії знадобилося два десятиліття: аж у 1900 р. польські котлярі здобули гран-прі на Всесвітній виставці в Парижі. 2009 р. FAKOP знову опинилася в центрі уваги, представивши найбільший у світі котел із псевдорозрідженим шаром. Підприємство, що прагне випускати найкращі в світі котли з використанням високих технологій, має передусім дбати про якість. Саме тому, обираючи рішення для плакування 12-метрових ребристих стінок обладнання сміттєспалювальних заводів, компанія віддала перевагу продукції Fronius. З-поміж лінійки автоматизованих зварювальних установок було вибрано систему плакування СМТ, оснащену механізованою колоною з двома піднімальними платформами.

Ребристі стінки – це поверхні нагрівання великих водотрубних котлів. Ці стінки оснащені трубами та плоскими рейками, що використовуються в комерційних та промислових електрогенераторах. З огляду на те, що з часом доводиться міняти вид палива на агресивніший і процес спалювання стає дедалі складніший, постала потреба додатково захистити ребристі стінки від корозії. Відтак було обрано плакування – найефективніший спосіб захисту поверхні ребристих труб.

Вміст заліза в зварному шві – менше 3 %. Процес плакування супроводжується численними труднощами. Ефективність захисту від корозії залежить переважно від ступеня змішування основного металу з нанесеним сплавом. Найважливіше – забезпечити максимально низький коефіцієнт змішування й високий рівень проплавлення основного металу й захисного шару. До того ж низький коефіцієнт змішування подовжує термін служби обладнання.

До того, як керівництво компанії FAKOP вирішило придбати механічну зварювальну систему СМТ, покриття на ребристі стінки наносили в інший спосіб.

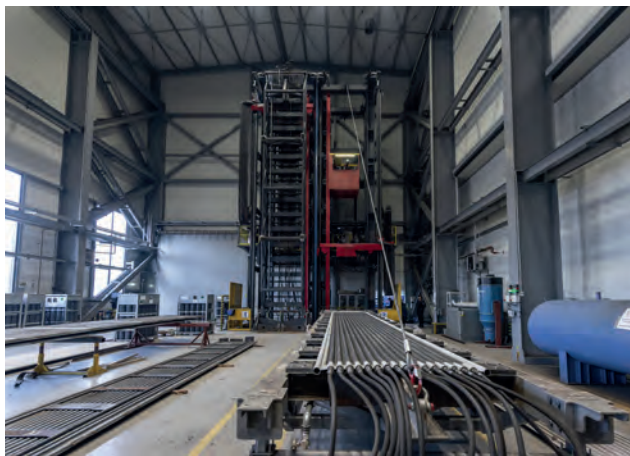
Вимоги до якості роботи високі, тому інженери-технологи FAKOP, що спеціалізуються на зварювальних технологіях, надають величезного значення попередній обробці ребристих стінок. Її здійснюють якнайретельніше, адже вона забезпе-

чує захист від пилу й іржі. Після цього стінки вирушають на плакування.

Процес зварювання як основа основ. Під час вибору зварювальної вишки вирішальним аргументом на користь продукції Fronius стала технологія СМТ. Основна її перевага – цифрове керування процесом, коли пристрій може самостійно виявляти короткі замикання й контролювати відрив краплі за допомогою втягування дроту. Це забезпечує рух дроту вперед і назад, що дає змогу скоротити фазу горіння дуги й зменшити тепловий вплив. Завдяки цьому вдається досягти переходу матеріалу без утворення бризок, а результатом плакування стає максимально гладенька поверхня з рівномірним покриттям і плавними перекриттями швів.

Високий рівень професіоналізму. Фахові знання й досвід у галузі зварювання є надзвичайно важливими. Наприклад, варто пам'ятати, що стабільність дуги та пов'язана з нею схильність до пороутворення значною мірою залежать від оптимальної й стабільної швидкості подавання дроту.

«Ми працюємо з довжелезним, близько 15 м, дротом, що тягнеться від каналу подачі до зварювального пальника. Тож підтримувати стабільну швидкість непросто: для цього потрібен надійний пристрій подачі дроту, а також виконання серії випробувань і значний досвід», – розповідає Пйотр



Механізована колона для плакування з використанням методу СМТ: ребристі стінки піднято



Механізована колона для плакування з використанням методу СМТ: ребристі стінки зафіксовано, вигляд із платформи



Механізована колона для плакування з використанням методу CMT: процес плакування

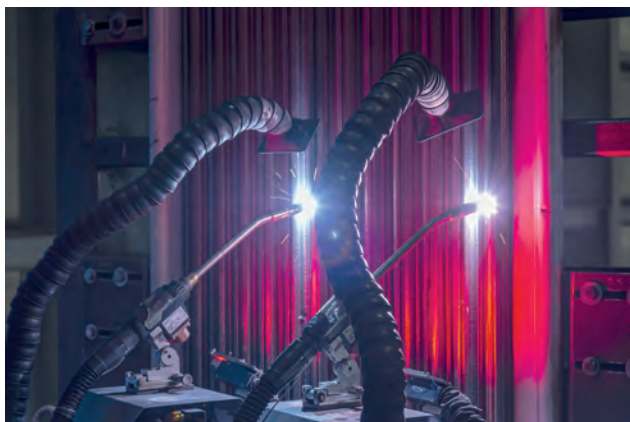
Огурек (Piotr Ogórek), фахівець із технологій і розвитку. Підкреслюючи важливість фахових знань для плакування мембранних стінок, він додає: «Іще одним ключовим критерієм є правильне положення зварювального пальника: якщо встановити його під неправильним кутом, утворюватимуться бризки».

Іншими факторами, що впливають на якість процесу, є виліт електрода, довжина дуги та стабільна швидкість подачі дроту, які сприяють зменшенню кількості пор. Із допомогою представників компанії Fronius спеціалісти ФАКОР адаптували налаштування своїх джерел живлення TPS/і CMT і відрегулювали виліт електрода таким чином, щоб досягти оптимальних результатів зварювання без утворення пор.

Максимально проста у використанні високо-технологічна зварювальна механізована колона. Під час зварювання потрібно виконувати коливальні рухи в горизонтальній площині, рухаючись згори донизу у вертикальному положенні (PG). Обидві піднімальні платформи оснащено зварювальним обладнанням CMT, інтуїтивно зрозумілими органами керування системою HMI із сенсорним екраном, камерою ArcView із монітором, двома зварювальними пальниками CMT та джойстиком для їх налаштування.

Усі зварювальні пальники мають рідинне охолодження, тому ступінь розбавлення значною мірою залежить від температури пальника. Для забезпечення стабільного граничного значення, що не перевищує 3 %, температура пальника не має бути ні зависокою, ні заниженою. Саме для цього й потрібне точне регулювання показників за допомогою системи охолодження.

Варто згадати і про те, що в рамках оптимізації систему було оснащено функцією точного ре-



Механізована колона для плакування з використанням методу CMT: зварювальні пальники з димовідведенням

гулювання положення зварювального пальника за допомогою джойстика. Раніше його доводилося переміщати рейковими напрямними вручну. Відтак точно відрегулювати положення пальника було надзвичайно складно, це вимагало неабиякої вправності. Однак сьогодні за допомогою камери ArcView і джойстика це можна зробити швидко, легко та з точністю до міліметра.

Безпеку користувача гарантують системи димовідведення, встановлені на кожному зварювальному пальнику, а також темно-червона захисна завеса, що закриває обидві піднімальні платформи, охоплює всю систему по висоті й захищає операторів зварювального обладнання від УФ-випромінювання.

«Іще одна важлива особливість системи Fronius – програмне забезпечення WeldCube для керування зварними з'єднаннями. Під час плакування WeldCube записує всі дані, й ця інформація допомагає нам керувати процесом. Ми дуже задоволені зварювальною системою Fronius, тому вирішили придбати ще одну».

Захист навколишнього середовища. Компанія ФАКОР не лише виготовляє високоякісні ребристі стінки й водотрубні котли, а й робить важливий внесок в екологічно безпечну утилізацію відходів на сміттєспалювальних заводах. За даними ISWA (Міжнародної асоціації з твердих відходів), що не рік у світі утворюється близько 7–10 млрд т побутових відходів. Значна їх частина потрапляє на звалища, де згодом утворюється метан – парниковий газ, у 20 разів шкідливіший за вуглекислий. Заводи з переробки відходів є ефективною альтернативою звалищам і допомагають зменшити викиди парникових газів, виробляючи при цьому електроенергію й тепло. Крім того, це сприяє розвитку економіки замкнутого циклу.

Fronius International GmbH — австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Заттледт. Компанія, штат якої налічує 6100 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 89 % продукції компанії постачається на експорт за допомогою 36 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія Fronius пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1366 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.



УЧБОВО-АТЕСТАЦІЙНИЙ ЦЕНТР ЗВАРНИКІВ

Історія Державного підприємства «Міжгалузевий учбово-атестаційний центр Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України» (Центр) починається з 1958 р., коли постановою уряду СРСР при ІЕЗ ім. Є.О. Патона були створені постійно діючі короткотермінові курси підвищення кваліфікації інженерно-технічних працівників зварювального виробництва. Основна задача курсів полягала в підвищенні кваліфікації інженерів і техніків промисловості, транспорту та будівництва для широкого впровадження нових зварювальних процесів і технологій.

У 1977 р. курси увійшли до складу Учбового центру зварювання ІЕЗ ім. Є.О. Патона та Київського політехнічного інституту як підрозділ науково-навчального відділу ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Щорічно для тематичного плану курсів розроблялось 12-15 навчальних програм, за якими проходило підвищення кваліфікації більш як 500 спеціалістів підприємств зварювального виробництва країни.

З метою розширення напрямків професійної підготовки та забезпечення підприємств зварювального виробництва кваліфікованими кадрами для впровадження нової техніки і технологій в галузі зварювання і спеціальної електрометалургії у 1988 р. розпорядженням уряду УРСР на базі курсів було створено Міжгалузевий учбовий центр ІЕЗ ім. Є.О. Патона як госпрозрахунковий структурний підрозділ ІЕЗ ім. Є.О. Патона.

Основні напрямки діяльності центру включали:

- підвищення кваліфікації інженерно-технічного персоналу в галузі зварювання, паяння, наплавлення, неруйнівних методів контролю якості зварних з'єднань, спеціальної електрометалургії, нанесення захисних і зміцнюючих покриттів;
- підвищення кваліфікації викладачів і майстрів виробничого навчання зі зварювання професійно-технічних навчальних закладів;
- професійну підготовку, перепідготовку і підвищення кваліфікації робітників для експлуатації нової техніки та застосування нових технологічних процесів зварювання.

У 1991 р. до складу Центру було включено Міжнародний семінар-практикум зі зварювання Організації об'єднаних націй з промислового розвитку (ЮНІДО), за програмою якого проводилась підготовка інженерного персоналу з країн Азії, Африки, Латинської Америки та Європи. У 1996 р. у зв'язку зі зміною пріоритетів у діяльності ЮНІДО семінар-практикум припинив діяльність.

На початку 1990-х років ІЕЗ ім. Є.О. Патона ініціював роботи з формування національної системи кваліфікації персоналу зі зварювання відповідно до вимог національних і міжнародних стандартів у галузі зварювання. Результатом цих робіт стало ство-

рення у 1994 р., спільним рішенням Національної академії наук України і Міністерства освіти і науки України, Українського атестаційного комітету зварників (УАКЗ) та затвердження Міжгалузевого учбового центру ІЕЗ ім. Є.О. Патона в якості базової організації зі спеціальної підготовки експертів УАКЗ і членів комісій з кваліфікаційних випробувань зварників.

Розширення сфери діяльності потребувало створення відповідної навчально-виробничої бази. Для цього рішенням директора ІЕЗ ім. Є.О. Патона академіка Б.Є. Патона центру було передано частину виробничих площ експериментального виробництва, на яких було обладнано навчальні майстерні і з 1995 р. розпочато професійно-практичну підготовку і кваліфікаційні випробування зварників за трьома способами зварювання:

- ручне дугове зварювання покритими електродами;
- ручне дугове зварювання неплавким електродам в інертних газах;
- механізоване зварювання плавким електродам в захисних газах.

Створення потужного навчального комплексу з професійної підготовки персоналу в галузі зварювання дало можливість підключитися до програм системи кваліфікації Європейської зварювальної федерації та у 1988 р. розпочати спільно з Навчально-дослідним інститутом Німецького зварювального товариства з м. Росток (SLV Mecklenburg-Vorpommern) проведення навчання спеціалістів зі зварювання підприємств України з присвоєнням кваліфікації «Європейський інженер зі зварювання».

У 1999 р. з метою підвищення ефективності робіт із забезпечення підприємств висококваліфікованим персоналом в галузі зварювання, створення науково-методичних основ їх професійної підготовки на рівні міжнародних вимог та посилення господарсько-економічної самостійності рішенням Бюро Президії Національної академії наук України Міжгалузевий учбовий центр було реорганізовано в самостійний госпрозрахунковий Міжгалузевий учбово-атестаційний центр ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України з правом юридичної особи.

Сьогодні Центр здійснює професійну підготовку, перепідготовку, підвищення та підтвердження кваліфікації персоналу зі зварювання всіх категорій від інженера до зварника, згідно з вимогами національних і міжнародних нормативних документів. У структурі Центру функціонують два незалежних один від одного підрозділи, один з яких здійснює професійну підготовку, перепідготовку та підвищення кваліфікації, а другий здійснює кваліфікаційні випробування та присвоює чи підтверджує кваліфікацію.



Центр має ліцензію Міністерства освіти і науки України на професійне навчання і кваліфікацію зварників та акредитацію в кваліфікаційних системах Українського атестаційного комітету зварників (УАКЗ), Європейської зварювальної федерації (EWF) і Міжнародного інституту зварювання (IIW), забезпечуючи безперервну та багатопланову професійну підготовку різних категорій персоналу зі зварювання за програмами:

- перепідготовка, підвищення та підтвердження кваліфікації інженерно-технічного персоналу в галузі зварювання та споріднених технологій;
- підвищення кваліфікації викладачів та майстрів виробничого навчання (інструкторів) зі зварювання;
- професійна підготовка, перепідготовка, підвищення та підтвердження кваліфікації зварників і операторів автоматичного зварювання;
- кваліфікаційна атестація персоналу зварювального виробництва відповідно до національних та міжнародних вимог.

У кваліфікаційній системі Українського атестаційного комітету зварників Центр, крім підготовки та атестації експертів УАКЗ і членів комісій з атестації зварників, здійснює підготовку і кваліфікацію інженерів, технологів і майстрів зі зварювання (координаторів зварювальних робіт).

Згідно з акредитацією Міжнародного інституту зварювання Центр з 2003 р. здійснює перепідготовку персоналу з присвоєнням кваліфікацій: Міжнародний інженер зі зварювання, Міжнародний технолог зі зварювання, Міжнародний спеціаліст зі зварювання, Міжнародний інспектор зі зварювання, Міжнародний практик зі зварювання, Міжнародний зварник.

Міжнародна система кваліфікацій персоналу зі зварювання базується на єдиних керівних документах і настановах, що визначають зміст програм професійної підготовки, процедури та критерії підтвердження визначених професій-



них кваліфікацій. Вони є обов'язковими для всіх акредитованих Міжнародним інститутом зварювання кваліфікаційних органів у різних країнах.

Завдяки використанню єдиних програм професійної підготовки по кожній з кваліфікацій, чітко регламентованим оцінюючим критеріям і дієвій системі контролю за організацією та проведенням кваліфікаційних випробувань і екзамнів система кваліфікацій Міжнародного інституту зварювання і Європейської зварювальної федерації забезпечує взаємне визнання кваліфікації персоналу зі зварювання в різних країнах.

Навчальна та науково-методична діяльність Центру здійснюється в тісній взаємодії з науковими відділами і службами ІЕЗ ім. Є.О. Патона та кафедрами Інституту матеріалознавства і зварювання ім. Є.О. Патона НТТУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».

Інноваційним методом і мобільним засобом професійної підготовки є розроблені в Центрі модульні технології навчання, які дозволяють слухачам отримати, підвищити чи підтвердити професійну кваліфікацію в галузі зварювання, підключаючись до процесу навчання на визначених етапах, отримуючи при цьому відповідні кваліфікаційні документи (посвідчення чи сертифікати) за умови, що витримано стандартизовані кваліфікаційні випробування.

Сучасна навчальна база, інноваційні технології професійної підготовки, висококваліфіковані викладачі та інструктори забезпечують досягнення кожним слухачем Центру визначеного рівня професійної кваліфікації.

Запрошуємо до співробітництва всіх бажаючих отримати чи підтвердити професійну кваліфікацію в галузі зварювання як в національній, так і в міжнародній кваліфікаційних системах.

Директор центру
П. Проценко





**Міжгалузовий учбово-атестаційний центр
Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Програми професійної підготовки на 2023 р.**



Шифр курсу	Найменування програми		Тривалість	Строки проведення	
1. Підвищення кваліфікації інженерно-технічних працівників					
101	Підтвердження професійної компетентності координаторів (керівників) зварювальних робіт згідно 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 НПАОП 0.00-1.16-96)		8 г	травень, грудень	
1121	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників згідно ДСТУ EN ISO 9606-1		32 г	червень	
1122	Розширення повноважень експертів УАКЗ на право атестації зварників пластмас згідно 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 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 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 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 ДСТУ EN ISO 9606-1	32 г	січень, березень, травень, жовтень	
121		фахівців з технічного контролю	16 г	лютий, травень, липень, жовтень	
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	вересень
140			стандартного рівня	170 г	
149			базового рівня	115 г	
	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)	липень
142			переатестація	22 г	квітень, липень, вересень
143	Фізико-механічні випробування матеріалів і зварних з'єднань		спеціальна підготовка і атестація	2 тижня (72 г)	по мірі комплектування груп
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 з 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 вимог ДСТУ EN 1090	32 г	лютий

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

203	Підвищення кваліфікації майстрів (інструкторів) виробничого навчання із зварювання	110 г	за узгодженням з 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 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 г ²	
323	перепідготовка зварників ручного дугового зварювання неплавким металевим електродом в інертних газах (TIG) з атестацією по ДСТУ EN ISO 9606-1	76-112 г 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 ISO 14732	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-стиківого 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 закінченні 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 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-стикового 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 заявку 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>

ПЕРЕДПЛАТА 2023

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

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

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

Передплата на електронну версію журналів.
Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf 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 2023 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2021 рр.

ЮВІЛЕЙ С.В. МАКСИМОВОЇ



3 грудня виповнилося 70 років доктору технічних наук, професору, керівнику відділу «Фізико-хімічні процеси паяння» Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України Максимовій Світлані Василівні – відомому фахівцю в галузі матеріалознавства і паяння.

У 1977 р. вона закінчила інженерно-фізичний факультет Київського політехнічного інституту за спеціальністю «Металознавство, обладнання і технологія термічної обробки металів». У 1994 р. Світлана Василівна захистила кандидатську дисертацію, а у 2011 р. здобула ступінь доктора технічних наук.

С.В. Максимова – відома вчена в галузі матеріалознавства, високо- та низькотемпературного паяння конструкційних матеріалів. За її безпосередньої участі створено наукові основи технологічних процесів і припої для виготовлення виробів відповідального призначення з різних матеріалів: жароміцних ливарних, дисперсійно-твердіючих нікелевих сплавів; перспективних матеріалів нового покоління на основі інтерметалідів нікелю і титану; мідних сплавів, вуглецевих матеріалів, сплавів на основі титану і алюмінію, у тому числі різномірних матеріалів, що відрізняються за фізико-хімічними властивостями, таких як мідь-вольфрам, молібден-графіт, молібден-нержавіюча сталь, алюміній-нержавіюча сталь, ковар-титан, твердосплавні матеріали-сталь. За її участі розроблено негігроскопічний фторидний флюс для паяння алюмінію, що дозволяє проводити процес паяння без введення припою. Під її керівництвом проведено фундаментальні дослідження з вивчення фізико-металургійних особливостей формування нероз'ємних з'єднань та запропоновано шляхи попередження утворення крихких фаз, що дозволило вирішити проблему забезпечення необхідних механічних властивостей та довготривалості

міцності паяним з'єднанням в жорстких умовах високої температури, нейтронного опромінення і постійно діючих навантажень. Виконано ряд спеціальних проектів для потреб авіації, газотурбобудування, ядерної енергетики, електроніки.

Наукові праці С.В. Максимової відомі спеціалістам у галузі паяння і за межами України. Вона була відповідальним виконавцем і керівником (з української сторони) декількох міжнародних проектів: «Токомак» – зі створення установки термоядерного синтезу; «Копернікус» – у галузі електроніки; паяння інтерметалідних сплавів з Ліверморською національною лабораторією (США); зі створення технологічного процесу паяння нержавіючих сталей без нікелевого покриття з Національною лабораторією «Сандія» (США); з паяння вуглецевих матеріалів з молібденом і нержавіючою сталлю (КНР); з паяння нікелевих жароміцних сплавів адгезійно-активними припоями (КНР). Вона є почесним професором і почесним експертом Державної Ключової лабораторії передових технологій паяння і припоїв Науково-дослідного інституту машинобудування (Чжэнчжоу, КНР). За свій внесок у розвиток українсько-китайського співробітництва С.В. Максимова нагороджена медаллю Китайської народної республіки «China Government Friendship Award».

Результати досліджень С.В. Максимової представлені в понад 270 друкованих працях, у тому числі в 9-и монографіях вітчизняних та закордонних видавництв, підручнику «Паяння матеріалів». Вона є співавтором 16 патентів України та патенту США.

За значний внесок у розвиток вітчизняної металознавчої науки в галузі паяння та впровадження наукових розробок на підприємствах України і за кордоном Світлана Василівна здобула заслужене визнання серед наукової спільноти. Вона є лауреатом Премії ім. Є.О. Патона НАН України, нагороджена відзнакою НАН України «За наукові досягнення», Ювілейною почесною грамотою Президії НАН України, отримала почесне звання «Заслужений діяч науки і техніки України».

Щиро вітаючи Світлану Василівну зі славним ювілеєм, бажаємо їй міцного здоров'я, творчої активності та благополуччя.

Редколегія журналу «Автоматичне зварювання»

КОМПЛЕКС І ТЕХНОЛОГІЯ КОНТАКТНОГО СТИКОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ОПЛАВЛЕННЯМ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ ВЕЛИКОГО ДІАМЕТРА В ПОЛЬОВИХ УМОВАХ

Перші роботи в області контактного зварювання труб були виконані в ІЕЗ ще в 1950-ті роки. Було показано, що при зварюванні деталей з розвиненим перерізом, зокрема, труб, найбільш доцільно здійснювати процес нагрівання методом безперервного оплавлення на відміну від нагрівання опором з періодичними замиканнями контактуючих деталей. При безперервному оплавленні гарантується стабільне і рівномірне по перерізу труб нагрівання, процес легко піддається автоматизації й відрізняється більш високими енергетичними показниками. Дослідженнями встановлено, що для забезпечення стійкого процесу оплавлення труб необхідно значне зменшення внутрішнього електричного опору зварювальних машин. Це завдання на протязі багатьох років не вдавалось вирішити провідним світовим компаніям-виробникам зварювального устаткування.

Видатним внеском у розвиток зварювання було створення вперше у світі контурних трансформаторів (В.К. Лебедев і Н.Г. Остапенко). Осердя трансформатора охоплює стикове з'єднання по контуру, а первинні й вторинні витки рівномірно розподілені по всьому периметру осердя. Вторинний виток може бути суцільним або складатися з декількох окремих елементів. Ці особливості нового принципу підведення енергії при контактному зварюванні дозволили вирішити в комплексі технологічні й електротехнічні проблеми, у тому числі, зниження потужності й забезпечення надійності роботи складних електросхем, механічних і гідравлічних приводів.

Реалізація цих розробок ІЕЗ ім. Є.О. Патона призвела до створення устаткування з принципово новими зварювальними трансформаторами – кільцевого й контурного типів. Однак розробка технології й устаткування для контактного зварювання надпотужних трубопроводів (1020...1420 мм) вимагала вирішення багатьох складних наукових і технічних проблем. Відомо, що зі збільшенням площі поперечного перерізу труб суттєво важче забезпечити відсутність дефектів і стабільну якість зварних з'єднань. Не менш складними проблемами виявились розробка шляхів зниження потужності й маси зварювальних машин, забезпечення надійного функціонування у польових умовах всіх вузлів, що містять складне електричне і гідравлічне обладнання, системи керування процесом, особливо у суворих кліматичних умовах. Рішення цих проблем вимагало принципово нових розробок у

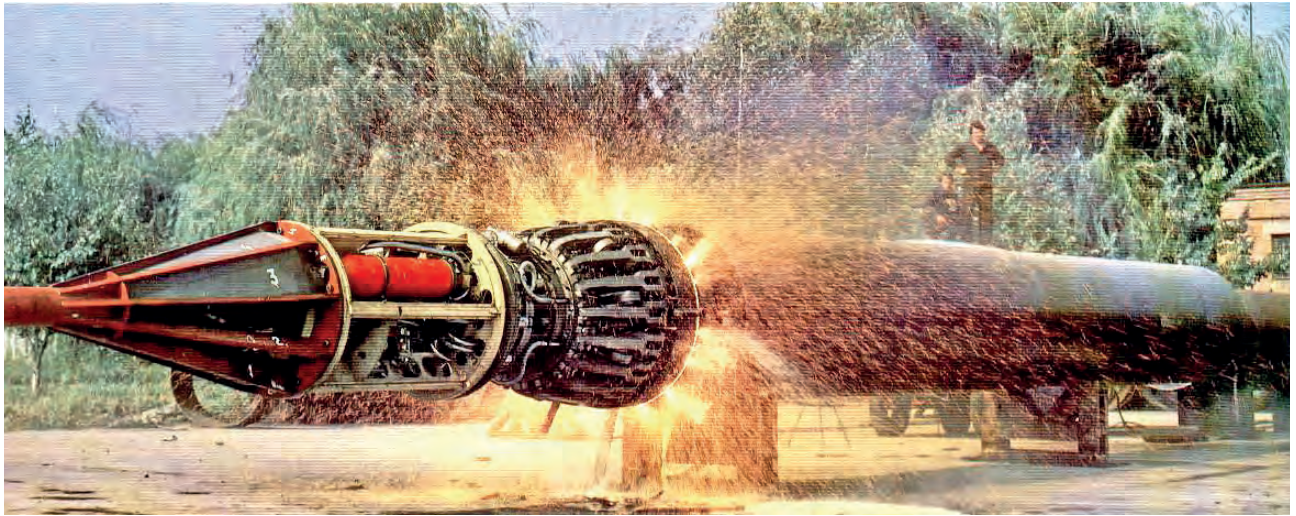
сферах технології зварювання і конструювання основних вузлів зварювальних машин, які не мали аналогів у вітчизняній і закордонній практиці.

В основу нової концепції була покладена ідея створення внутрішньотрубного виконання корпусу зварювальної машини, включаючи електроустаткування, гідропривід і системи керування, а також використання кільцевого трансформатора спеціальної конструкції, що забезпечувало роботу в суворих кліматичних умовах. Машина комплектувалась автономним приводом переміщення усередині труби. Весь комплекс, що включає крім внутрітрубної машини пересувну електростанцію, одержав назву «Север-1».

Розробка швидкодіючих регуляторів, що автоматично змінюють швидкість зближення труб у процесі нагрівання залежно від зміни зварювального струму, дозволила значно розширити області стійкого оплавлення й забезпечити можливість одержання його на трубах діаметром до 2 м при відносно низькій напрузі. Як показали виконані дослідження, для одержання стабільної якості зварних з'єднань, крім підтримки стійкого процесу оплавлення, необхідно забезпечити стабільність багатьох інших параметрів, що визначають режим зварювання. Це завдання було вирішено шляхом їх програмування, що передбачає зміну кожного параметра в процесі зварювання по наперед заданому для кожного типорозміру труб закону. Запропоновані способи програмування й пристрої для їх реалізації дозволили автоматично виконувати задані програми з урахуванням зміни реальних умов експлуатації, якості підготовки труб перед зварюванням, температури навколишнього середовища.

Покладені в основу нової технології контактного зварювання труб принципи регулювання й програмування процесу оплавлення дозволяють з великою вірогідністю прогнозувати якість зварних з'єднань шляхом реєстрації основних параметрів зварювання й порівняння їх із заданими еталонними значеннями. Накопичений у виробничих умовах досвід операційного контролю при зварюванні великої кількості труб різних діаметрів свідчить про високу його ефективність.

На базі виконаних розробок створена гама машин для КСЗО, що забезпечують зварювання в польових і стаціонарних умовах магістральних трубопроводів діаметром 114...1420 мм із товщиною стінки до 25 мм.



Установка K700 під час зварювання

Трубозварювальні комплекси «Север-1», які складаються зі зварювальної машини K700, пристрою для зачищення кінців труб і зняття грата, а також пересувної електростанції потужністю 630...800 кВА, успішно впроваджені в різних кліматичних зонах, у тому числі в умовах Крайньої Півночі. Застосування 1 комплексу замість ручного зварювання дозволяє вивільнити 35 кваліфікованих зварників. Перший комплекс «Север-1» випробували на газопроводі діаметром 1420 мм «Оренбург – Державний кордон». У 1977–1979 рр. такі комплекси почали працювати на північних трубопроводах.

На базі виконаних розробок створена гама машин для КСЗО, що забезпечила можливість зварювання в польових і стаціонарних умовах магістральних трубопроводів діаметром 114...1420 мм із товщиною стінки до 25 мм. Із застосуванням розроблених технологій та устаткування для КСЗО зварено десятки тисяч кілометрів газо- та нафтопроводів, у тому числі в суворих умовах Крайньої Півночі Росії, пустель Іраку і Туркменії.

У 1970-х роках інтенсивне освоєння газових і нафтових родовищ в північно-східних регіонах СРСР обумовило необхідність спорудження мережі магістральних трубопроводів великого діаметра для транспортування вуглеводної сировини до України і країн Європи. Вирішення даної проблеми з використанням існуючих технологій зварювання плавленням вимагало залучення величезної кількості кваліфікованих зварників, операторів неруйнівного контролю якості з'єднань, допоміжного персоналу і пов'язаного з цим розв'язання багатьох соціальних проблем. В суворих кліматичних умовах північних регіонів СРСР дуже гострою була проблема забезпечення якості зварних стиків надпотужних трубопроводів діаметром 720...1420 мм.

Впровадження розробленого в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона унікального устат-

кування для контактного стикового зварювання оплавленням магістральних трубопроводів діаметром до 1420 мм зробило значний внесок у вирішення проблеми транспортування нафти і газу до України, європейських регіонів СРСР і країн Європи, і сприяло, зокрема, суттєвому покращенню енергозабезпечення промисловості та соціальної сфери.

Розроблені технологічні основи КСЗО надпотужних трубопроводів і конструктивні рішення зварювального устаткування були використані при створенні унікальних комплексів для зварювання корпусів ракетної техніки на Південному машинобудівному заводі (м. Дніпро). Варто відзначити, що провідні світові компанії по виробництву ракетної техніки використовували технології виробництва корпусів ракет із цільної заготовки високоміцного алюмінієвого сплаву шляхом її токарної обробки. Тривалість цієї операції вимірювалась декількома місяцями, тобто на декілька порядків перевищувала часові характеристики розробленої в ІЕЗ технології виробництва зварних елементів корпусів ракет.

Ліцензію на устаткування і технологію зварювання трубопроводів великого діаметра придбала компанія McDermott (США), що забезпечило значні валютні надходження до державного бюджету.

У ХХІ ст. продовжуються дослідження і удосконалення інноваційних технологій КСЗО високоміцних трубних сталей нового покоління. За результатами цих робіт вдосконалено технологію КСЗО сучасних мікролегованих трубних сталей класу міцності X70...X90, розроблено алгоритми якості зварних з'єднань в залежності від наявної структурної неоднорідності металу труб, системи легування, вмісту мікролегуючих домішок тугоплавких елементів, розроблено і реалізовано системи прецизійного керування процесом зварювання за величиною енерговкладення.

С.В. Зяхор

Календар грудня*

1 грудня 1884

Алонсо Полінг та Генрі Харнішфегер засновують фірму «P&H Mining Equipment Inc.». У 1933 р. компанія створила перший у світі цільнозварний екскаватор. Незважаючи на слабкий попит на ринку, керівництво фірми постійно запроваджувало інновації та вдосконалювало виробництво. Були замінені заклепки на суцільнозварну конструкцію. Методи зварювання також покращили власними патентами. Створюючи крани та екскаватори, які були міцнішими, легшими та дешевшими, фірма «P&H Mining Equipment Inc.» впевнено посіла своє місце на ринку.



2 грудня 2008

Відкрито пам'ятник В.Г. Шухову (1853-1939) – інженеру, архітектору. Ним винайдені гіперболоїдні конструкції, сітчасті перекриття оболонок та промислові установки термічного крекінгу нафти. Вніс видатний внесок у технології нафтової промисловості та трубопровідного транспорту, у розробку та будівництво зварних каркасів будівель мартенівських та конверторних цехів, газопроводів гарячого дуття та повітрянагрівача домни.



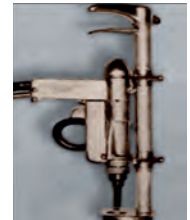
3 грудня 1959

На першому атомному криголамі «Ленін» було піднято державний прапор, ознаменувавши початок нової ери у цивільному суднобудуванні. Створення якісно нового типу корабля зажадало освоєння нових технологій. Вже в процесі будівництва атомоходу було вперше розроблено та впроваджено нові способи зварювання нержавіючої сталі. Працівники ВТК, які перевіряли якість зварних швів, ретельно стежили за зварними роботами. Найвідповідальніші шви проходили до 11 перевірок. На рентгеноскопію зварних швів пішло 4 км рентгенівської плівки. Протікання зварних швів допускалося трохи більше 4-5 крапель на рік. Криголам пропрацював близько 30 років у важких арктичних умовах.



4 грудня 1945

Опубліковано патент на метод приварювання шпильок. Спосіб був розроблений Тедом Нельсоном ще в 1936 р., але навіть через багато років залишається найефективнішим і надійним для зварювання кріпильних пристроїв. Процес приварювання шпильок за технологією Нельсона використовує дуговий розряд, для того щоб оплавити кінець болта (шпильки) або електрода з частиною основної конструкції металевої заготовки. Сьогодні компанія, створена Нельсоном, продовжує носити його ім'я та є відомим постачальником обладнання для приварювання шпильок.



5 грудня 2014

Успішно стартував космічний корабель «Оріон», який прийшов на зміну космічним човникам «Space Shuttle». Примітним є той факт, що він вважається першим цільнозварним кораблем, при будівництві якого застосовувалося зварювання тертям з перемішуванням. Крім космонавтики, нова технологія використовується у виробництві корпусів кораблів, стель вагонів, крил і фюзеляжів літаків.



6 грудня 1963

Було подано патент на ультразвуковий метод зварювання термопластів на ім'я Роберта Солофа та Сеймура Лінслі. Поява та початковий розвиток винаходу ультразвукового зварювання відносять до 1930-1940-х років. Під час досліджень ультразвукових коливань було виявлено, що при одночасному впливі на зону зварювання певного зусилля стиску та ультразвукових коливань з'єднання зразків здійснюється без пропускання через них електричного струму.

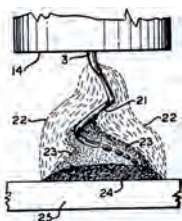


7 грудня 1995

Зонд НАСА «Галілео» увійшов в атмосферу Юпітера. У ході польоту на борту виникла проблема через деталі його антени, що приварилися одна до одної у вакуумі. Ця подія набула широкого розголосу і в 2006 р. Європейське космічне агентство випустило документ, в якому розглядало ймовірність холодного зварювання у вакуумі як певну небезпеку для космічних апаратів.



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



8 грудня 1958

Д-р Олександр Лесневич (США) отримав патент US2916601A на метод зварювання електродом, що плавиться, з струменевим перенесенням металу. Особливістю даного винаходу є те, що тут використовується метод ротаційного перенесення металу, при якому рідкий метал обертається навколо своєї осі і конічно розширюється. Краплі металу переходять у радіальному напрямку в основний матеріал і створюють відносно плоске та широке проплавлення.



9 грудня 1937

Помер Нілс Густав Дален (1869-1937) – шведський винахідник, засновник компанії AGA, нобелівський лауреат з фізики у 1912 р. Втративши під час експериментів зір учений все ж таки отримав премію за винахід автоматичних регуляторів, які використовуються в поєднанні з газовими акумуляторами на маяках та буюх. Компанія AGA (до злиття у 2000 р. з компанією Linde) – найбільший виробник промислових газів.



10 грудня 1964

Нобелівську премію з фізики було вручено Ч. Таунсону (50 %, США), Н.Г. Басову (25 %, СРСР) та А.М. Прохорову (25 %, СРСР) за відкриття нового принципу генерації та посилення світла – лазера. На основі цих робіт на початку 1960-х років у США було створено перший оптичний квантовий генератор – лазер на рубіні, що використовується і в зварюванні. Лазер отримав свою назву за першими буквами англійської фрази: «Light-Amplification by Stimulated Emission of Radiation» (посилення світла шляхом стимульованого випромінювання).



11 грудня 1954

Спущений на воду «Форрестол» – американський авіаносець, головний корабель свого типу. Це був перший авіаносець, спроектований у післявоєнний час, у якому було повністю враховано досвід, отриманий під час Другої світової війни, а також враховано вимоги реактивної авіації. Під час будівництва кожного авіаносця типу «Форрестол» було витрачено близько 700 т зварювальних матеріалів, що стало рекордом використання таких матеріалів у суднобудуванні.



12 грудня 1928

Завершено будівництво мосту Маужице (Польща) – першого у світі повністю зварного автомобільного мосту. Міст був спроектований у 1927 р. Стефаном Брилою, одним з піонерів зварювання у цивільному будівництві.



13 грудня 1816

Народився відомий німецький інженер, винахідник, вчений Вернер фон Сіменс (1816-1892). Спільно з Йоганном Гальською (1814-1890) він створює фірму «Telegraphen Bauanstalt Siemens & Halske». Як основну сферу діяльності компанія обрала електротелеграфію. Саме телеграф зі своєю величезною кількістю проводів, які потребують з'єднання, став каталізатором розвитку контактного зварювання. Так, кінці телеграфних проводів зі спеціально виконаним косим зрізом торців збирали внапуск і з'єднували шляхом «напруження» постійним струмом, що проходить.



14 грудня 1896

Відкриття підземної лінії метро в Глазго, Шотландія. Лінія є третьою найстарішою підземною системою у світі після метро у Лондоні та Будапешті. Це єдине метро на Британських островах поза Лондоном, яке розташоване повністю під землею. Під час будівництва метро використали електродугове зварювання.



15 грудня 1932

Почали експлуатувати ВЛ19 – радянський магістральний вантажопасажирський електровоз постійного струму, що випускався з 1932 по 1938 рр. Був першим суцільнозварним електровозом, а серед серійних (до березня 1953 р.) єдиним електровозом, конструкція якого була створена у СРСР. У 1931 р. майже на всіх паровозобудівних і вагонобудівних заводах Радянського Союзу перейшли на зварювання деталей, вузлів і конструкцій.

16 грудня 1947

Фізик-експериментатор Уолтер Браттейн, який працював із теоретиком Джоном Бардіном, зібрав перший працездатний точковий транзистор. Пізніше завдяки створенню Вільямом Шоклі теорії р-п-переходу (1948-1950) було отримано площинний транзистор, потім планарний (1959), що став основою створення монолітних інтегральних схем, що застосовуються, зокрема, в зварювальних інверторах.

**17 грудня 1946**

Зпатентоване гравітаційне зварювання (US2412660A). Цей вид зварювання поширений незначно, наприклад, у суднобудуванні при зварюванні полотнищ, але в деяких випадках є зручним і необхідним. При зварюванні важкодоступних місць застосовується зварювання лежачим електродом. Перевага цього способу полягає в тому, що завдяки нескладній механізації процес стає легкокерованим, один робітник обслуговує відразу кілька установок.

**18 грудня 1959**

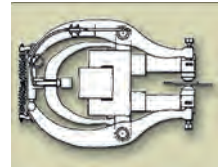
Було закладено перший у світі атомний підводний човен К-162 з титановим корпусом. Радянський атомний підводний човен другого покоління був найшвидшим у світі підводним човном, що досягав у підводному положенні швидкості понад 80 км/год (42 вузли). Зварювання титанових конструкцій доводилося проводити в середовищі аргону (було витрачено близько 1 млн м³ аргону). Ці роботи вимагали ювелірної точності та хірургічної чистоти у процесі виконання робіт.

**19 грудня 1939**

Прийнятий на озброєння Червоної Армії, а у березні 1940 р. затверджений до серійного виробництва середній танк Т-34. Усього упродовж років війни випущено понад 35 тис. Т-34 всіх модифікацій. Спочатку корпус та вежа Т-34 зварювалися вручну електродом із спеціальною обмазкою. Усього виконувалося кілька десятків швів. Одночасно з розробкою технології було спроектовано та виготовлено дві установки для автоматичного зварювання борту корпусу танка Т-34 з підкрілком. У січні 1942 р. було зварено перший дослідний зразок. З ініціативи Є.О. Патона було запущено першу у світі поточкову лінію з виробництва корпусів танків, на якій було задіяно близько 20 установок для автоматичного зварювання під флюсом. Продуктивність автоматичного зварювання виявилася в 10 разів вищою, ніж ручного (фото танка Т-34 на території ІЕЗ ім. Є.О. Патона).

**20 грудня 1898**

Опубліковано патент О. Кляйншміда на одну із розробок точкового зварювання. Кляйншмід замінив вугільні електроди в приладах Бенардоса мідними а, також винайшов удосконалений пристрій для зварювання, вмонтувавши трансформатор безпосередньо в кліщі. З цього часу точкове зварювання вийшло зі стадії лабораторних експериментів і розпочалася робота над підвищенням продуктивності процесу.

**21 грудня 1965**

Роберту Солоффу та Сеймуру Лінслі був виданий патент US3224916A на винахід ультразвукового зварювання. Цей метод було винайдено для зварювання тонких пластикових плівок. Солофф помітив, що енергія звукових хвиль може поширюватися по всій поверхні стику, а значить одночасно зварювати всю область з'єднання, що стало основою для його винаходу.

**22 грудня 2007**

Французька ракета-носіє «Ariane 5» вивела на орбіту перший в історії африканський супутник. Для створення «Ariane 5» інженери, що займаються зварюванням паливного бака для ракети, виготовили його з алюмінію завтовшки 3 мм. Зварювальний апарат обертався всередині бака, що дозволяло забезпечувати безшовне зварювання. Цілісність шва має вирішальне значення, оскільки криогенні резервуари утворюють несучу конструкцію першого ступеня ракети-носія. Крім цього, для створення ракети використовувалися зварювальні роботи «KUKA», які також забезпечували безшовне зварювання.

**23 грудня 1947**

Брати Джордж та Майкл Боїнги (Boeing) заснували компанію Boeing як компанію, що виробляє велосипеди. У 1934 р. була переключена у компанію, що займається авіаперевезеннями. 14 листопада 1939 р. було офіційно представлено перший пасажирський двомісний літак. У 1942 р. на його базі було випущено легкий розвідувальний літак В17, що увійшов до складу авіафлоту США та значно посилив позиції альянсу у Другій світовій війні. 26 лютого 1967 р. компанія відмовляється від усіх своїх напрямів у виробництві та сфері послуг та залишає за собою лише виробництво літаків та здійснення авіаперевезень. Компанія Boeing Commercial Airplanes інтегрує в виробництво літаків усі сучасні досягнення в техніці, в т.ч. в зварюванні.





24 грудня 1818

Народився Джеймс Джоуль (1818-1889) – англійський фізик, який зробив значний внесок у становлення термодинаміки. Під час досліджень електрики сплавлялися пучки проводів у коробці з вугіллям, завдяки пропусканню по проводах електричного струму, тобто в принципі здійснювалося зварювання опором.



25 грудня 1901

У різдвяну ніч 1901 р. було скоєно напад на земельний банк у Ганновері. Спроба пограбування не вдалася, і про неї не варто було б і згадувати, якби не одна обставина: тут уперше для розтину сейфа злочинці скористалися «газовим різакон» – автогенним пальником. Невідомі грабіжники, яких можна назвати «технічно неписьменними», зазнали фіаско. Справа в тому, що для горіння заліза необхідна велика кількість кисню, вони змогли подолати лише зовнішню восьмиміліметрову обшивку сейфа, виготовленого з простої листової сталі.



26 грудня 1922

Роберт Нобель з компанії General Electric розробив автоматичне зварювання за допомогою постійного струму, використовуючи напругу дуги, яким регулювалася швидкість подачі. В основному цей метод використовувався для ремонту зношених валів двигунів та коліс кранів. Цей процес використовував голий електродний дріт, швидкість подачі якого залежала від напруги дуги.



27 грудня 1968

Завершив політ «Аполлон-8» – другий пілотований космічний корабель у рамках американської космічної програми «Аполлон», під час якого люди вперше досягли іншого небесного тіла, Місяця. Це був перший пілотований старт ракети Сатурн-5. Ракета Сатурн-5 залишається найбільш вантажопідійомною, найбільш потужною, найважчою і найбільшою із створених на даний момент ракет, що виводили корисне навантаження на орбіту. Для зварювання алюмінієвих баків ракети використовувалося електронно-променеве, лазерне та плазмово-дугове зварювання.



28 грудня 1870

Народився американський кузовобудівник Едвард Бадд. Саме Е. Бадд був піонером у використанні суцільнометалевих зварних кузовів у автомобілебудуванні. Також ним було засновано Budd Company, яка є розробником технології імпульсного зварювання нержавіючої сталі.



29 грудня 1920

Плавуча майстерня для складання ESAB IV була прийнята в реєстр Ллойда. На кораблі стояли два зварювальні поста з генератором постійного струму. Фірма ESAB змогла виконувати ремонтно-зварювальні роботи на плаву. У багатьох випадках подібна техніка ремонтних робіт виявилася незамінною. Корабель ESAB IV функціонував близько 60 років.



30 грудня 1957

Джеймс Байрон подає заявку на патент US3056192A на апарат для ультразвукового зварювання. У зварювальній техніці ультразвук може бути використаний у різних цілях. Впливаючи їм на зварювальну ванну в процесі кристалізації, можна покращити механічні властивості зварного з'єднання завдяки подрібненню структури металу шва та кращого видалення газів. Ультразвук може бути джерелом енергії для створення точкових та шовних з'єднань. Зварювання металів ультразвуком знаходить все більш широке застосування, оскільки цей спосіб має ряд переваг та особливостей у порівнянні з контактним та холодним зварюванням. Особливо перспективне ультразвукове зварювання стосовно виробів мікроелектроніки.



31 грудня 1886

М.М. Бенардос (1842-1905) отримав патент на точкове контактне зварювання. Невідомо, коли і за яких обставин прийшов М.М. Бенардос до принципу точкового контактного зварювання. Перший у світі патент на цей спосіб (і «прилад» для його реалізації) було видано на його ім'я у Німеччині. Як електроди в ньому служили графітові бруски, що вставляються в кліщі, які стискали вручну.