

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 5 2022 З В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МЕТАЛУРГІЯ І ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Демченко Ю.В.,
Денисенко А.М., Завдовеев А.В., Костін В.А., Соломійчук Т.Г.
Вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на струк-
туру і механічні властивості металу швів та ЗТВ зварних
з'єднань сталі 30Х2Н2МДФ3

Рябцев І.О., Бабінець А.А., Лентюгов І.П., Богайчук І.Л.,
Панфілов А.І. Електродуговое наплавлення зносостійких
сплавів на основі заліза та нікелю на мідь 10

Лобанов Л.М., Гончаров П.В., Позняков В.Д., Гайворон-
ський О.А., Завдовеев А.В. Технологічні особливості зварю-
вання сталі 30ХГСН2А16

ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ ЗВАРЮВАННЯ

Коржик В.М., Хаскін В.Ю., Пелешенко С.І., Гринюк А.А.,
Dong Chunlin, Ілляшенко Є.В., Yao Yuhui. Вибір параме-
трів лазерного зварювання тонкостінних виробів із легких
сплавів з ненаскрізним проплавленням22

ЗВАРЮВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К.,
Радченко Л.М., Руханський С.Б. Аргондугове зварювання
жароміцного титанового сплаву, легованого кремнієм33

ПРОЦЕСИ ПАЙКИ

Максимова С.В., Ковальчук П.В., Воронов В.В. Особливості
структури паяних з'єднань молибден-ковар40

ОХОРОНА ПРАЦІ

Левченко О.Г., Полукarov Ю.О., Безушко О.М., Гончарова О.М.
Системи гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів
(Частина 2)47

ІНФОРМАЦІЯ

Випробувальна лабораторія Інституту
електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України56

Коротка історія журналу «Автоматичне зварювання»59

Календар травня61

CONTENT

METALLURGY AND TECHNOLOGY OF WELDING AND SURFACING

Gaivoronsky O.A., Poznyakov V.D., Demchenko Yu.V.,
Denysenko A.M., Zavdovcev A.V., Kostin V.A., Solomiychuk T.G.
Influence of pulsed-arc welding modes on the structure
and mechanical properties of welds and HAZ metal of welded
joints of 30KH2N2MDF steel3

Ryabtsev I.O., Babinets A.A., Lentyugov I.P., Bogaychuk I.L.,
Panfilov A.I. Electric arc surfacing of wear-resistant iron- and
nickel-based alloys on copper 10

Lobanov L.M., Goncharov P.V., Poznyakov V.D.,
Gaivoronsky O.A., Zavdovcev A.V. Technological features of
welding 30KHGSN2A steel 16

BEAM WELDING

Korzhik V.M., Khaskin V.Yu., Peleshenko S.I., Grynyuk A.A.,
Dong Chunlin, Ilyashenko E.V., Yao Yuhui Selection of
parameters of laser welding of thin-walled items from light
alloys with nonthrough thickness penetration22

WELDING OF NON-FERROUS METALS

Akhonin S.V., Bilous V.Yu., Selin R.V., Petrychenko I.K.,
Radchenko L.M., Rukhanskyi S.B. Argon-arc welding of high-
temperature titanium alloy doped by silicon33

SOLDERING

Maksymova S.V., Kovalchuk P.V., Voronov V.V. Features of
the structure of molybdenum-covar brazed joints40

OCCUPATIONAL HEALTH

Levchenko O.G., Polukarov Yu.O., Bezushko O.M.,
Goncharova O.M. Systems of hygienic evaluation of welding
materials (Part 2)47

INFORMATION

Testing laboratory of the PWI56

«Avtomatychne Zvaryuvannya» – Short History59

May calendar61



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. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
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 2022

Передплатний індекс 70031.
12 випусків на рік (видається щомісячно).
Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделлою.
Електронна версія: 2880 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.

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

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:
I.V. Krivtsun (Editor-in-Chief),
V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief)
O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov,
V.V. Knysh, V.M. Korzhik,
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 2022

Subscription index 70031.
12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$216, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.
\$144, 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.

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

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

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ШВІВ ТА ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 30X2H2МДФ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, А.В. Завдовсєв, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук

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

Запропонована та науково обґрунтована технологічна концепція зварювання сталей високої міцності з межею плинності понад 1200 МПа, що полягає в поєднанні імпульсно-дугового МІГ зварювання та застосування високолегованого дроту системи легування Cr–Ni–Mn. Отримана структурована інформація про особливості термічного циклу та його впливу на структурні перетворення в металі ЗТВ та металі шва. Розвинуто уявлення про перебіг фізико-металургійних процесів зварювання в залежності від основних параметрів стандартного та форсованого режимів зварювання. Встановлено їх позитивний вплив на механічні властивості зварних з'єднань. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 7.

Ключові слова: імпульсно-дугове зварювання, високоміцні сталі, властивості, структура, зона термічного впливу, аустенітний зварювальний матеріал

Вступ. Останнім часом в Україні для реалізації проектів нового покоління легких броньованих танків (ЛБТ) застосовуються сучасні термозміцнені броньові сталі високої міцності та твердості з межею плинності понад 1200 МПа. Це широко відомі вітчизняна сталь марки 30X2H2МДФ [1] та сталі закордонного виробництва ARMSTAL 500, Miilux Protection 500, HB 500 MOD, RAMOR 500, ARMOX 500S. Для забезпечення службових властивостей листовий прокат означених сталей товщиною 6...20 мм загартовується з наступним низьким відпуском. В кінцевому термообробленому стані в структурі сталі утворюється мартенсит відпуску, за рахунок чого досягаються високі показники статичної і динамічної міцності, а також високі експлуатаційні характеристики. Але технологічні властивості, з різних причин, є незадовільними для успішного застосування високопродуктивних процесів, пов'язаних з повторними нагріваннями, зокрема, зварювання, наплавлення, тощо. Обмежена зварюваність визвана як вихідним станом, так і підвищеним вмістом вуглецю (>0,3 %). А саме, головною проблемою зварювання стаціонарною дугою (ЗСД) броньових сталей є зміна властивостей металу в зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань [2]. Найбільш суттєві зміни відбуваються як на ділянці перегріву, так і на ділянці відпуску ЗТВ. Структурно-фазові перетворення на ділянці перегріву характеризуються збільшенням розміру аустенітного зерна та розвитком високотемпературної хімічної мікронеоднорідності, а при подальшому охолодженні утворенням пластинчастого мартенситу.

Наслідком чого є підвищена загроза виникнення холодних тріщин під дією залишкових зварювальних напружень. В свою чергу структурно-фазові перетворення на ділянці відпуску ЗТВ не мають суттєвих змін у морфології та розмірах зерен, але призводять до знеміцнення, яке обумовлене цілим рядом факторів, як то анігіляція дислокацій, ріст або розчинення карбідів тощо [3, 4].

Ще однією з причин погіршеної зварюваності броньових сталей є утворення крихкого мартенситного прошарку або карбідної гряди в зоні сплавлення, де рівень легування знижується до рівня основного металу [5].

Перелічені особливості формування структури та властивостей зварних з'єднань вимагають виконувати зварювання на понижених режимах, що призводить до зниження продуктивності виготовлення виробів ЛБТ. Це мотивує до пошуку нових технологій зварювання, які забезпечать високу продуктивність та якість виробів.

Для вирішення цієї проблеми нами пропонується наступна технологічна концепція, яка полягає у застосуванні сучасного високопродуктивного процесу імпульсно-дугового зварювання (ІДЗ).

Процес ІДЗ якісно відрізняється від традиційного ЗСД в захисних газах. Пояснюється це тим, що при ІДЗ розширюються можливості управління термічним циклом зварювання, процесами плавлення і переносу електродного металу в різних просторових положеннях [6].

Оскільки зварювання характеризується фізико-металургійними процесами, які поєднують поняття та цілий комплекс складних явищ, що від-

Гайворонський О.А. – <http://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <http://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Завдовсєв А.В. – <http://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Соломійчук Т.Г. – <http://orcid.org/0000-0002-3038-8291>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, А.В. Завдовсєв, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук, 2022

Таблиця 1. Зварне з’єднання сталі марки 30X2H2МДФ для досліджень

Номер зразка	Конструктивні елементи розробки (мм, град)	Зварне з’єднання
№ 1 Стаціонарний процес		
№ 2 ІДЗ на стандартному режимі		
№ 3 ІДЗ на форсованому режимі		

буваються в розплавленому металі та металі ЗТВ під дією термічного циклу зварювання (ТЦЗ), то головним чинником, який впливає на весь перебіг процесу є саме ТЦЗ [7–11]. Він характеризується параметрами – максимальною температурою, швидкістю нагріву і охолодження, тривалістю перебування металу вище заданих температур, за яких відбувається нагрів, розплавлення основного металу й присадкового металу, утворення зварювальної ванни і металу шва та ЗТВ, послідовне охолодження і кристалізація, а також утворюється структурний стан в різних зонах зварного з’єднання, забезпечується технологічна міцність (стійкість до утворення холодних та гарячих тріщин), та фізико-механічні властивості (міцність, твердість, пластичність, в’язкість тощо). Керувати ТЦЗ можливо за допомогою зміни режимів ІДЗ, а саме основних складових: струму та напруги зварювання, частоти та шпаруватості, швидкості зварювання.

З огляду на викладене вище, в роботі вперше проведено дослідження впливу режимів ІДЗ при МІГ зварюванні аустенітним матеріалом на структуру металу шва та ЗТВ і механічні властивості наплавленого металу зварних з’єднань сталі 30X2H2МДФ.

Методика експерименту. Для визначення впливу режимів ІДЗ на структуру, механічні властивості зварних з’єднань броньових сталей високої твердості використовували вітчизняну бро-

ньову сталь марки 30X2H2МДФ наступного хімічного складу, мас. %: 0,30 С, 1,1 Si, 0,73 Mn, 1,67 Cr, 2,28 Ni, 0,26 Mo, 0,21 V. В загартованому стані (нормалізація і охолодження в воді) після низькотемпературного відпуску при температурі 230 °С броньова сталь має тимчасову міцність і твердість на рівні 1500 та 5000 МПа відповідно.

З урахуванням того, що в джерелі живлення EWM Phoenix 501 plus при роботі в імпульсному режимі параметри зварювання, а саме, струм імпульсу I_p , струм паузи I_n , частота f та скважність δ запрограмовані виробником, то для виявлення їх впливу на структуру та механічні властивості з’єднань сталі марки 30X2H2МДФ в обраних режимах зварювання оперували середнім струмом зварювання (I_{cp}) [12, 13]. Для цього виконували зварювання стикових з’єднань зразків зі сталі 71 товщиною 10 мм. Розміри конструктивних елементів підготовлених розробок зразків № 1, № 2, № 3 та зварних з’єднань наведені в табл. 1, а режими їх зварювання в табл. 2. Зварювання зразків виконували дротом марки ХОРДА 307 Ti (система легування 08X20H9Г7Т) в захисній суміші газів 82% Ar+18% CO₂. Виліт електродного дроту у всіх випадках становив $L_b = 15$ мм. Загальний вигляд зразків сталі 30X2H2МДФ після ІДЗ показано на рис. 1 та рис. 2.

Структуру зварних з’єднань досліджували стандартними методами оптичної металографії. На рис. 3–5 показано типову мікрострук-

Таблиця 2. Спосіб та режими зварювання з’єднань сталі марки 30X2H2МДФ при виконанні досліджень

Номер зразка	Спосіб зварювання	Режим зварювання				Погонна енергія, кДж/см
		I_{cp} , А	U_d , В	$v_{зв}$, м/год	$V_{под}$, м/хв	
1*	Стаціонарний процес – механізоване дугове зварювання	180	24...26	18...21	5,6	7,5...6,4
2**	ІДЗ на стандартному режимі	180	27	18...21	6,6	7,8...6,7
3**	ІДЗ на форсованому режимі	300	29.4	24	10,4	10,6

Примітка. *підварювання шва із зворотної поверхні зразка; **без підварювання.

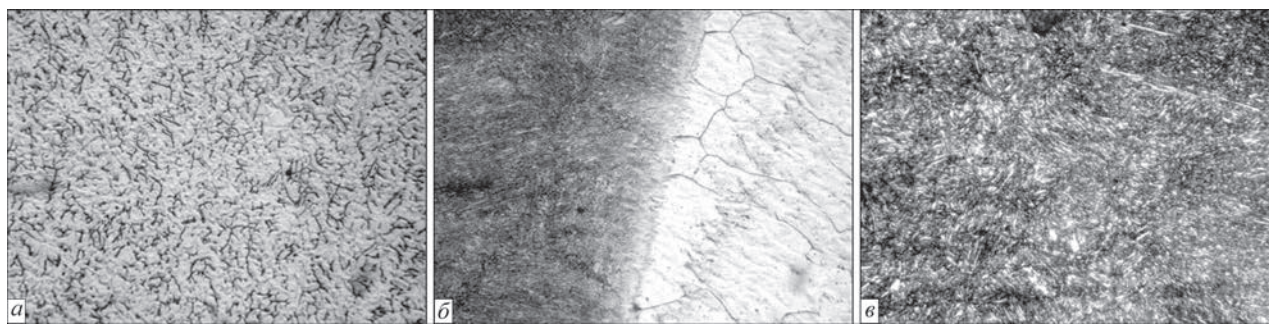


Рис. 1. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при механізованому зварюванні на стаціонарному режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ

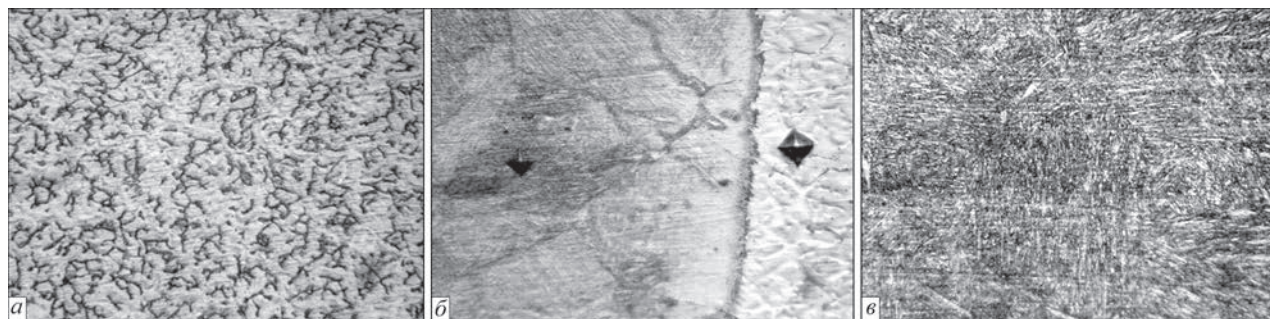


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при ІДЗ на стандартному режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ



Рис. 3. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при ІДЗ на форсованому режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ

туру металу шва, зони сплавлення та ділянки крупного зерна ЗТВ зварних з'єднань сталі марки 30X2H2MДФ, виконаних різними способами зварювання.

Результати та обговорення. Встановлено, що структура наплавленого металу швів зразків, виконаних механізованим зварюванням та ІДЗ на стандартному режимі є аустенітною з мікротвердістю ($HV_{0,1}$) 2540 та 2920 МПа відповідно (рис. 1, *a*, рис. 2, *a*, рис. 4, *a*). Вміст δ -фериту в наплавленому металі зменшується від кореня шва до поверхні з 4 до 0,6 %. Мікроструктура металу шва зразка, виконаного ІДЗ на форсованому режимі (зразок № 3), істотно відрізняється від мікроструктури металу швів зразків № 1 і 2 – а саме, поряд з аустенітом появився мартенсит з питомою часткою до 19 % (рис. 3, *a*). Дана композитна структура отримана завдяки змішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні [7]. Це дозволило підвищити мікротвердість металу шва

до $HV_{0,1}$ – 3450...4010 МПа. По лінії сплавлення також спостерігаються ділянки мартенситу (рис. 3, *б*, рис. 4, *б*).

Структура ділянки крупного зерна ЗТВ з'єднання, виконаного механізованим зварюванням на стаціонарному режимі (№ 1) складається з суміші нижнього бейніту та мартенситу з твердістю ($HV_{0,1}$ – 4100 МПа). При переході до імпульсного режиму (зразок № 2) також спостерігається суміш бейніту та мартенситу, однак з більш низьким значенням твердості ($HV_{0,1}$ – 4000 МПа). Необхідно відзначити, що по лінії сплавлення зразка № 2 іноді зустрічаються світлі виділення, вірогідно карбідної фази. При переході від ділянки крупного до мілкового зерна ЗТВ (зразок № 2) питома частка нижнього бейніту зростає, внаслідок чого твердість цієї зони підвищується до 4420 МПа.

Для зразка, виконаного на форсованому режимі, в металі ділянки крупного та мілкового зерна ЗТВ (№ 3) також спостерігається структура суміші бейніту та мартенситу з мікротвердістю скла-

дових в діапазоні 3660...3800 МПа (рис. 4, в). Слід зазначити, що основний метал має загартовану мартенситну структуру з мікротвердістю мартенситу на рівні 4590...4640 МПа.

Відповідно до змін в структурі змінюються і механічні властивості наплавленого металу зварних з'єднань, які визначали при іспитах при статичному розтязі та ударі стандартних зразків відповідно ГОСТ 6996-66 та ГОСТ 9454-78. Узагальнені результати випробувань наведено в табл. 3.

Оскільки особливу увагу в наших дослідженнях привертає структура, що формується на лінії сплавлення та в подальшому визначає структурно-механічні властивості всього зварного з'єднання, тому для детального дослідження можливостей оптичної мікроскопії з роздільною здатністю $\times 1000$ недостатньо. В зв'язку з цим додатково було використано скануючу мікроскопію. Для аналізу були обрані три ділянки на лінії сплавлення: в нижній, середній та верхній частині

Таблиця 3. Механічні властивості наплавленого металу шва зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МДФ

Номер зразка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	
					20 °С	-40 °С
1	631	354	39	43	112	78
2	642	362	30	44	105	62
3	913	340	23	30	66	56

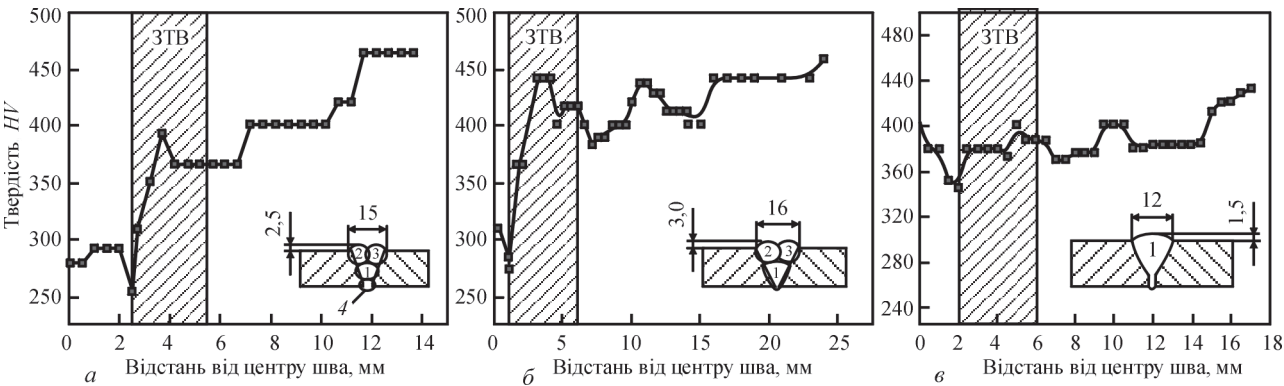


Рис. 4. Розподіл твердості в металі зварних з'єднань сталі 30Х2Н2МДФ: а – стаціонарний режим; б – ІДЗ на стандартному режимі; в – ІДЗ на форсованому режимі

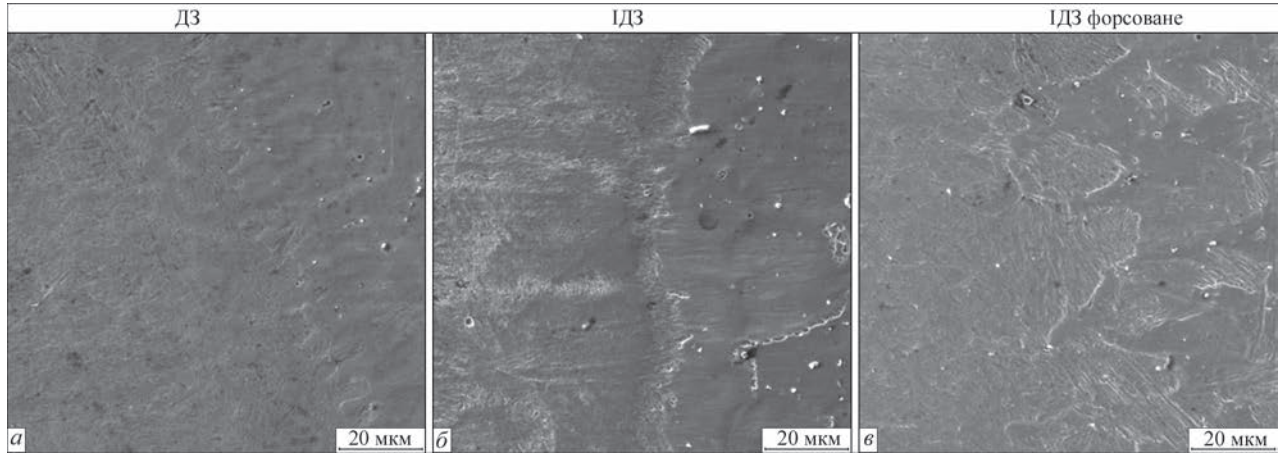


Рис. 5. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці в нижній частині зварного з'єднання

зварного з'єднання. Для елементного аналізу виконувалось лінійне сканування довжиною 1 мм перпендикулярно лінії сплавлення. Це дозволило проаналізувати розподіл хімічних елементів основної системи легування, а саме Cr, Ni, Mn та виявити особливості їх перерозподілу між швом та основним металом.

При дослідженні лінії сплавлення з високою розподільчою здатністю (на збільшеннях $\times 2000$, рис. 5–7) виявлено, що при зварюванні стаціонарною дугою формується зубчаста морфологія берегу на межі аустенітний шов–основний метал.

В корені шва, при ІДЗ формується плавний перехід від аустенітного матеріалу до легованого. А при форсованому режимі ІДЗ морфологія змінюється докорінно, спостерігається якісне перемішування аустенітного та основного металу з формуванням змішаної аустенітно-мартенситної структури. У середині шва, для ІДЗ та форсованого режиму картина така ж як і в корені, а для ДЗ змінюється морфологія берегів, а саме з'являється широка ділянка мартенсито-бейнітної структури та зі сторони аустенітного шва несплошність довжиною біля 15 мкм, що потенційно може бути зародком холодної тріщини. У верхній частині шва на лінії сплавлення так само для ІДЗ та форсованого спостерігається плавний перехід від одного

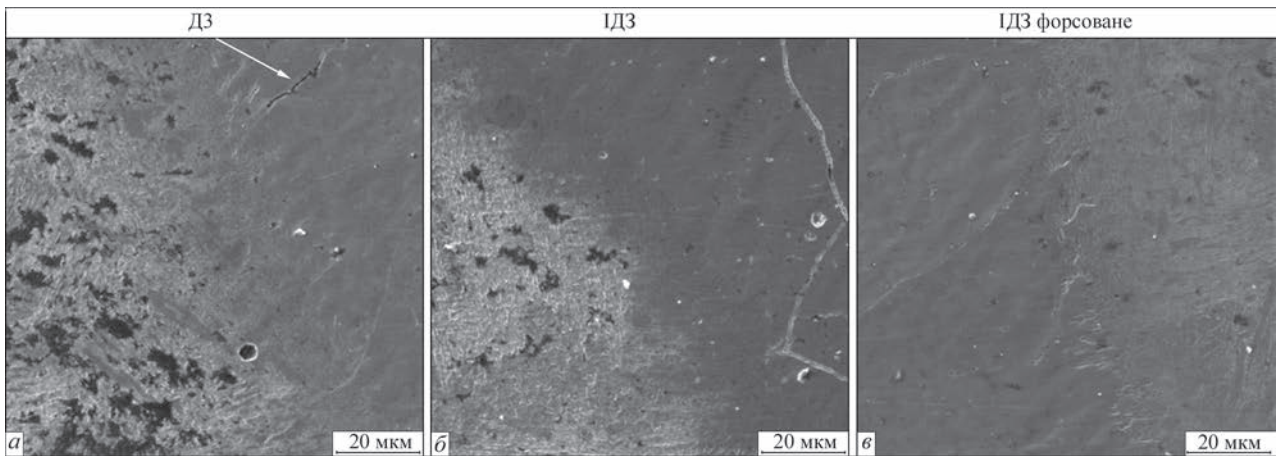


Рис. 6. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці в середній частині зварного з'єднання

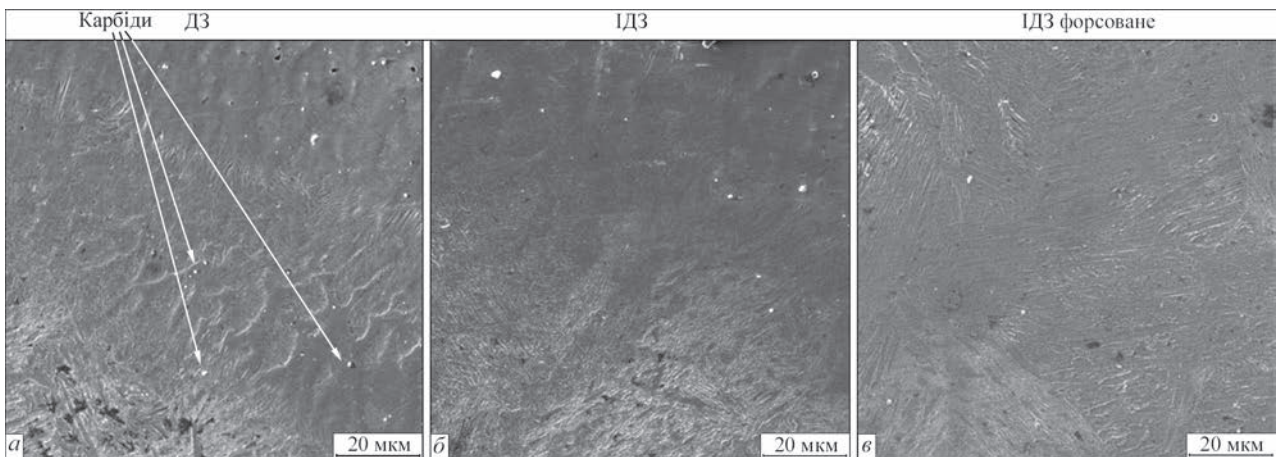


Рис. 7. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці у верхній частині зварного з'єднання

до іншого матеріалу, а для ДЗ наявна ділянка з вираженими карбідними вкрапленнями.

Всі зазначені зміни в структурі і хімічні неоднорідності блоків і зерен, викликані зміною швидкості охолодження, здійснюють істотний вплив в цілому на властивості металу шва, включаючи такі показники як ударна в'язкість та ін. Як правило, руйнування металів, в тому числі крихке, настає тільки після певної величини пластичної деформації. При зустрічі в площині ковзання з перешкодою наприклад, шлакові вclusions, межа блоків, стик трьох зерен, утворюється ряд з n -дислокацій одного знаку, який здійснює на цю перешкоду тиск в n -раз більше прикладеної напруги. Ця зростаюча концентрація напружень може мати одне з двох наслідків: подальше поширення зсуву в сусіднє зерно або утворення мікротріщини, що добре узгоджується з отриманими в роботі результатами мікроскопічного аналізу.

Аналіз перерозподілу хімічних елементів вздовж лінії зплавлення дозволив встановити, що при форсованому ІДЗ режимі спостерігається активний масоперенос, спричинений перемішуванням, в зоні переходу аустенітний шов–основний метал. Що, як зазначалося раніше, зумовлено ефектом Марангоні.

Зміна вмісту легуючого елементу в зоні сплавлення цих різномірних матеріалів залежить від способу зварювання та погонної енергії зварювання. Вид сплавлення різномірних сталей залежить від режиму зварювання. Його зміна викликає перерозподіл елементів, що входять до складу зварюваного металу, особливо тих, які мають високий коефіцієнт дифузії. При режимах, що збільшують час перебування зони сплавлення зварюваного металу в області високих температур, в ній інтенсифікуються дифузійні процеси, в результаті чого на границях між зернами відбувається скупчення елементів, що утворюють легкоплавкі або крихкі з'єднання. Наявність таких з'єднань на міжзерених границях призводить до утворення сплаву з вклинювання наплавленого металу в основний у вигляді острівців/півострівців. Це вклинювання настільки часто повторюється, що зона сплавлення набуває вигляду бахроми. Мікроскопічні дослідження також підтверджують, що в цьому випадку границя сплавлення набуває звивистої форми.

Оплавлення різномірних сталей з вклинюванням металу шва в основний метал може утворитися і в цьому випадку, якщо останній має хімічний склад, при якому утворюються міжзерни прошарки, схильні до окрихчення. Виникаючі при зварюванні напруження викликають у цих про-

шарках тріщини, в які при подальшому формуванні зварного з'єднання проникає рідкий метал зварювальної ванни, а в разі незатікання металу вони є зародком холодних тріщин.

Можна вважати, що утворення в зоні сплавлення острівців і напівострівців визначається умовами перемішування рідкого металу зварювальної ванни в тонкому шарі, що безпосередньо примикає до границі сплавлення. Острівці і напівострівці утворюються в тому випадку, якщо рідкий метал, з якихось причин, переміщується недостатньо. Про це свідчить те, що безпосередньо у острівців границя сплавлення основного і наплавленого металу має зигзагоподібну форму, де «зубці» основного металу заглиблюючись в оплавлений метал, розмиваючись втрачають різкість обрисів. У разі хорошого перемішування границі набувають чітких обрисів. Кількість спостережуваних в зоні сплаву острівців, а також ймовірність їх появи залежать від режиму та способу зварювання.

Як бачимо, при переході від зварювання стаціонарною дугою до імпульсного режиму та підвищення струму до 300 А призводить до зростання межі плинності наплавленого металу до 30 % зі збереженням достатньо високого рівня характеристик пластичної та ударної в'язкості при низьких температурах. Такий ефект може бути пояснений більш інтенсивним перемішуванням електродного і основного металів в зварювальній ванні і специфічною формою «кинджально-го» проплавлення при зварюванні імпульсною дугою на форсованих режимах (ефект конвекції Марангоні).

Мікроструктура металу шва зразків, виконаних на стаціонарному та імпульсному режимах (№ 1, 2) аустенітна з твердістю $HV_{0,1} = 254$ та $HV_{0,1} = 292$ відповідно. Вміст δ -фериту зменшується від кореня шва до поверхні від 4 до 0,6 %. Мікроструктура металу шва зразка, виконаного на форсованому режимі (№ 3), істотно відрізняється від мікроструктури металу швів зразків № 1 і 2, а саме в структурі металу шва зразка № 3 поряд з аустенітом з'явився мартенсит з питомою часткою до 19 %. Дана композитна структура отримана завдяки змішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні. Це дозволило підвищити твердість металу шва до $HV_{0,1} = 345 \dots 401$. По лінії сплаву також спостерігаються ділянки мартенситу.

Таким чином показано, що з застосуванням імпульсно-дугового зварювання на форсованому режимі вдається отримати композитну аустенітно-мартенситну структуру металу шва, мінімальний розкид значень твердості у металі ЗТВ та при переході до основного металу, що дозволяє значно поліпшити механічні властивості зварного з'єднання в цілому.

Висновки

Досліджено вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на структуру, механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей високої твердості, на їх опірність до утворення холодних та гарячих тріщин. Встановлено наступне.

1. При імпульсно-дуговому зварюванні на стаціонарному режимі (середній струм 180 А) високолегованим дротом системи легування 08X20H9Г7Т структура наплавленого металу, в порівнянні зі звичайним механізованим зварюванням, практично не змінюється і залишається аустенітною з мікротвердістю до $HV_{0,1} = 2920$ МПа. Вміст δ -фериту в наплавленому металі зменшується від кореня шва до поверхні з 4 до 0,6 %.

2. При імпульсно-дуговому зварюванні на форсованому режимі (середній струм 300 А) в наплавленому металі відбуваються суттєві зміни, а саме, в аустенітній структурі формуються ділянки мартенситу, загальна питома частка складає до 19 %. Це сприяє підвищенню мікротвердості наплавленого металу до $HV_{0,1} = 3450 \dots 4010$ МПа. Дана композитна структура отримана завдяки інтенсивному перемішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні. В навколошовному металі ЗТВ з'єднань при такому режимі зварювання мікротвердість знижується з 4100 до 3800 МПа.

3. Відповідно до змін в структурі змінюються і механічні властивості наплавленого металу зварних з'єднань броньових сталей. При імпульсно-дуговому зварюванні на форсованому режимі межа міцності наплавленого металу зростає до 30 % зі збереженням достатньо високого рівня характеристик пластичної та ударної в'язкості.

Список літератури

1. ТУ У 27.1-14313056-001-2009. Листы стальные специального назначения из марок стали 71 и 92. Технические условия.
2. Позняков В.Д., Гайворонский А.А., Костин В.А. (2017) Особенности превращения аустенита и механические свойства металла в зоне термического влияния соединений стали марки 71 при дуговой сварке. *Механіка та машинобудування*, **1**, 254–260.
3. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харківська друкарня.
4. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. (1978) *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей*. Київ, Наук. думка.
5. Готальский Ю.Н. (1992) *Сварка перлитных сталей аустенитными материалами*. Київ, Наук. думка.
6. Жерносеков А.М., Андреев В.В. (2007) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (Обзор). *Автоматическая сварка*, **10**, 48–52.
7. Коваленко Д.В., Кривцун И.В., Демченко В.Ф., Коваленко И.В. (2010) Особенности тепловых и гидродинамических процессов при сварке ТИГ и А-ТИГ нержавеющей стали. *Там же*, **12**, 5–8.
8. Гайворонский А.А., Позняков В.Д., Клапатюк А.В. и др. (2017) Образование холодных трещин в сварных соединениях броневых сталей высокой прочности и твердости

отечественного и зарубежного производства. *Механіка та машинобудування*, **1**, 221–227.

9. Папшева Н.Д., Младенцева О.А., Баранов С.А. (2017) Применение предварительного и сопутствующего подогрева для улучшения характеристик сварного соединения. *Высокие технологии в машиностроении*, сс. 30–32.
10. Гайворонский А.А. (2014). Сопrotивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–12.
11. ОСТВ3-15.010-85. Порядок внедрения новых сварочных материалов и технологических процессов дуговой сварки в серийное производство броневых стальных противотульных конструкций для военных гусеничных и колесных машин.
12. Позняков В.Д., Завдовеев А.В., Гайворонский О.А. та ін. (2018) Вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри металу шва та ЗТВ зварних з'єднань, виконаних дротом Св-08Х20Н9Г7Т. *Автоматическая сварка*, **9**, 9–16.
13. Завдовеев А.В., Позняков В.Д., Гайворонский О.А. та ін. (2021) Оптимізація за розрахунковим методом режимів імпульсно-дугового зварювання з використанням високолегованого зварювального матеріалу. *Автоматичне зварювання*, **4**, 10–15.

References

1. TU U 27.1-14313056-001-2009. *Steel sheets of special purpose of steel grade 71 and 72. Specifications* [in Russian].
2. Poznyakov, V.D., Gaivoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Peculiarities of austenite transformation and mechanical properties of metal in heat-affected zone of joints of steel grade 71 in arc welding. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 254–260 [in Russian].
3. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkivska Drukarnia [in Ukrainian].
4. Grabin, V.F., Denisenko, A.V. (1978) *Physical metallurgy of welding of low- and medium-alloy steels*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
5. Gotalsky, Yu.N. (1982) *Welding of pearlite steels by austenitic materials*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Zhernosekov, A.M., Andreev, V.V. (2007) Pulsed metal arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 40–43.
7. Kovalenko, D.V., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Kovalenko, I.V. (2010) Peculiarities of thermal and hydrodynamic processes occurring in TIG and A-TIG welding of stainless steel. *The Paton Welding J.*, **12**, 2–5.
8. Gaivoronskyi, A.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. et al. (2012) Formation of cold cracks in welded joints of armoured steels of high strength and hardness of domestic and foreign production. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 221–227 [in Russian].
9. Papsheva, N.D., Mladentseva, O.A., Baranov, S.A. (2017) Application of preliminary and concurrent heating to improve the characteristics of welded joint. *Vysokie Tekhnologii v Mashinostroenii*, 30–32 [in Russian].
10. Gaivoronskyi, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joints on high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2–11.
11. OSTV3-15.010-85. *The procedure for the introduction of new welding materials and technological processes of arc welding in the mass production of armored steel bulletproof structures for military tracked and wheeled vehicles*.
12. Poznyakov, V.D., Zavadoveev, A.V., Gajvoronsky, O.A. et al. (2018) Effect of pulsed-arc welding modes on the change of weld metal and HAZ parameters of welded joints produced with Sv-08Kh20N9G7T wire. *The Paton Welding J.*, **9**, 7–12.
13. Zavadoveev, A.V., Poznyakov, V.D., Gaivoronskyi, O.A. et al. (2021) Optimization by calculation method of pulsed-arc welding modes using high alloy welding material. *The Paton Welding J.*, **4**, 9–13.

INFLUENCE OF PULSED-ARC WELDING MODES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDS AND HAZ METAL OF WELDED JOINTS OF 30KH2N2MDF STEEL

O.A. Gaivoronsky, V.D. Poznyakov, Yu.V. Demchenko, A.M. Denysenko, A.V. Zavadoveev, V.A. Kostin, T.G. Solomiychuk

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 technological concept of welding high-strength steels with the yield strength over 1200 MPa is proposed and scientifically substantiated, which consists in combination of pulsed-arc MIG welding and application of a high-alloy wire of Cr – Ni – Mn alloying system. The structured information on the peculiarities of the thermal cycle and its influence on the structural transformations in HAZ and weld metal was obtained. The notion of the course of physical and metallurgical welding processes depending on basic parameters of standard and forced welding modes was developed. Their positive effect on mechanical properties of welded joints was established. 13 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

Keywords: pulsed-arc welding, high-strength steels, properties, structure, heat-affected zone, austenitic welding material

Надійшла до редакції 24.02.2022



Видається з 1948 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0005-111X
doi.org/10.37434/as
Передплатний індекс 70031



Видається з 2000 р.
Виходить 12 разів на рік
ISSN 0957-798X
doi.org/10.37434/twjl
Передплатний індекс 21791

ЖУРНАЛИ

для професіоналів



Видається з 1989 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 0235-3474
doi.org/10.37434/tdnk
Передплатний індекс 74475



Видається з 1985 р.
Виходить 4 рази на рік
ISSN 2415-8445
doi.org/10.37434/sem
Передплатний індекс 70693

ЕЛЕКТРОДУГОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗА ТА НІКЕЛЮ НА МІДЬ

І.О. Рябцев¹, А.А. Бабінець¹, І.П. Лентюгов¹, І.Л. Богайчук¹, А.І. Панфілов²

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

²ТОВ «Стіл Ворк». 50000, м. Кривий Ріг, просп. Миру, 50

Представлені результати досліджень формування зварного з'єднання при електродуговому наплавленні на мідь дротами, що забезпечують отримання наплавленого металу на основі заліза та нікелю, які за даними авторів та за публікаціями в технічній літературі мають високу стійкість при різних видах зношування при підвищених температурах. Підібрані режими та розроблено технології дугового наплавлення обраними дротами на мідну основу, які забезпечують задовільне формування наплавленого металу та його сплавлення з основним металом. Експерименти з електродугового наплавлення на мідь і дослідження макро- і мікроструктури наплавлених зразків показали, що найкращі результати з точки зору зварювально-технологічних властивостей забезпечує використання дроту на основі нікелю. Допустимість окремих дефектів, які були виявлені у наплавленому металі та на лінії сплавлення основного та наплавленого металу при дослідженнях, буде визначатися умовами експлуатації конкретних деталей. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: наплавлення на мідь, зносостійкі сплави, електродугове наплавлення, мідь, зварюваність, зона сплавлення

Вступ. Мідь, яка має високу електро- і теплопровідність, пластичність та корозійну стійкість, широко використовується в різних галузях промисловості при виготовленні кристалізаторів, фурм, теплообмінників, трубопроводів, деталей хімічної апаратури, кабельної і електроконтактної продукції та ін. [1].

У той же час низька зносостійкість і жаростійкість міді призводить до того, що деякі мідні деталі, зокрема, кристалізатори, фурми та інші деталі, які експлуатуються в умовах контакту з розплавленим металом, високотемпературними газовими потоками і абразивами різної твердості, швидко виходять з ладу і вимагають заміни.

Одним з можливих шляхів підвищення експлуатаційних властивостей мідних деталей може бути наплавлення на їх поверхні, що зношуються, шарів з високими зносостійкими властивостями.

Однак при наплавленні на мідь зносостійких сплавів різних систем легування, зокрема, на основі заліза та нікелю, виникають великі складнощі, пов'язані з тим, що останні мають більш високу температуру плавлення і значно менші електро- та теплопровідність, а також коефіцієнт термічного розширення (КТР), ніж мідь (таблиця).

Зазначені вище відмінності в теплофізичних властивостях можуть вплинути на зварюваність сплавів на основі заліза та нікелю з міддю:

– висока теплопровідність міді призводить до високих швидкостей охолодження та необхідності застосування джерел зварювального нагріву з великою погонною енергією або використання попе-

реднього та супутнього підігріву мідних деталей, а іноді й того й іншого;

– відносно низька температура плавлення міді, що при дуговому наплавленні на мідь сплавів на основі заліза та нікелю може призводити до значного проплавлення мідної основи;

– невеликий час існування зварювальної ванни в рідкому стані через високу теплопровідність міді обмежує можливості її металургійної обробки та вимагає використання активних розкислювачів;

– великий КТР міді, що при наплавленні зносостійких сталей і сплавів на деталі з міді може призвести до високих залишкових напружень та великих деформацій;

– велика рідкоплинність міді, яка в деяких випадках може погіршити формування наплавленого металу;

– легка окиснюваність міді у розплавленому стані, що призводить до утворення легкоплавких евтектик, які знижують стійкість міді проти утворення кристалізаційних тріщин [3].

З цих проблем, які виникають при наплавленні зносостійких сплавів на основі заліза та нікелю на

Теплофізичні властивості міді, заліза та нікелю [2]

Показник	Мідь	Залізо	Нікель
Атомна маса	63,54	55,85	58,69
Температура плавлення, °С	1083	1535	1453
КТР на 1 °С, 10 ⁻⁶	17,06	12,15	13,6
Теплопровідність, Вт/(м·К)	413	94	107
Питома теплоємність, Дж/(кг·К)	385	449	500
Питомий опір, Ом·м, ·10 ⁻⁸	1,68	10,0	6,99
Щільність, кг/м ³	8930	7850	8900

Рябцев І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-7180-7782>, Бабінець А.А. – <https://orcid.org/0000-0003-4432-8879>,

Лентюгов І.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8474-6819>,

© І.О. Рябцев, А.А. Бабінець, І.П. Лентюгов, І.Л. Богайчук, А.І. Панфілов, 2022

мідь, основними є нижча температура плавлення міді та її більш висока теплопровідність (див. таблицю). В результаті при наплавленні на мідь зварювальна ванна швидко втрачає тепло, що призводить до різкого зниження її рідкоплинності і, як наслідок, до поганого формування наплавлених валиків або навіть до відсутності їх формування та сплавлення з основним металом.

Крім того, внаслідок високої швидкості кристалізації зварювальної ванни в наплавленому металі можуть виникати включення міді, які можуть знижувати його експлуатаційні властивості [3].

Мета досліджень: з урахуванням викладеного вище та наявного практичного досвіду, розробити технології електродугового наплавлення на мідну основу шарів на основі заліза та нікелю, які мають високі зносостійкі властивості при різних видах зношування при підвищених температурах.

Матеріали та методики проведення експериментів з електродугового наплавлення на мідну основу. Були проведені експерименти з електродугового наплавлення на мідну основу дротами, що забезпечують отримання наплавленого металу на основі заліза або нікелю, які мають високі зносостійкі властивості при підвищених температурах [4].

Дроти цих типів були обрані для досліджень, виходячи з наступних міркувань та з урахуванням вимог до згаданих вище службових властивостей мідних деталей [4–6]:

- напівтеплостійкі та теплостійкі сталі, комплексно леговані хромом, молібденом, нікелем і т. д.;
- високохромисті чавуни (сплави типу сормайт);
- сплави на нікелевій основі.

Порошкові дроти, що забезпечують одержання наплавленого металу типу напівтеплостійких та теплостійких сталей системи легування Fe–C–Cr–Mo–V широко використовуються для зміцнення деталей металургійного устаткування, які працюють в умовах циклічних теплових, високих динамічних навантажень у комбінації з тертям металу по металу без або з абразивним прошарком. Сталі з високим вмістом вольфраму мають найбільшу твердість і теплостійкість при високих температурах, однак термічна стійкість і ударна в'язкість таких сталей порівняно невисока [4]. Заміна вольфраму молібденом (повна або часткова) знижує теплостійкість сталі, однак суттєво підвищує її термічну стійкість. Сталі даного класу при наплавленні схильні до утворення тріщин, тому наплавлення ведуть із попереднім, а іноді із супутнім підігрівом. Далі за текстом статті порошок дріт цього типу, який використовувався при проведенні досліджень, для стислості називається дріт № 1.

Порошкові дроти або стрічки, що забезпечують одержання наплавленого металу типу високохро-

мистого чавуну із вмістом вуглецю та хрому до 5 та 30 %, відповідно, використовуються для наплавлення деталей, які працюють в умовах інтенсивного абразивного або газоабразивного зношування при високих температурах (до 1000 °C). Для наплавлення цими матеріалами можна використовувати різні способи, однак технологія наплавлення пов'язана зі значними складнощами через їх високу схильність до утворення тріщин [4]. Порошковий дріт цього типу далі для стислості називається дріт № 2.

Дроти, що забезпечують одержання наплавленого металу на нікелевій основі мають високу жароміцність, гарну стійкість проти термічної втоми, високу стійкість проти різних видів корозії та мало схильні до утворення тріщин при наплавленні. Одними з найпоширеніших марок сплавів цього типу є сплави Інконель систем легування типу Ni–Cr–Mo–Nb [4]. За даними численних досліджень [5–8 та ін.], застосування матеріалів на основі нікелю дозволяє одержати метал із кращими показниками по зварюваності, корозійній стійкості та зносостійкості. Порошковий дріт цього типу далі для стислості називається дріт № 3.

З використанням дротів, які забезпечують одержання наплавленого металу вказаних вище типів, були проведені експерименти з відпрацювання технології та техніки дугового наплавлення на плоскі заготовки з міді М1 розмірами (8...10)×100×100 мм.

Задовільні результати з електродугового наплавлення на мідні пластини порошковим дротом № 1 діаметром 1,6 мм під флюсом АН-26П, який забезпечує отримання наплавленого металу типу напівтеплостійкої інструментальної сталі 25Х5ФМС, були досягнуті на наступних режимах: струм – 280...300 А; напруга – 28...30 В; швидкість наплавлення – 15 м/год; перекриття валиків – 15...20 %. Однак при зовнішньому огляді було зазначено, що при наплавленні на вказаних режимах валики виходять дуже вузькими. Підвищення напруги до 32 В значно покращило формування наплавлених валиків.

При дуговому наплавленні на мідну пластину самозахисним порошковим дротом № 2 діаметром 1,6 мм, який забезпечує отримання наплавленого металу типу високохромистого чавуну 400Х25ГСМ, був підібраний наступний режим, при якому процес наплавлення проходив задовільно, а формування наплавлених валиків було досить хорошим: струм – 200...250 А, напруга – 24...26 В, швидкість наплавлення – 12...18 м/год; перекриття валиків – 45...50%.

Були проведені експерименти з дугового наплавлення на мідь у інертному газі суцільним дротом № 3 діаметром 1,6 мм, який забезпечує

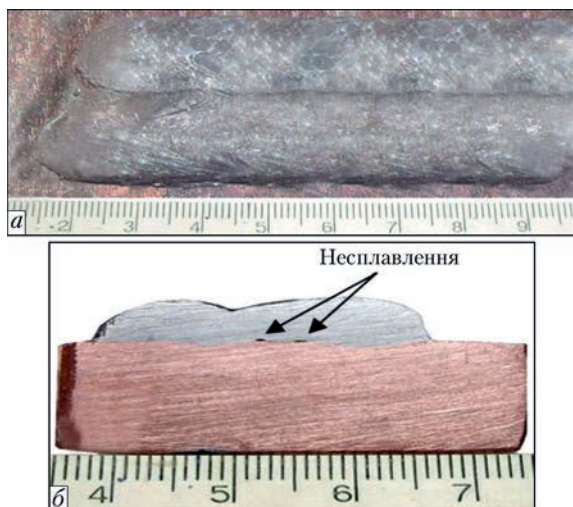


Рис. 1. Зовнішній вигляд валиків, наплавлених на зразок з міді М1 порошковим дротом № 1 (тип наплавленого металу 25Х5ФМС) (а) та макрошліф їх поперечного перерізу (б)

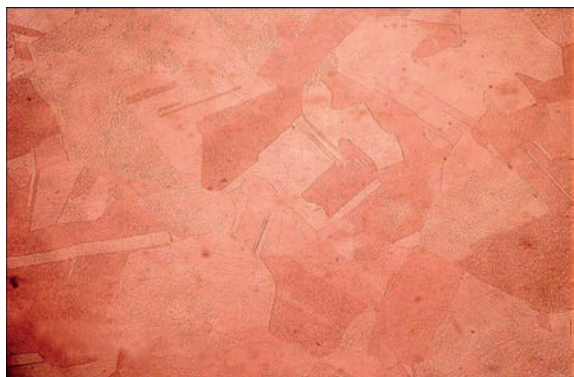


Рис. 2. Мікроструктура (×200) міді, яка використовувалась у якості основного металу

отримання наплавленого металу типу Inconel H65X25M11B4. Наплавлення виконували одиничними валиками без і з перекриттям валиків на 40...50 %. Режим наплавлення, що забезпечує хороше формування наплавлених валиків: струм – 190 ... 200 А; напруга – 25...26 В; швидкість наплавлення – 15 ...18 м/год; витрата захисного газу – 15 л/хв.

При відпрацюванні технології наплавлення трьома дрютами для запобігання утворенню тріщин у наплавлених валиках застосовували попередній підігрів зразків, що наплавляються.

Результати експериментів та їх обговорення. Зовнішній вигляд валиків, наплавлених на мідну пластину порошковим дротом № 1 на вказаних вище режимах, наведено на рис. 1 а, а макрошліф їх поперечного перерізу – на рис. 1, б. Спостерігається досить якісне сплавлення сталі 25Х5ФМС з мідною основою, хоч і відзначено наявність невеликих несплавлень, розташованих по лінії сплавлення. Твердість наплавленого металу $HRC\ 46...50$.

Досліджували мікроструктуру зразка, наплавленого порошковим дротом № 1. Мідна основа поблизу лінії сплавлення має крупнозернисту структуру (рис. 2), твердість мідної основи $HV1 - 822\ MPa$. Лінія сплавлення в зразку має хвилясту форму (рис. 3, а), по границі виявлені ділянки несплавлення основного й наплавленого металів (рис. 3, б) і одиничні пори діаметром 70...150 мкм (рис. 3, в). Твердість основного металу (мідь) на відстані $\approx 150\ \mu m$ від лінії

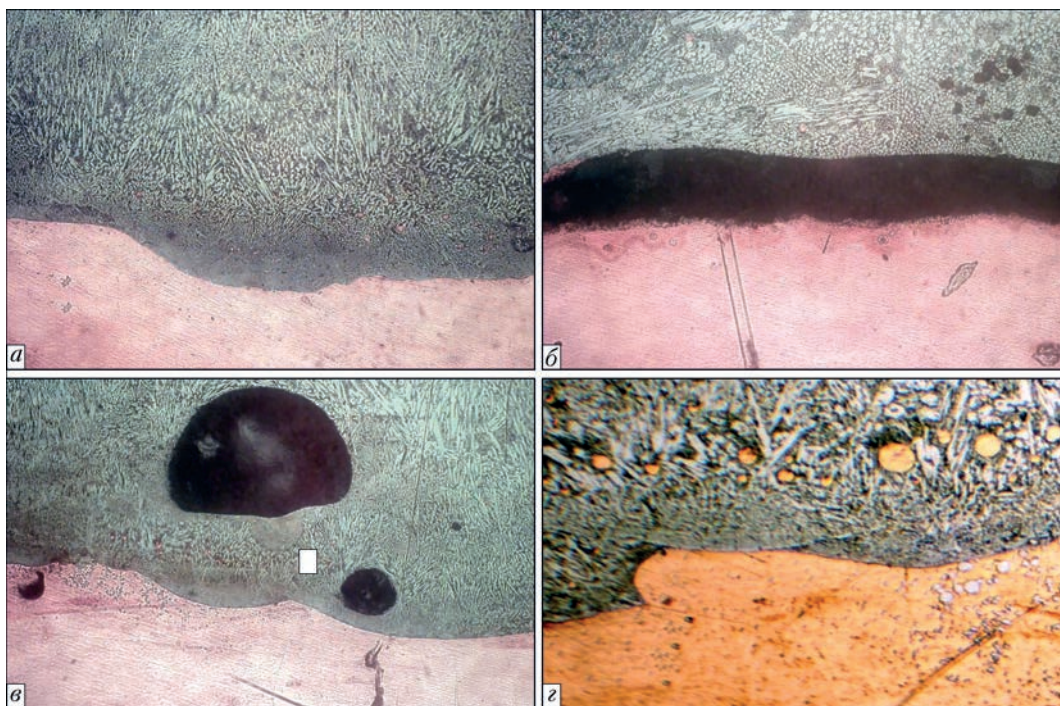


Рис. 3. Мікроструктура зони сплавлення зразка, який наплавлено порошковим дротом № 1 (тип наплавленого металу 25Х5ФМС): а – у зоні сплавлення; б – ділянка несплавлення; в – пори у зоні сплавлення; г – зона взаємної дифузії сталь–мідь. а–в – ×200; г – ×320

сплавлення перебуває на рівні основного металу $HV1 - 840$ МПа, а поблизу лінії сплавлення становить $HV1 - 1050$ МПа, що викликане дифузійними процесами на межі сталь-мідь.

У наплавленому металі вздовж лінії сплавлення на відстані $30...80$ мкм розташовується область із дисперсною структурою, яка має твердість $HV1 - 5420$ МПа. У прилягаючих до неї об'ємах металу відбувається виділення карбідів у вигляді пластин і голок з більш високою твердістю – $HV1 - 6130$ МПа. У цій області виявлені також дрібні вclusions міді глобулярної форми (рис. 3, з).

У центральній частині наплавленого металу відбувається значне укрупнення структури (рис. 4). У твердому розчині на основі заліза виділяються карбіди різної морфології – шестигранної, пластинчастої й ланцетоподібної форми, що мають максимальний розмір 150 мкм і твердість $HV1 - 10180...11870$ МПа, а також евтектичні утворення із твердістю $HV1 - 6810...7240$ МПа.

У наплавленому металі також присутні вclusions міді глобулярної форми, із твердістю $HV1 - 1030...2540$ МПа (рис. 4). У безпосередній близькості від цих вclusions твердість наплавленого металу знижена ($HV1 - 6060$ МПа) у порівнянні з твердістю матриці $HV1 - 6810...7240$ МПа.

Зовнішній вигляд мідного зразка, наплавленого дротом № 2, наведено на рис. 5 а, а макрошліф його поперечного перерізу – на рис. 5, б. Спостерігається досить якісне сплавлення наплавленого металу типу високохромистого чавуну з мідною основою, хоч і відзначено наявність поодиноких дрібних пор, розташованих біля лінії сплавлення. Твердість наплавленого металу $HRC 56...60$.

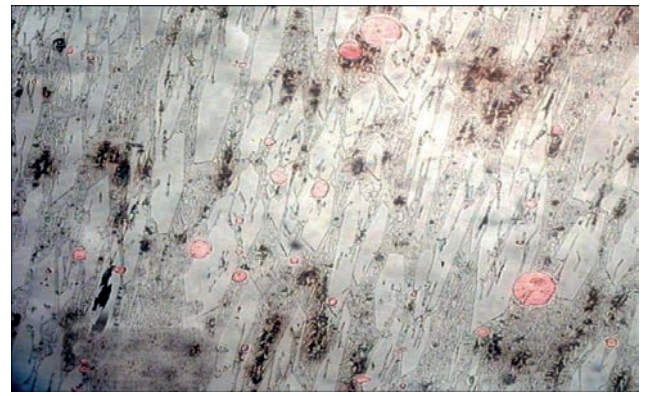


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 200$) центральної частини металу, наплавленого порошковим дротом № 1 (тип наплавленого металу 25X5ФМС)

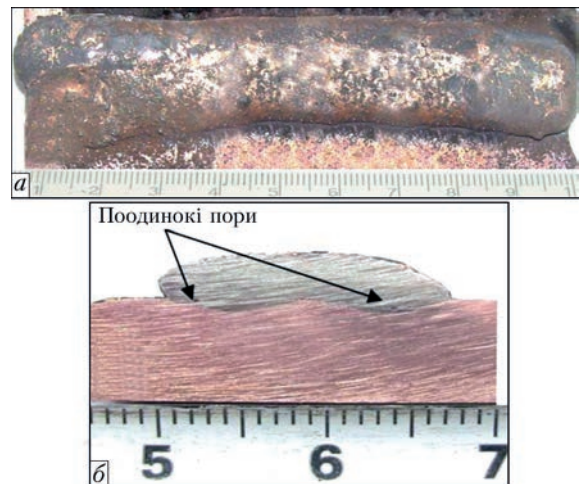


Рис. 5. Зовнішній вигляд валиків, наплавлених на зразок із міді М1 самозахисним порошковим дротом № 2 (тип наплавленого металу 400X25ГСМ) (а) та макрошліф їх поперечного перерізу (б)

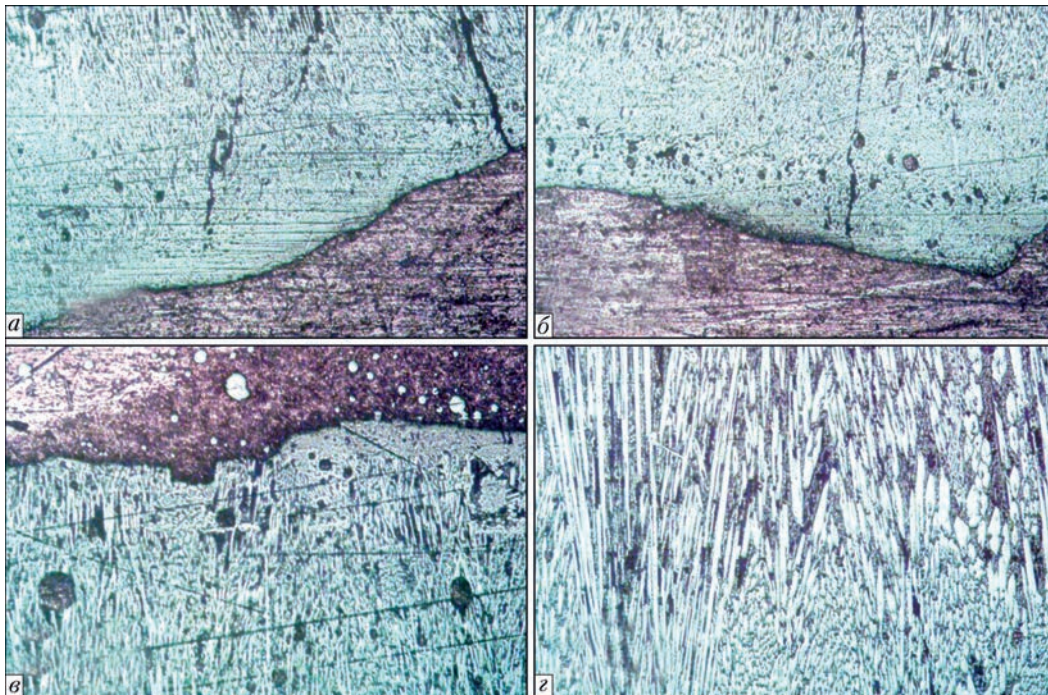


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 100$) металу, наплавленого електродуговим методом самозахисним дротом № 2 (тип наплавленого металу 400X25ГСМ): а, б – лінія сплавлення; в – верхній край наплавленого шару з прошарком міді; г – центр наплавленого шару

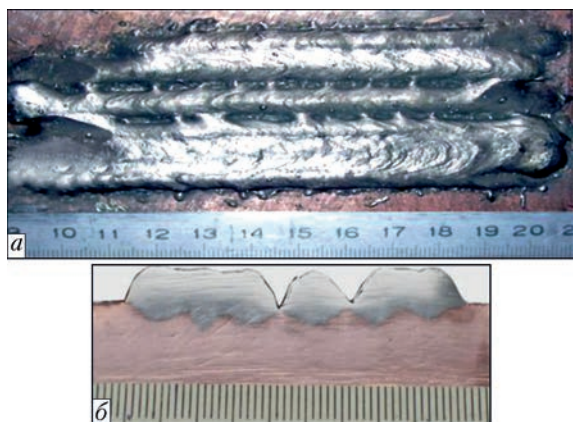


Рис. 7. Зовнішній вигляд валиків, наплавлених на зразок з міді М1 суцільним дротом № 3 (тип наплавленого металу Н65Х25М1ІБ4) (а) та макрошліф їх поперечного перерізу (б)

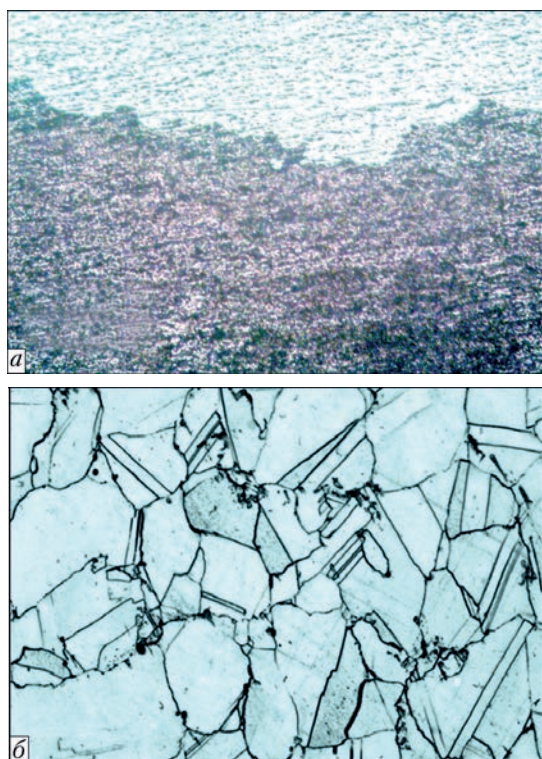


Рис. 8. Мікроструктура металу, наплавленого дротом № 3 (тип наплавленого металу Н65Х25М1ІБ4): а – лінія сплавлення; б – центральна частина металу наплавленого шару. $\times 100$ (а), $\times 320$ (б)

Дослідження мікроструктури зразка, наплавленого дротом № 2, показало, що лінія сплавлення у ньому досить чітко виражена, при цьому в наплавленому шарі є тріщини, деякі з яких виходять на поверхню (рис. 6, а, б). Тріщини такого типу, характерні для наплавленого металу типу високохромистих чавунів і, наприклад, при наплавленні зносостійких біметалевих листів, не є ознакою бракування [4].

У даному зразку відзначена також наявність прошарку литої міді у верхній частині наплавленого шару з вкрапленнями зносостійкого металу (рис. 6, в). Кристалізація наплавленого металу має спрямований характер (рис. 6, г).

Зовнішній вигляд зразка, наплавленого дротом № 3, наведено на рис. 7 а, а макрошліф його поперечного перерізу – на рис. 7, б. Слід зазначити хороше формування наплавлених валиків та якісне сплавлення наплавленого металу на основі нікелю з міддю, без дефектів у наплавленому металі та на межі сплавлення. Твердість наплавленого металу НВ 245.

Мікроструктура зони сплавлення та центральної частини металу, наплавленого дротом № 3, наведена на рис. 8, а, б.

Дослідження мікроструктури цього зразка показало відсутність дефектів як в наплавленому металі, так і біля лінії сплавлення. Встановлено, що структура наплавленого металу досить однорідна. Характер лінії сплавлення основного й наплавленого металу має яскраво виражену хвилястість, що добре помітно при великих збільшеннях (рис. 8, а).

Мікроструктура в центрі наплавленого шару досить однорідна, у ній відсутні дефекти у вигляді пор, включень, тріщин і т.д. (рис. 8, б). Вона являє собою твердий розчин хрому, молібдену, ніобію й інших легуючих елементів у нікелі й має вигляд досить рівномірної суміші великих і дрібних зерен, пересічених двійниковими границями (рис. 8, б). Середній розмір зерна перебуває в межах 30...50 мкм.

Висновки

1. За результатами експериментів з електродугового наплавлення трьома дротами, що забезпечують отримання зносостійкого наплавленого металу на основі заліза та нікелю, на мідь М1 підібрані режими та розроблено технології дугового наплавлення цими дротами, які забезпечують задовільне формування наплавленого металу та його сплавлення з основним металом. При цьому з точки зору зварювально-технологічних властивостей найкращі результати забезпечує використання дроту на основі нікелю.

2. При використанні порошкових дротів, що забезпечують отримання наплавленого металу на основі заліза (напівтеплостійка сталь та високохромистий чавун), виявлено окремі дефекти в наплавленому металі та на лінії сплавлення, допустимість яких визначатиметься умовами експлуатації конкретних деталей. Останнє відноситься також до дроту на основі нікелю.

Список літератури/References

- Gurevich, S.M. (1990) *Spravochnik po svarke cvetnyh metallov* [Non-ferrous metal welding guide]. Kiev, Naukova dumka, [in Russian].
- Lide, D.R., Haynes, W. (2018) *CRC Handbook of chemistry and physics: a ready-reference book of chemical and physical data*. Boca Raton, Taylor and Francis.
- Babinets, A.A., Ryabtsev, I.O., Lentuygov, I.P. et al. (2020) Problems and prospects of surfacing of copper and copper

- parts by wear-resistant layers (Review). *The Paton Welding J.*, **5**, 15–23. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.05.03>
4. Rjabcev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, Je. V. (2015) *Naplavka. Materialy, tehnologii, matematicheskoe modelirovanie* [Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling]. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Slaskiej, [in Russian].
 5. Pereplyotchikov, E.F. (2004) Plasma-powder cladding of wear- and corrosion-resistant alloys in valve manufacturing. *The Paton Welding Journal*, **10**, 31–37.
 6. Pereplyotchikov E.F. (2015) Plasma-powder surfacing of nickel and cobalt alloys on copper and its alloys. *The Paton Welding Journal*, **5-6**, 10–13. DOI:10.15407/tpwj2015.06.02
 7. Silva, C.C., de Miranda, E.C., Motta, M.F. et al. (2012) Dilution control of weld overlay superalloys using Taguchi method. *Proc. of the ASME 31st int. conf. on ocean, offshore and arctic engineering*, **6**, 289–299.
 8. Robert, W. Messler (2019) *A Practical Guide to Welding Solutions: Overcoming Technical and Material-Specific Issues*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. <https://doi.org/10.1002/9783527818815>

ELECTRIC ARC SURFACING OF WEAR-RESISTANT IRON- AND NICKEL-BASED ALLOYS ON COPPER

I.O. Ryabtsev¹, A.A. Babinets¹, I.P. Lentuygov¹, I.L. Bogaychuk¹, A.I. Panfilov²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²OJSC «Steel Work», 50 Myru Ave., 50000, Kryvyi Rih, Ukraine.

The results of studying the formation of welded joint in electric arc surfacing on copper by the wires, providing a deposited metal based on iron and nickel, which according to the authors and publications in the technical literature have a high resistance to different types of wear at elevated temperatures. The modes were selected and technologies of arc surfacing on a copper basis by selected wires were developed, which provide a satisfactory formation of the deposited metal and its fusion with the base metal. According to the results of experiments on electric arc surfacing on copper, as well as the study of macro- and microstructure of deposited specimens, it was shown that the best results in terms of welding and technological properties are provided by the use of nickel-based wire. The permissibility of individual defects that were found in the deposited metal and on the fusion line of the base and deposited metal during studies will be determined by the operating conditions of specific parts. 8 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

Keywords: surfacing on copper, wear-resistant alloys, electric arc surfacing, copper, weldability, fusion zone

Надійшла до редакції 19.04.2022

**XXI МІЖНАРОДНИЙ
ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2022**
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

**15 - 18
листопада**

МЕТАЛОБРОБКА УКРЗВАРЮВАННЯ ГІДРАВЛІКА ПНЕВМАТИКА ПДШІПНИКИ УКРВОРТЕХ УКРЛІТВО АВТОМАТИЗАЦІЯ І РОБОТОТЕХНІКА ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ ЕТАЛОНИ, ПРИЛАДИ ПІДЙОМНО-ТРАНСПОРТНЕ СКЛАДСЬКЕ ОБЛАДНАННЯ БЕЗПЕКА ВИРОБНИЦТВА



Генеральний
інформаційний партнер:

**ОБЕРУДОВАННЯ
ІНСТРУМЕНТИ**

Ексклюзивний
медіа партнер:

**ЖУРНАЛ
ГОЛОВНОГО
ІНЖЕНЕРА**



**МІЖНАРОДНИЙ
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР**

м. Київ, Броварський пр-т, 15
станція метро «Лівобережна»

+38 (044) 201-11-65, (56)

plast@iec-expo.com.ua

www.iec-expo.com.ua



ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРЮВАННЯ СТАЛІ 30ХГСН2А

Л.М. Лобанов, П.В. Гончаров, В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, А.В. Завдовєєв

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua
Високоміцні леговані сталі типу 30ХГСН2А широко застосовуються при виготовленні виробів, що сприймають значні навантаження. У термічно зміцненому стані ця сталь має межу міцності більше ніж 1500 МПа. В залежності від виробу вона може використовуватися в товщинах від 2 до 15 мм і більше. Однак використання таких сталей вимагає дотримання жорстких технічних вимог щодо їх термічної обробки, створюючи складності при виготовленні виробів. Розробка технології зварювання при виготовленні виробів зі сталі 30ХГСН2А на даний час є актуальною. В приведеній роботі викладені технологічні особливості зварювання високоміцних легованих сталей типу 30ХГСН2А. Бібліогр. 14, табл. 6, рис. 6.

Ключові слова: високоміцні сталі, імпульсно-дугове зварювання, зона термічного впливу, структура, механічні властивості, аустенітні зварювальні матеріали

Вступ. Високоміцні леговані сталі типу 30ХГСН2А широко застосовуються в промисловості, зокрема, в авіаційній та ракетобудівній галузях при виготовленні зварних металевих конструкцій, які в процесі експлуатації сприймають значні навантаження [1–5]. Зазначена сталь, як правило, застосовується в термічно зміцненому стані (гартування з 950 °С в масло та низького відпуску при 250..300 °С). В такому стані вона має високу межу міцності, більше ніж 1500 МПа, що ускладнює її механічне оброблення [6–9]. У зв'язку з цим, зазвичай, сталь перед механічним обробленням або штампуванням відпалюють, а після виконання цих технологічних операцій та процедури зварювання вузол чи виріб термічно обробляють.

Щодо зварювання сталі 30ХГСН2А, то стосовно виготовлення виробів із металу товщиною до 5 мм використовується аргонодугове ((TIG) зварювання без або з використанням присадного матеріалу. При зварюванні металу більше ніж 5 мм застосовують механізований процес зварювання в захисних газах (MIG) з використанням присадного дроту.

Як і у більшості зварних з'єднань середньовуглецевих легованих сталей, у з'єднаннях сталі 30ХГСН2А, за певних обставин, можуть утворюватися холодні тріщини [1, 9, 10]. В переважній більшості випадків такі тріщини зароджуються та

мають розвиток у зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань, а саме там, де сталь нагрівалася до температури вище крапки A_{c3} . Метал в цій ділянці зварного з'єднання може мати несприятливу гартівну структуру і, як наслідок, підвищену твердість, низькі пластичність та ударну в'язкість.

Структурування в ЗТВ більшості сталей в значній мірі залежить від режимів зварювання та умов охолодження зварних з'єднань, тобто від технології зварювання. Вивченню цих питань в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України приділяється особлива увага, в особливості коли мова йде про зварювання високоміцних легованих сталей [1–3, 10–14]. Саме тому мета роботи полягала в дослідженні впливу способу та режимів зварювання на механічні властивості, опірність крихкому руйнуванню та експлуатаційну міцність стикових та таврових зварних з'єднань сталі 30ХГСН2А.

Методика досліджень. Досліджувана сталь марки 30ХГСН2А має наступний хімічний склад та механічні властивості (табл. 1, 2).

Для виконання роботи використовували інверторні зварювальні джерела марки EWM: Phoenix Pulse 501 для механізованого зварювання плавким електродом в середовищі захисних газів (MIG) та Tetrix 300 AC/DC для зварювання неплавким електродом (TIG).

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 30ХГСН2А, мас. %

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P	Cu
30ХГСН2А	0,28	1,02	1,1	1,03	1,68	0,014	0,025	0,023

Таблиця 2. Механічні властивості сталі 30ХГСН2А

Стан заготовки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCU^{+20} Дж/см ²	$HRC/HV_{0,1}$
Термічно оброблена	1500	1800	15	50	47...51/297
Відпалена	520	780	23	100	-

Лобанов Л.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Гончаров П.В. – <https://orcid.org/0000-0002-1980-2340>, Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-8146-7790>, Завдовєєв А.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2811-0765>
Л.М. Лобанов, П.В. Гончаров, В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, А.В. Завдовєєв, 2022

Металографічні дослідження виконували за допомогою світлового мікроскопу «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженні 100 г (HV). Зразки для металографічних досліджень підготовлювали за стандартними методиками із застосуванням алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Для проведення механічних випробувань із зварних з'єднань виготовляли стандартні зразки. Випробування на ударний згин виконували за ГОСТ 6996-66.

Для оцінки опірності металу ЗТВ зварних з'єднань сталі 30ХГСН2А крихкому руйнуванню були зварені стикові з'єднання за MIG та TIG технологіями. З метою отримання прямолінійної границі лінії сплавлення в ЗТВ, розробка кромок виконувалась лише на одній половині стика. Після зварювання стикові з'єднання проходили термічну обробку за прийнятою технологією. Зі стиків були виготовлені спеціальні зразки розміром 120×20×10 мм з круглим надрізом з радіусом 1,5 мм по лінії сплавлення глибиною 7 мм. В подальшому на термічно оброблених зразках створювали концентратори у вигляді тріщини втоми глибиною 3 мм. Для цього використовували симетричний цикл навантаження з частотою 35 Гц і напруженням циклу 47 МПа. Навантаження виконували на втомовій машині малої потужності УМП-1. Після цього зразки випробувались при температурі 20 °С на трьохточковий вигин з використанням установки Фрідлянда. Навантаження зразків здійснювали сталим зусиллям при переміщенні пуансону зі швидкістю 1 мм/хв. Величину навантаження, при якому відбувається руйнування зразків, встановлювали за показниками динамометру.

Критерієм оцінки опірності крихкому руйнуванню металу ЗТВ на ділянці перегріву сталі був критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} при руйнуванні зразків, який обчислювали за формулою згідно стандартних методів механіки руйнування:

$$K_{IC} = \frac{PLY}{t\sqrt{b^3}},$$

де P – критичне навантаження, при якому зразок руйнується; L – відстань між опорами; t – товщина зразка; b – ширина зразка; Y – коефіцієнт форми зразка.

Для визначення значень критичного коефіцієнту інтенсивності напружень K_{IC} застосовували зразки прямокутного перерізу розміром 10×20×90 мм з надрізом довжиною 7 мм та тріщиною втоми довжиною 3 мм.

Результати та обговорення. Для оцінки впливу способу та режимів імпульсно-дугового зварювання на ударну в'язкість зварних з'єднань сталі 30ХГСН2А зварювали стикові з'єднання. Схема складання стикового з'єднання наведена на рис. 1. Такий вид зварного з'єднання забезпечує можливість дослідження саме ділянки ЗТВ, при подальшому визначенні ударної в'язкості та тріщиностійкості. По вертикальній границі сплавлення вплив ЗТВ на ударну в'язкість та тріщиностійкість буде максимальним.

Зварювання виконували наступним чином:

– імпульсно-дуговим механізованим способом зварювання (MIG) дротом суцільного перерізу марки Св-08Х20Н9Г7Т діаметром 1,2 мм в середовищі газової суміші 82%Ar+18%CO₂ на режимах: $I_{зв} = 150...160$ А; $U_d = 24...28$ В; $v_{зв} = 15$ м/год;

– ручним імпульсно-дуговим способом зварювання неплавким електродом (TIG) в середовищі Ar на режимах: $I_{зв} = 100$ А; $U_d = 12...14$ В; $v_{зв} = 7$ м/год.

Після зварювання частину стиків піддавали термічній обробці гартування нагрівом до 930 °С на протязі 0,5 год у муфельній печі моделі СНОЛ 15/1100 з охолодженням у маслі та низькому відпуску при температурі 280 °С на протязі трьох годин в печі моделі СНОЛ 75/600.

Показники ударної в'язкості зразків стикових з'єднань, виконаних MIG, знаходяться на рівні основного металу та на 30 % вищі за показники зразків із стиків, виконаних TIG (табл. 3). Вплив термічної обробки у випадку MIG – незначний (в межах ~10 %), в той час як у випадку TIG спостерігається суттєве зниження (>30 %).

Для пояснення даного ефекту проведені металографічні дослідження структури за стандартною методикою. Результати досліджень наведені на рис. 2. Визначено, що структура металу ЗТВ зварних з'єднань, виконаних за технологією MIG,

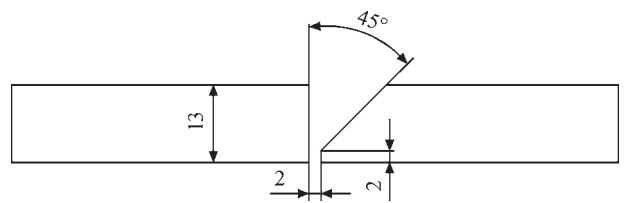


Рис. 1. Схема складання стикового з'єднання

Таблиця 3. Результати випробувань металу ЗТВ зварних з'єднань на ударну в'язкість

Номер п/п	Спосіб зварювання	Стан зварного з'єднання після зварювання	Ударна в'язкість KCU^{+20} , Дж/см ²
1	Дугове механізоване (MIG)	Термічно необроблене	53,0; 60,4; 63,6
2		Термічно оброблене	45,2; 58,4; 37,8; 57,3
3	Неплавким електродом (TIG)	Термічно необроблене	37,7; 41,9; 48,2
4		Термічно оброблене	21,4; 21,9; 30,4

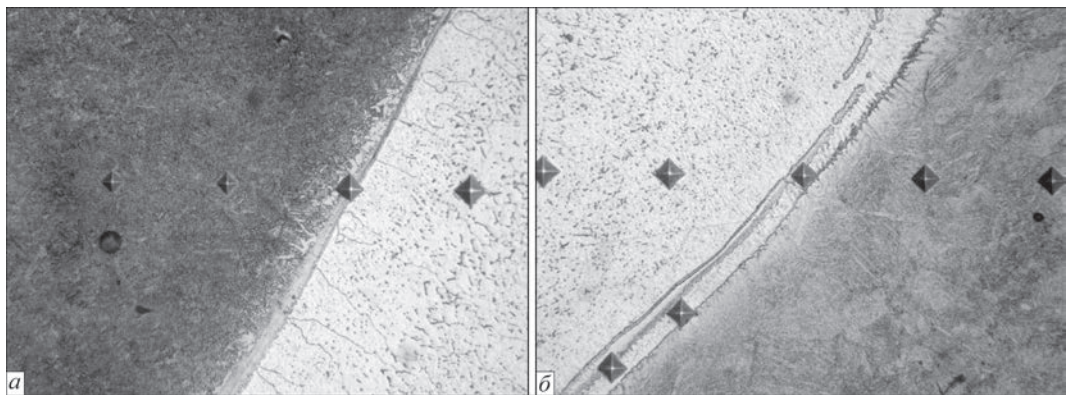


Рис. 2. Мікроструктура (×200) зварних з’єднань, виконаних за технологіями TIG (a) та MIG (б)

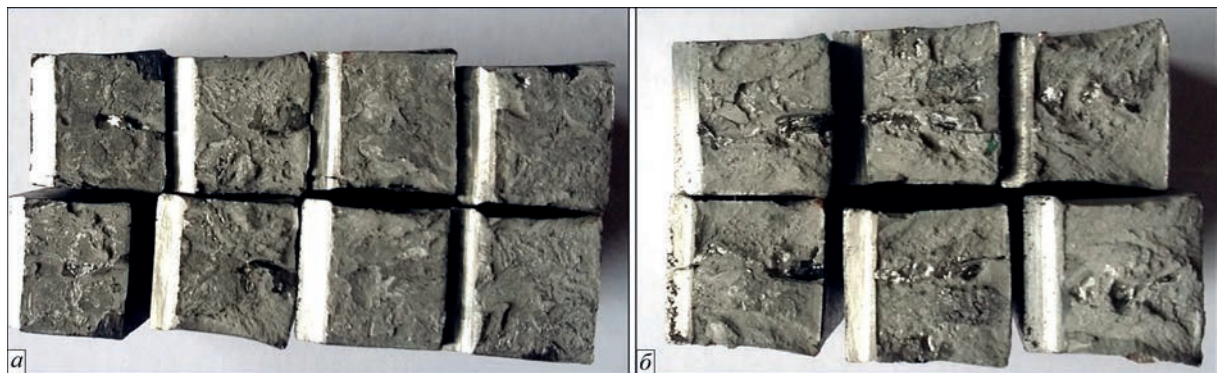


Рис. 3. Вигляд зламів зразків МІ-47 після випробувань зварних з’єднань, виконаних MIG: а – термічно оброблене; б – термічно необроблене

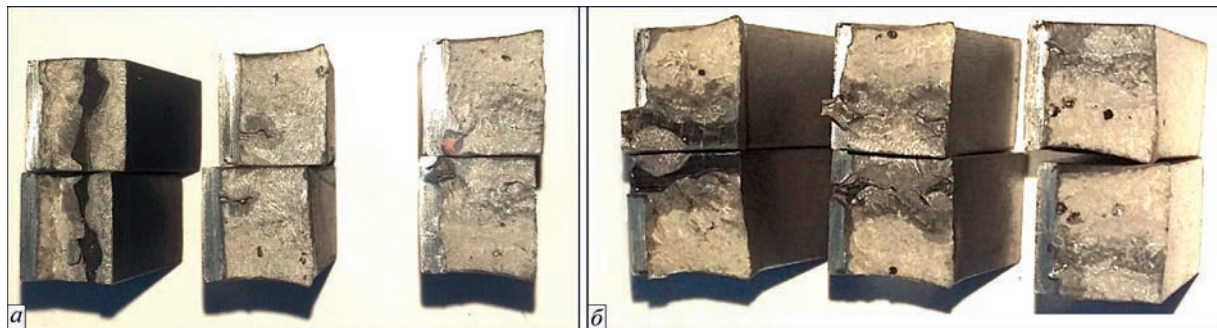


Рис. 4. Злами зразків МІ-47 після випробувань, виконаних TIG: а – термічно оброблене; б – термічно необроблене

складається з суміші верхнього та нижнього бейніту і має твердість $HV_{0,1} = 279$ (що еквівалентно $HRC 28$). Структура металу ЗТВ зварних з’єднань, виконаних за технологією TIG, характеризується сумішшю мартенситу та бейніту з підвищеною твердістю $HV_{0,1} = 464$ (що еквівалентно $HRC 46$).

Саме наявність мартенситної складової в структурі зумовлює підвищені значення твердості та більш низькі значення ударної в’язкості зварних з’єднань, що виконані за технологією TIG. Загальний вигляд зламів зразків після випробовувань наведено на рис. 3, 4.

Поверхня зламів зразків, виконаних одним способом зварювання, без термічної обробки та після неї практично не відрізняються (рис. 3, 4.). При цьому злами зразків зварних з’єднань, виконаних MIG, мають більш розвинуту поверхню та частку

в’язкої складової ніж у зразків, виконаних TIG, що свідчить про вищі показники ударної в’язкості.

Результати випробувань після руйнування зразків на розривній машині представлено в табл. 4.

У зв’язку з тим, що при приварюванні до сталі 30ХГСН2А елементів (наприклад, кріплення) необхідно мінімізувати шкідливий вплив зварювання та забезпечити високі властивості ос-

Таблиця 4. Результати випробувань металу шва зварних з’єднань на відрив

Номер п/п	Спосіб зварювання	Стан зварного з’єднання	Напруження руйнування, МПа
1	Неплавким електродом (TIG)	ТО після зварювання	685
2			692
3	Дугове механізоване (MIG)	ТО до зварювання	709
4		ТО після зварювання	713

новного металу, використання низьколегованих зварювальних матеріалів є недоцільним, оскільки з'являється велика ймовірність формування холодних тріщин. Крім того, в цьому разі постає необхідність проведення термічної обробки всього виробу, що економічно значно здорожчує виробництво, а з технічної точки зору ускладнює. Вирішити зазначені проблеми дозволяє використання високолегованого зварювального дроту аустенітного класу. При цьому зміна технологічних властивостей основного металу мінімальна, та як показав експеримент, відсутня необхідність у термічній обробці готового виробу. Показано, що зварні з'єднання зі сталі 30ХГСН2А, виконані MIG та TIG, термічно оброблені та необроблені, мають близькі та доволі високі значення механічних характеристик. Руйнування зварного з'єднання пройшло по бісектральній площині шва. Опір металу шва на відрив близький до межі пластичності металу, наплавленого дротом Св-08Х20Н9Г7Т ($\sigma_T = 400...430$ МПа). Зовнішній вигляд зламів зразків доволі пластичний, що свідчить про достатньо високі механічні характеристики зварного з'єднання, які забезпечив аустенітний метал шва.

Для оцінки механічних властивостей таврових зварних з'єднань були зварені дослідні зразки за технологіями MIG та TIG. Дослідний зразок представляє собою тавр, зварений з двох пластин сталі 30ХГСН2А (рис. 5).

Зварювання дослідних таврових з'єднань виконувалось:

1. Механізованим зварюванням (MIG) дротом марки Св-08Х20Н9Г7Т діаметром 1,2 мм в середовищі газової суміші 82%Ar+18%CO₂ на режимах: $I_{зв} = 120...140$ А; $U_d = 24...26$ В; $v_{зв} = 15$ м/год.

2. Ручним аргонодуговим зварюванням неплавким електродом (TIG). Кореневий прохід виконувався без присадки, наступний з присадкою дроту марки Св-08Х20Н9Г7Т діаметром 2 мм. Режим зварювання: $I_{зв} = 100$ А; $U_d = 12...14$ В; $v_{зв} =$ м/год.

3. Ручним аргонодуговим зварюванням неплавким електродом (TIG). Кореневий прохід та наступний за ним виконувались з присадкою дроту марки Св-08Х20Н9Г7Т діаметром 2 мм. Режим зварювання: $I_{зв} = 100$ А; $U_d = 12...14$ В; $v_{зв} = 7$ м/год.

Перед виконанням термічної обробки зразків, посилення швів знімалось механічним шляхом з формуванням радіального переходу від верхнього до нижнього елемента пластини. Для порів-

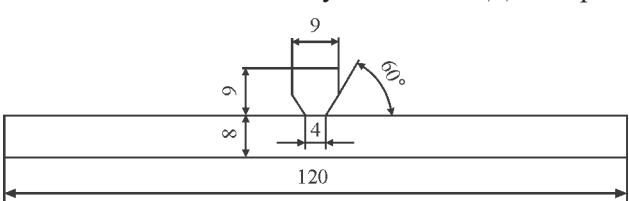


Рис. 5. Ескіз дослідного зварного з'єднання для випробувань зварного з'єднання опору при циклічному навантаженні

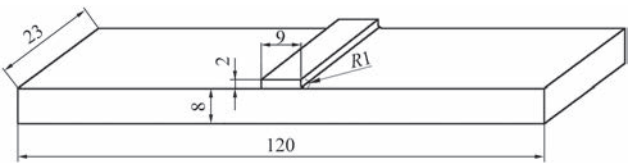


Рис. 6. Схема суцільного модельного зразка

няння опору руйнуванню при циклічному навантаженні зварного з'єднання та основного металу були виготовлені суцільні дослідні зразки зі сталі 30ХГСН2А шляхом фрезерування (рис. 6). Термічна обробка всіх зразків виконувалась за вказаною вище технологією.

Твердість всіх зразків після термообробки відповідала вимогам нормативної документації для виробів з цієї сталі та дорівнювала *HB 410...440*.

Випробування зразків виконувалось при змінному циклічному навантаженні величиною 47 МПа на машині УМП-01 до виникнення втомної тріщини та подальшого руйнування зразків. Отримані результати випробувань наведені в табл. 5.

Як бачимо з табл. 5, вищі результати опору руйнуванню при циклічному навантаженні мають зразки з суцільного металу та зразки, в яких елементи кріплення були приварені за технологією MIG.

Узагальнені результати досліджень впливу кінцевої термічної обробки при різних способах зварювання на опірність металу ЗТВ стикового зварного з'єднання сталі 30ХГСН2А крихкому руйнуванню наведено у табл. 6.

Як видно з наведених в табл. 6 даних, незалежно від способу зварювання після фінішної термічної обробки показники опірності крихкому руйнуванню близькі та перевищують вимоги до основного металу. Це свідчить про рівноцінність способів зварювання та дієвості фінішної термічної обробки. Злам металу зварного з'єднан-

Таблиця 5. Результати випробувань дослідних зразків зі сталі 30ХГСН2А на опір руйнуванню при циклічному навантаженні

Номер зразка	Спосіб зварювання	Кількість циклів до утворення тріщини втомі	Кількість циклів до руйнування
1	MIG	330 000	364000
2	TIG без присадки	307 000	325000
3	TIG з присадкою	317 000	340000
4	Суцільний зразок без зварювання	418 000	430000

Таблиця 6. Результати випробувань зразків МІ-37 на опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ

Номер зразка	Спосіб зварювання	Опірність крихкому руйнуванню K_{IC} , МПа√м
1	MIG	85,45
2	TIG з присадкою	81,25
3	TIG без присадки	78,30
Вимоги до основного металу [1,2] – 60 МПа√м.		

ня доволі в'язкий, що додатково свідчить про достатньо високу опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ.

Висновки

Проведені комплексні дослідження з застосуванням стандартних методик та критерію механіки руйнування дозволили з'ясувати поведінку зварних з'єднань в умовах, що імітують статичне та циклічне навантаження під час роботи та визначити кількісні показники механічних властивостей. Завдяки застосуванню джерел живлення, що забезпечують імпульсно-дугове зварювання з низькими погонними енергіями, аустенітних зварювальних матеріалів, що дозволяє виконувати зварювання сталі 30XГCH2A без попереднього та супутнього підігрівів, або термічної обробки (відпуску), а також суміщення кінцевої термічної обробки, що передбачена для виробу, з термічною обробкою після зварювання, забезпечено:

- ударну в'язкість металу ЗТВ по лінії сплавлення на рівні основного металу ($KCU^{+20} \geq 55$ Дж/см²);
- механічні характеристики на рівні міцності металу шва ($\sigma_T = 400...430$ МПа) при статичному розтягуванні зварного з'єднання модельного зразка;

- опір втомі (кількість циклів до руйнування) при циклічному навантаженні зварного з'єднання на рівні 75...80 % від основного металу;

- тріщиностійкість металу ЗТВ зварних з'єднань за критерієм механіки руйнування K_{IC} на рівні 78...85 МПа√м, що задовольняє вимогам до основного металу такого класу сталей ($K_{IC} \geq 60$ МПа√м).

Список літератури

1. Стеренbogen Ю.А., Васильев Д.В., Демченко Э.Л., Новикова Д.П. (2006) Роль пиковых напряжений в образовании холодных трещин в сварных соединениях закаляющихся сталей. *Автоматическая сварка*, 4, 636, 11–20.
2. Кулик В.М., Васильев В.Г., Григоренко Г.М. и др. (2007) Фазовые и структурные превращения при сварке и дуговой обработке соединений стали 30ХГСА. *Там же*, 9, 653, 10–15.
3. Кулик В.М., Савицкий М.М., Лупан А.Ф. и др. (2007) Комбинированная сварка неплавящимся электродом заготовок валов. *Доклады 2-го научно-технического семинара «Сварка и родственные процессы в промышленности»*.
4. Sun, Qing Jie, Hai Feng Hu, Xin Yuan, Ji Cai Feng. (2011) Research status and development trend of narrow-Gap TIG welding. *In Advanced Materials Research*, 308, 1170–1176. Trans Tech Publications Ltd.
5. Krzywy, Kamil Sebastian. (2016) *Application of the isothermal quenching for formation of the mechanical properties of structural steel 30HGSNA (30CrMnSiNi)*. PhD diss., Zakład Inżynierii Powierzchni.
6. Pietruszka, J. (2003) Full scale fatigue tests of the commuter aircraft under-carriage made of high strength low-alloy steel. *Prace Instytutu Lotnictwa*, 1-2 (172-173), 28–31.
7. Дементьев В.Б., Засыпкин А.Д. (2015) Исследование структуры и механических свойств стали 30ХГCH2A в технологиях прошивки, редуцирования и высокотемпературной термомеханической обработки особото-
- стенных трубных заготовок. *Химическая физика и мезоскопия*, 17, 3, 372–379.
8. Skuratov, D.L., Evdokimov D.V., Fedorov D.G. (2014) Research of thermal cycle parameters and surface condition of the samples from high-tension steel 30XГCH2A at cylindrical external grinding. *Life Science Journal*, 11, 10, 678–681.
9. Гайворонский А.А. (2013) Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений высокоуглеродистой стали. *Автоматическая сварка*, 5, 721, 15–21.
10. Гайворонский А.А. (2014) Сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей. *Там же*, 2, 729, 3–12.
11. Позняков В.Д., Костин В.А., Гайворонский А.А. и др. (2015) Влияние термического цикла сварки на структурно-фазовые превращения и свойства металла ЗТВ среднеуглеродистой легированной стали типа 30X2H2MФ. *Там же*, 2, 8–15.
12. Marek, S., Bień, A., Stanisławska, A. (2021) Laser Beam as a Precision Tool to Increase Fatigue Resistance in an Eyelet of Undercarriage Drag Strut. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 1–16.
13. Lünarska, E., Nikiforow, K., Sitko, E. (2003) Improving the resistance to stress corrosion cracking and to hydrogen embrittlement of bainite high strength steel. *Advances in Materials Science* 3, no. 2 (4): 35–41.
14. Кулик В.М., Васильев В.Г. (2006) Изменение структуры и свойств металла ЗТВ соединений стали 30ХГСА при дуговой обработке. *Автоматическая сварка*, 7, 639, 19–25.

References

1. Sterenbogen, Yu.A., Vasiliev, D.V., Demchenko, E.L., Novikova, D.P. (2006) Role of peak stresses in formation of cold cracks in welded joints of hardenable steels. *The Paton Welding J.*, 4, 636, 11–20.
2. Kulik, V.M., Vasiliev, V.G., Grigorenko, G.M. et al. (2007) Phase and structural transformations in welding and arc treatment of 30KhGSA steel joints. *The Paton Welding J.*, 9, 653, 10–15.
3. Kulik, V.M., Savitsky, M.M., Lupan, A.F. et al. (2007) Nonconsumable electrode combined welding of shaft billets. *In: Proc. of 2nd Sci.-Techn. Seminar on Welding and Related Technologies in Industry* [яка мова?]
4. Sun, Qing Jie, Hai Feng Hu, Xin Yuan, Ji Cai Feng. (2011) Research status and development trend of narrow-Gap TIG welding. *Advanced Materials Research*, 308, 1170–1176. Trans Tech Publications Ltd.
5. Krzywy, Kamil Sebastian. (2016) *Application of the isothermal quenching for formation of the mechanical properties of structural steel 30HGSNA (30CrMnSiNi)*. PhD diss., Zakład Inżynierii Powierzchni.
6. Pietruszka, J. (2003) Full scale fatigue tests of the commuter aircraft under-carriage made of high strength low-alloy steel. *Prace Instytutu Lotnictwa*, 1-2 (172-173), 28–31.
7. Dementiev, V.B., Zasyepkin, A.D. (2015) Investigation of structure and mechanical properties of 30KhGSN2A steel in technologies of piercing, reducing and high-temperature thermomechanical treatment of extra-thick-walled pipe billets. *Khimicheskaya Fizika i Mezoskopiya*, 17(3), 372–379 [in Russian].
8. Skuratov, D.L., Evdokimov D.V., Fedorov D.G. (2014) Research of thermal cycle parameters and surface condition of the samples from high-tension steel 30XГCH2A at cylindrical external grinding. *Life Sci. J.*, 11(10), 678–681.
9. Gajvoronsky, A.A. (2013) Influence of diffusible hydrogen on delayed cracking resistance of high-carbon steel welded joints. *The Paton Welding J.*, 5, 721, 15–21.
10. Gajvoronsky, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joint on high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, 2, 729, 3–12.
11. Poznyakov, V.D., Kostin, V.A., Gajvoronsky, A.A. et al. (2015) Effect of welding thermal cycle on structure-phase transformations and properties of HAZ metal of alloyed

- 30Kh2N2MF type medium-carbon steel. *The Paton Welding J.*, **2**, 8–15.
12. Marek, S., Bień, A., Stanisławska, A. (2021) Laser beam as a precision tool to increase fatigue resistance in an eyelet of undercarriage drag strut. *Int. J. of Precision Engineering and Manufacturing-Green Technology*, 1–16.
13. Lunarska, E., Nikiforow, K., Sitko, E. (2003) Improving the resistance to stress corrosion cracking and to hydrogen embrittlement of bainite high strength steel. *Advances in Materials Sci.* **3**, **2**(4), 35–41.
14. Kulik, V.M., Vasiliev, V.G. (2006) Variations in structure and properties of HAZ metal in welded joints on steel 30KhGSA in arc treatment. *The Paton Welding J.*, **7**, 639, 19–25.

TECHNOLOGICAL FEATURES OF WELDING 30KHGSN2A STEEL

L.M. Lobanov, P.V. Goncharov, V.D. Poznyakov, O.A. Gaivoronsky, A.V. Zavdoveev

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

High-strength alloy steels of 30KhGSN2A type are widely used in the manufacture of products that can bear significant loads. In the thermally hardened state, this steel has a tensile strength of more than 1500 MPa. Depending on the product, it can be used in thicknesses from 2 to 15 mm and more. However, the use of such steels requires strict technical requirements for their heat treatment, creating difficulties during the manufacture of products. Development of welding technology in the manufacture of products of 30KhGSN2A steel is currently relevant. In the present work, technological features of welding of high-strength alloy steels of 30KhGSN2A type are stated. 14 Ref., 6 Tabl., 6 Fig.

Keywords: high-strength steels, pulsed-arc welding, heat-affected zone, structure, mechanical properties, austenitic welding materials

Надійшла до редакції 07.04.2022

HYPERTHERM ASSOCIATES — нова корпоративна назва виробника плазмової продукції HYPERTHERM та водоструйної продукції OMAX



**HYPERTHERM
ASSOCIATES™**

Hypertherm змінює свою корпоративну назву на Hypertherm Associates, назву, яка представляє еволюцію компанії від виробника продуктів плазмового різання до постачальника багатотехнологічних рішень для промислового різання зі своїми людьми («Associates») в основі всього, що він робить для підтримки та вирішення проблем клієнтів. Hypertherm Associates продовжить пропонувати провідну в

галузі лінійку рішень для промислового різання, включаючи плазмову, водоструйну, програмне забезпечення та багато іншого, організованих у чотирьох різних напрямках. Hypertherm® і надалі залишатиметься брендом рішень для плазмового різання, а OMAX® залишиться іменем для своїх провідних на ринку систем гідроабразивного різання. Дві нещодавно визначені групи, Hypertherm Associates Software Group і Hypertherm Associates Aftermarket Group, охоплюватимуть такі бренди продукції, як ProNest®, Robotmaster®, Centricut® laser і AccuStream®.

«Ми хотіли, щоб наша нова корпоративна назва відображала нашу культуру, орієнтовану на людей, як компанії на 100% асоційованої компанії. Наші засновники виявили пристрасть до технологічних інновацій, орієнтованих на клієнта, поставили розвиток і добробут наших людей — наших партнерів — у центр уваги, а потім передали право власності на компанію цим партнерам, щоб реалізувати це бачення», — пояснив Еван Сміт, президент і генеральний директор Hypertherm Associates. «Це посилює нашу зосередженість на людях, від наших клієнтів, партнерів та оточуючих спільнот до наших партнерів, які володіють компанією. Це закріплює нашу довгострокову прихильність і зосередженість на технологічних інноваціях та партнерстві, орієнтованих на клієнта, а також на наших спільнотах, а не на зовнішніх акціонерах чи інвесторах».

Разом з новою назвою Hypertherm Associates представляє новий корпоративний логотип та оновлені логотипи для своїх технологічних брендів. Логотип Hypertherm Associates, створений так, щоб нагадувати гніздо вирізаних деталей, служить для візуального зв'язку корпоративного бренду з шанованими технологіями та брендами продукції компанії. У той же час він демонструє лідерство компанії в галузі та технології та її прихильність до бережливого виробництва, стійких методів та інноваційного інженерії, а також силу пропозицій із перехресними технологіями, які вирішують проблеми клієнтів.

Hypertherm Associates — американський виробник продуктів для промислового різання та програмного забезпечення. Його продукцію, включаючи системи плазми Hypertherm і гідроабразивних систем OMAX, компанії по всьому світу використовують для будівництва кораблів, літаків і залізничних вагонів; при будівництві сталевих споруд, виготовленні важкого обладнання та вітрових турбін тощо. На додаток до систем різання, компанія створює ЧПУ та програмне забезпечення, яке забезпечує продуктивність і надійність, що призводить до підвищення продуктивності та прибутковості для сотень тисяч підприємств.

Компанія Hypertherm Associates, заснована в 1968 р., є 100-відсотковою асоційованою компанією, у якій працюють близько 2000 співробітників, які працюють і представлені партнерами по всьому світу.

Дізнайтеся більше по посиланню: www.HyperthermAssociates.com
Розендал, Нідерланди

ВИБІР ПАРАМЕТРІВ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ВИРОБІВ ІЗ ЛЕГКИХ СПЛАВІВ З НЕНАСКРІЗНИМ ПРОПЛАВЛЕННЯМ

В.М. Коржик^{1,2}, В.Ю. Хаскін^{1,2}, С.І. Пелешенко², А.А. Гринюк³, Dong Chunlin¹,
Є.В. Ілляшенко², Yao Yuhui⁴

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

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

³НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37, E-mail: imz.paton.kpi@gmail.com

⁴Shenzhen Hanzhizi Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Road, Longgang District, Shenzhen, Guangdong, China, E-mail: 514929948@qq.com

Сплави легких металів (зокрема, берилію та алюмінію) застосовуються в різних галузях техніки, наприклад, для виготовлення елементів ракет і літаків. При конструюванні таких елементів техніки виникає необхідність отримання зварних з'єднань із різними типами швів. Для герметизації виробів, приварювання фланців і зварювання тонкостінних конструкцій товщиною до 2-3 мм може застосовуватися лазерне зварювання швами з ненаскрізним проплавленням. При зварюванні берилієвих сплавів утворюються токсичні аерозолі. Така особливість вимагає зниження кількості технологічних експериментів, спрямованих на вибір параметрів режиму. Актуальним підходом до вирішення задачі зварювання легких сплавів є виконання попереднього розрахункового визначення параметрів режимів із подальшою експериментальною перевіркою. Технологічну перевірку можна виконувати на високоміцних алюмінієвих сплавах, близьких за своїми фізико-механічними характеристиками до берилієвих. Тому дану роботу присвячено попередньому визначенню параметрів режиму лазерного зварювання герметизуючим швом із ненаскрізним проплавленням тонкостінних фланців циліндричних деталей та коробчастих виробів з легких металів та сплавів на основі Be та Al, яке враховує температуру нагріву після зварювання. У роботі запропоновано методику попереднього розрахункового визначення параметрів режиму лазерного зварювання деталей зі сплаву на основі берилію, яка підходить як для наскрізного, так і ненаскрізного проплавлення. Некрізне проплавлення може застосовуватися для приварювання фланців герметизуючим швом. Експериментальна перевірка на зразках із сплавів системи Al-Zn-Mg-Cu та порівняння з літературними даними щодо зварювання берилієвих сплавів показали, що похибка запропонованої методики лежить у межах до 15...20 %. Бібліогр. 15, табл. 5, рис. 9.

Ключові слова: лазерне зварювання, легкі сплави, проплавлення, параметри режиму, похибка, пори, тріщини

Вступ. Сплави легких металів (берилію, алюмінію та магнію) застосовуються в різних галузях техніки. Зокрема, їх застосовують для виготовлення елементів ракет і літаків. При конструюванні таких елементів техніки виникає необхідність отримання зварних з'єднань. При виконанні даних з'єднань застосовуються різні типи швів. У тому числі, для герметизації виробів (наприклад, приварювання фланців) і зварювання тонкостінних конструкцій товщиною до 2...3 мм можуть застосовуватися шви з ненаскрізним проплавленням. У цьому випадку необхідно застосовувати високоефективні зварювальні технології, які дозволяють отримувати гарантовану глибину проплавлення у поєднанні з мінімізацією зварювальних залишкових деформацій. Такий результат найпростіше забезпечити за рахунок застосування зварювання з підвищеною локалізацією термічного впливу на

основний метал. Прикладом одного з найбільш прийнятних способів зварювання є лазерне [1].

Особливістю зварювання конструкцій, що містять берилій (власне з берилію, зі сплавів на його основі та з алюміній-берилієвих сплавів), є токсичність аерозолів, які утворюються в процесі. Така особливість вимагає зниження кількості попередніх технологічних експериментів, спрямованих на вибір параметрів режиму. Аналогічний підхід є бажаним і для вибору параметрів режимів зварювання інших легких сплавів (на основі алюмінію і магнію). Тому актуальним підходом до вирішення даної задачі є виконання попереднього розрахункового визначення параметрів режимів із подальшою експериментальною перевіркою. Попередню технологічну перевірку можна виконувати на високоміцних алюмінієвих сплавах, близьких за своїми фізико-механічними характеристиками до берилієвих.

Коржик В.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Хаскін В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Пелешенко С.І. – <https://orcid.org/0000-0001-6828-2110>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Dong Chunlin – <https://orcid.org/0000-0003-2672-5985>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>, Yao Yuhui – <https://orcid.org/0000-0001-7196-1317>

© В.М. Коржик, В.Ю. Хаскін, С.І. Пелешенко, А.А. Гринюк, Dong Chunlin, Є.В. Ілляшенко, Yao Yuhui, 2022

Аналіз літературних даних і постановка проблеми. Дослідження особливостей зварювання деталей з високоміцних берилієвих та алюмінієвих сплавів, наприклад, сплаву системи Be–AlSi, показали, що міцність зварних швів значною мірою залежить від геометрії конструкції, проплавлення та наявності дефектів, але значно меншою – від залишкових напруг [2]. Тому вибір параметрів режиму лазерного зварювання доцільно ґрунтувати на досягненні певної геометрії провару. Одним з основних дефектів лазерного зварювання зазначених легких сплавів є пороутворення, що значною мірою пов'язано з особливостями існування парогозового каналу [3]. Тому необхідно врахувати поведінку парогозового каналу, що утворюється під час поглинання лазерного випромінювання основним металом.

У роботі [4] розглянуто динаміку поведінки зварювальної ванни при лазерному зварюванні алюмінієвих сплавів різних серій. Результати експериментів показали, що при лазерному опроміненні метал випаровується з утворенням парогозового каналу. Потім відбувається поступове плавлення металу, що оточує парогозовий канал, під дією тепла, яке виділяється в ньому. Швидкість зростання глибини каналу прямо пропорційна загальному вмісту елементів із низькою температурою кипіння. На стаціонарній стадії процесу проплавлення глибина та діаметр каналу стабілізуються. У поздовжньому напрямку площа ванни розплаву обернено пропорційна теплопровідності алюмінієвого сплаву. Швидкість поглинання лазерного випромінювання змінюється залежно від відношення глибини парогозового каналу до його діаметра та досягає найбільшого значення 58 %. У разі, якщо поверхневий натяг та тиск віддачі парів металу врівноважені, вдається уникнути різких коливань форми каналу.

Крім поведінки парогозового каналу, на зварюваність високоміцних легких сплавів впливають металургійні аспекти. Основними труднощами при зварюванні цих сплавів є гаряче розтріскування, утворення пор, розтріскування на дефектах (порах), зниження пластичності у швах та зонах термічного впливу (ЗТВ). Шляхами вирішення даних проблем можуть бути [5]: контроль співвідношення Fe/Al в основному металі для зниження схильності до утворення гарячих тріщин, мінімізація вмісту оксидів та початкового розміру зерна для обмеження утворення тріщин на дефектах та підвищення пластичності, а також вибір процесу зварювання та оптимізація його параметрів.

Для зниження гарячого розтріскування зварних з'єднань доцільно оптимізувати такі параметри режиму, як потужність лазерного випромінювання, швидкість зварювання, питома потужність та поло-

ження фокусу [6]. Цей підхід дозволяє мінімізувати погонну енергію зварювання. Додавання присаджувального металу з іншим хімічним складом також сприяє зниженню чутливості до розтріскування. Таким чином можна підвищити пластичність з'єднань, що сприяє усуненню тріщин [7]. Для зниження пороутворення та підвищення міцності швів необхідно не допускати попадання оксидної плівки (Al_2O_3 та/або BeO) у зварювальну ванну [8]. Для цього безпосередньо перед зварюванням доцільно усувати цю плівку з поверхонь, що зварюють.

Зазначимо, що застосування присаджувальних матеріалів при зварюванні берилієвих сплавів не завжди є можливим. Так, при виготовленні деяких спеціалізованих берилієвих деталей для космічних супутників (наприклад, циліндричних корпусів елементів джерел енергії, що працюють при температурі понад 600 °C) недопустимо попадання в зварні з'єднання сторонніх хімічних елементів, що не дозволяє застосовувати зварювальні присаджувальні матеріали або замінювати зварювання пайкою [9]. Це робить бажаним застосування лазерного зварювання без присадки.

При виготовленні низки виробів авіакосмічної техніки за допомогою зварювання вирішується завдання герметизації внутрішніх порожнин і відсіків, із розташованими в них компонентами електронної техніки. У цих випадках необхідно як забезпечити герметичність таких відсіків, так і уникнути залишкових деформацій та напруг в конструкції. Для цього необхідно використовувати зварювальні технології, які забезпечують одержання порівняно вузьких швів із локальним тепловкладанням. Загальний нагрів виробу після зварювання не повинен перевищувати 100...120 °C. Таке завдання добре вирішується за рахунок застосування лазерного зварювання.

Таким чином, при виборі параметрів режиму лазерного зварювання герметизуючим швом легких сплавів доцільно орієнтуватися на отримання ненаскрізного проплавлення із формою, близькою до трикутної. При цьому шов повинен виконуватися з мінімальною погонною енергією без використання присаджувального матеріалу.

Цілі та завдання дослідження. Метою дослідження є попереднє визначення параметрів режиму лазерного зварювання герметизуючим швом із ненаскрізним проплавленням тонкостінних фланців циліндричних деталей та коробчастих виробів з легких металів та сплавів на основі Be та Al, яке враховує температуру нагріву після зварювання.

Для досягнення поставленої мети вирішувалися такі завдання:

– розрахункове визначення параметрів режиму лазерного зварювання легких сплавів на основі Be та Al з ненаскрізним проплавленням;

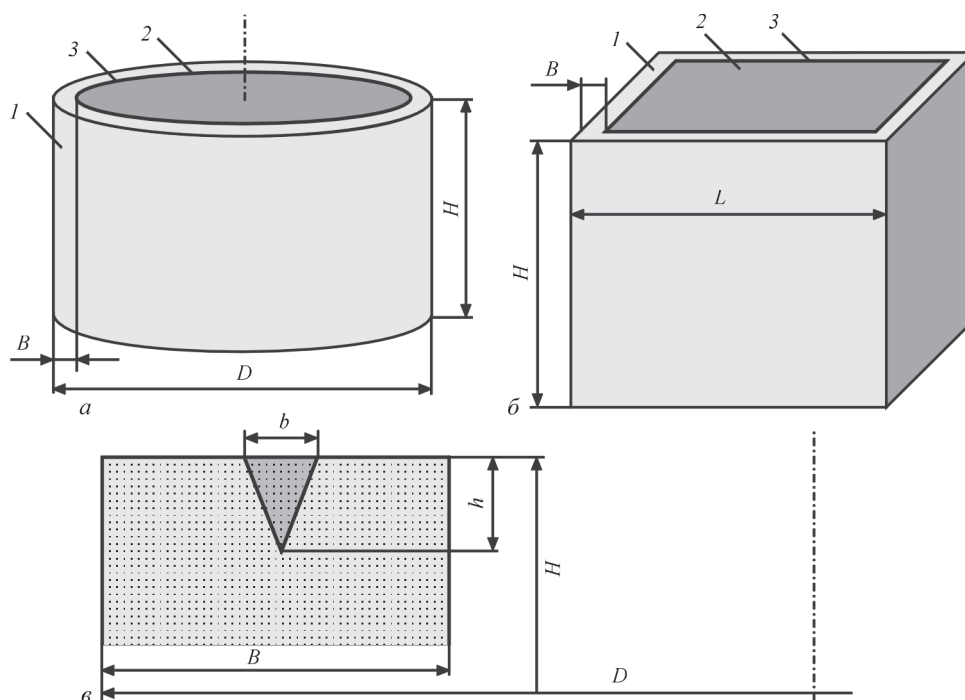


Рис. 1. Геометричні параметри деталей, що зварюються, і лазерного провару (темна трикутна ділянка): 1 – корпус; 2 – фланець, що приварюється; 3 – зварний шов

– розрахункове визначення температур нагріву невеликих виробів зі сплавів на основі Be та Al, що зварюються лазерним способом;

– експериментальна перевірка вибраних параметрів режиму лазерного зварювання зразків із алюмінієвого сплаву та температури їх нагрівання.

Прогнозування параметрів режиму лазерного зварювання високоміцних легких сплавів. При зварюванні тонкостінних виробів герметичними швами дискові або прямокутні фланці можуть приварюватися до циліндричних або коробчастих конструкцій з легких сплавів. Основні параметри цих конструкцій показано на рис. 1. Розглянемо два випадки. У першому до циліндричного корпусу діаметром D , висотою H і товщиною стінки B приварюється дисковий фланець близької товщини (рис. 1, а). У другому до коробчастої конструкції шириною L і висотою H (варіант – $L = H$) зі стінками товщиною B приварюється прямокутний фланець близької товщини (рис. 1, б). В обох випадках зварний шов (спрощено) має форму трикутника з основою b , яка є шириною шва, та висотою h , яка є глибиною проплавлення (рис. 1, в). Для спрощення розв'язуваної задачі приймемо припущення: $D = L = H = 40...50$ мм, $B = 1,5$ мм.

Для зниження небезпеки виникнення залишкових деформацій та схильності до утворення гарячих тріщин бажано уникнути підвищення температури деталі, що зварюється, понад $100...120$ °C. Тому постановку та вирішення теплової задачі приварювання фланця деталі з берилієвого (алюмінієвого) сплаву розділимо на два пов'язані між собою, але досить автономні завдання:

– вибір технологічних параметрів зварювання (потужності джерела нагрівання, швидкості зварювання), виходячи з геометричних розмірів зварного шва;

– визначення температурних параметрів деталі після зварювання.

Вибір параметрів технологічного режиму лазерного зварювання високоміцних легких сплавів. При визначенні параметрів режиму лазерного зварювання виходитимемо з того, що маси циліндричної та коробчастої деталей приблизно рівні. В обох випадках деталі порожнисті. Тоді маса деталі, що зварюється, являє собою порожнистий циліндр діаметром D і товщиною стінки B , складає

$$m_{piece} = \frac{\pi}{4} \gamma H [D^2 - (D - 2B)^2], \quad (1)$$

а маса шва

$$m_w = \pi \gamma (D - B) S_{weld}, \quad (2)$$

де γ – густина металу (берилію або алюмінію).

Залежності питомої теплоємності берилію та алюмінію від температури T представлені на рис. 2 [10]. Зазначимо, що берилій має найбільшу теплоємність серед металів, яка сильно залежить від температури. Як видно з рис. 2, а, значення теплоємності при кімнатній температурі та температурі плавлення відрізняються приблизно втричі (ділянка c_{solid}). Більше того, при плавленні відбувається стрибкоподібне зменшення теплоємності. Теплоємність рідкого берилію вивчена слабо, при температурах трохи вище за температуру плавлення вона постійна [10], тобто не залежить від температури (ділянка c_{liquid}). Врахуємо це у тепловому балансі, яким опишемо процес лазерного зварювання.

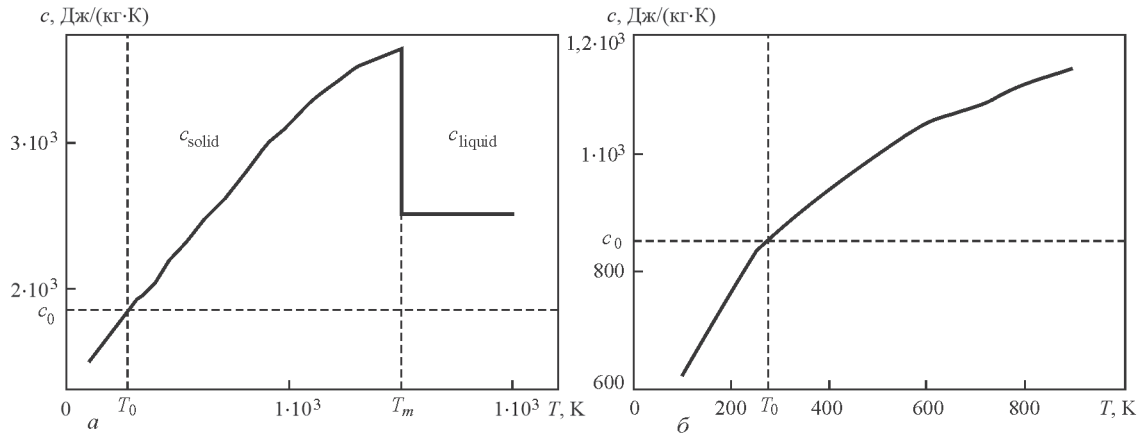


Рис. 2. Залежності питомої теплопровідності берилію (а) та алюмінію (б) від температури T : T_0 – температура навколишнього середовища; T_m – температура плавлення; c_0 – питома теплоємність за нормальних умов, наведена у довідковій літературі [10]

Вся енергія, що віддається лазерним випромінюванням металу, який зварюється, витрачається на його нагрівання до температури плавлення, власне плавлення, нагрівання рідкого металу до температури кипіння і часткове випаровування металу. Рівняння теплового балансу має вигляд

$$(1-\beta)P_L = \gamma v S_{\text{weld}} \times \left[\int_{T_0}^{T_m} c_{\text{solid}}(T) dT + q_m + \int_{T_m}^{T_{\text{max}}} c_{\text{liquid}}(T) dT + \xi q_{\text{ev}} \right], \quad (3)$$

де P_L – потужність випромінювання лазера; β – віддзеркалювана здатність металу; v – швидкість зварювання; q_m та q_{ev} – прихована теплота плавлення та пароутворення; ξ – частка металу, що випарувався (зазвичай, вона становить 3...5 %); T_{max} – максимальна температура нагрівання металу.

Рівняння (3) записано для лазерного зварювання з парогазовим каналом. При цьому максимальна температура T_{max} на кілька градусів перевищує температуру кипіння металу T_b .

Користуючись рівнянням (3) теплового балансу, можна визначити технологічні параметри зварювання залежно від необхідних розмірів зварного шва. Наприклад, швидкість зварювання

визначається глибиною проплавлення та потужністю лазера, що застосовують

$$v = \frac{(1-\beta)P_L}{\gamma S_{\text{weld}} \left[\int_{T_0}^{T_m} c_{\text{solid}}(T) dT + q_m + \int_{T_m}^{T_{\text{max}}} c_{\text{liquid}}(T) dT + \xi q_{\text{ev}} \right]}. \quad (4)$$

Із застосуванням формули (4) було розраховано залежності швидкості лазерного зварювання від глибини проплавлення за різних потужностей лазерного випромінювання (рис. 3). По них легко вибрати такий важливий технологічний параметр, як швидкість зварювання, щоб забезпечити необхідну глибину проплавлення. При цьому слід зважати на деякі обмеження. Так, при малих швидкостях ширина шва може стати більшою за товщину стінки виробу, що неприпустимо. При великих – можливе виникнення дефектів формування зварного шва типу підрізів та несплавлень.

На рис. 4 зображено залежність швидкості лазерного зварювання від потужності лазера за різних глибин проплавлення. За допомогою даних рис. 3 і 4 можливо вибрати швидкість зварювання та потужність випромінювання, що дозволяють досягти необхідної глибини проплавлення при забезпеченні відповідних якості та герметичності виробу.

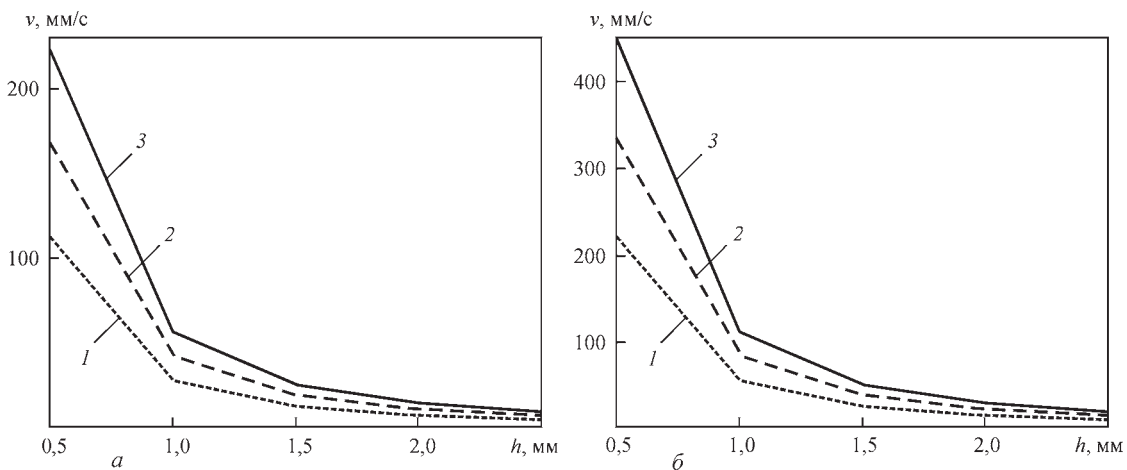


Рис. 3. Залежність швидкості v лазерного зварювання берилію (а) і алюмінію (б) від глибини h проплавлення при різних потужностях P_L лазера: 1 – $P = 500$ Вт; 2 – 750; 3 – 1000

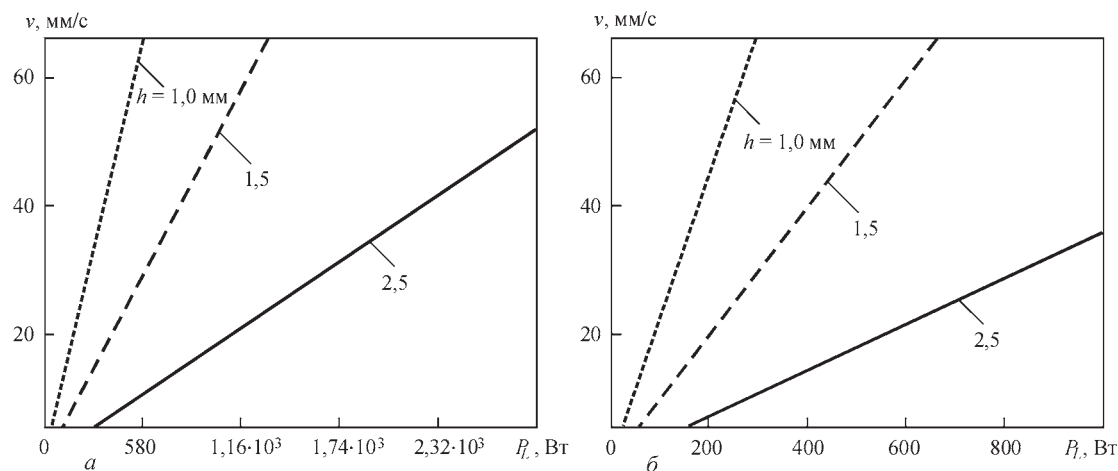


Рис. 4. Залежність швидкості v лазерного зварювання берилію (а) і алюмінію (б) від потужності P_L лазера при різних глибинах проплавлення h

Рис. 4 свідчить про перспективність застосування технологічних режимів зварювання, при яких швидкість змінюється в межах 30...70 мм/с, а потужність лазера – від 500 до 2000 Вт для берилію і від 300 Вт до 1000 Вт для алюмінію. При цьому процес лазерного зварювання забезпечується без застосування додаткових технологічних прийомів та обладнання.

З рівняння (3) можна визначити потужність лазера, необхідну для забезпечення потрібної глибини проплавлення. Очевидно, що вона визначається також швидкістю зварювання

$$P_L = \frac{\gamma v S_{weld}}{1 - \beta} \times \left[\int_{T_0}^{T_m} c_{solid}(T) dT + q_m + \int_{T_m}^{T_{max}} c_{liquid}(T) dT + \xi q_{ev} \right] \quad (5)$$

На рис.5 зображені залежності потужності лазера від швидкості лазерного зварювання за різних глибин проплавлення. За цими залежностями можна визначити діапазони потужностей випромінювання, необхідних для приварювання з ненаскрізним проплавленням фланців завтовшки $\delta \sim 1,5$ мм до корпусів з не меншою товщи-

ною стінки. Для випадку зварювання берилієвих сплавів це діапазон 800...1200 Вт, для випадку зварювання алюмінієвих сплавів – 400...800 Вт. Такі діапазони потужностей дозволяють зварювати з прийнятними швидкостями, а також перекрити досить широкі діапазони глибин проплавлення.

На рис. 6 зображено залежності потужності лазера від глибини проплавлення при різних швидкостях лазерного зварювання. Ці залежності показують, що для забезпечення провару з гарантованою глибиною 1,0...1,5 мм достатньо застосування лазера потужністю 800...1600 Вт для берилієвих сплавів та 400...1000 Вт для алюмінієвих.

Таким чином, запропонована методика дозволяє зробити попередні оцінки технологічних параметрів зварювального процесу, а також обрати обладнання (зокрема, технологічний лазер), що є необхідним для здійснення процесу.

Розрахунок середньої температури виробу після локального нагрівання в процесі зварювання. Для визначення температури деталі після зварювання виходитимемо з того, що температура локального нагріву виробу в зоні шва (темна трикутна ділянка на рис. 1.) набагато вища за

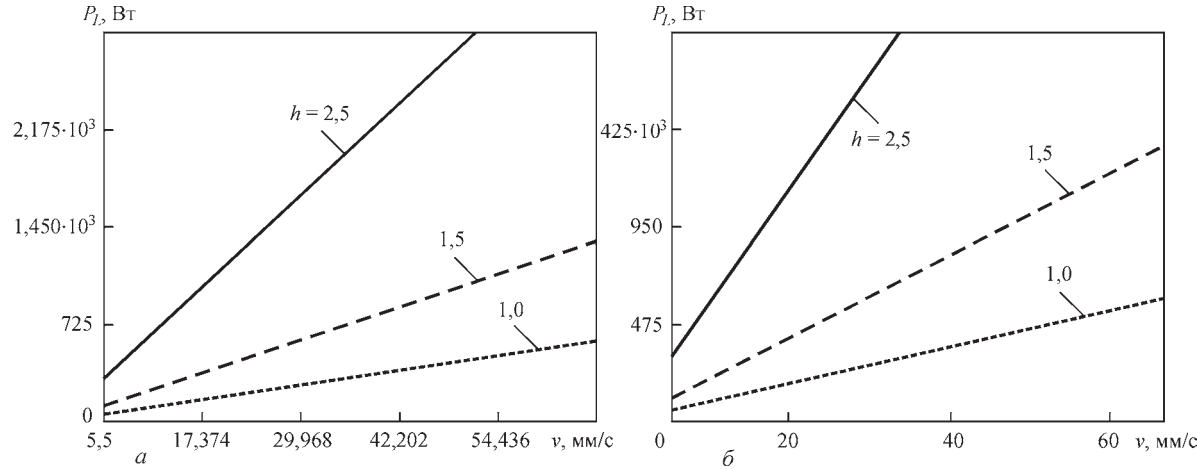


Рис. 5. Залежність потужності P_L лазера від швидкості v зварювання берилію (а) і алюмінію (б) при різних глибинах проплавлення h

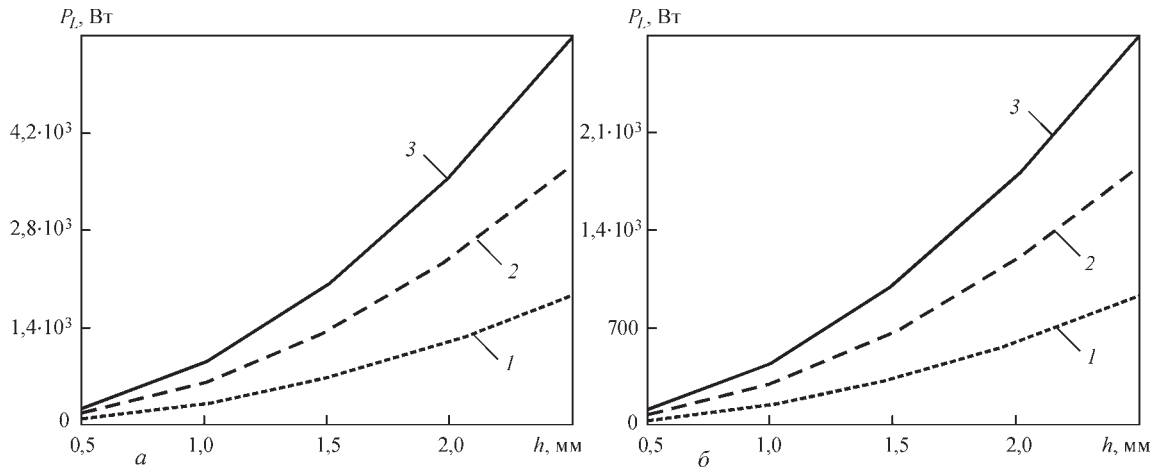


Рис. 6. Залежність потужності P_L лазера від глибини проплавлення h при різних швидкостях v лазерного зварювання берилію (а) і алюмінію (б): 1 – $v = 16,67$; 2 – $33,3$; 3 – 50 мм/с

температуру виробу. При остиганні шва його температура та температура виробу вирівнюються. Якщо позначити середню температуру T_x , то рівняння балансу енергії виглядає так:

$$m_w \left[\int_{T_x}^{T_m} c_{solid}(T) dT + q_m + \int_{T_m}^{T_{max}} c_{liquid}(T) dT \right] = m_{piece} \int_{T_0}^{T_x} c_{solid}(T) dT \quad (6)$$

Іншими словами, енергія, яка виділяється при охолодженні як рідкого металу, так і металу, що закристалізувався, спільно з прихованою теплою плавлення, витрачається на нагрівання решти виробу від температури навколишнього середовища T_0 до температури T_x .

Рівняння (5) є нелінійним з тією особливістю, що невідома входить до нього як межа інтегрування визначених інтегралів.

Для вирішення подібних рівнянь ще немає усталених методик. Тому ми модифікували відомі методи чисельного розв'язання нелінійних рівнянь. Однією з проблем, що виникають під час вирішення рівняння (6), була проблема значних витрат часу при розрахунках. Це пояснювалося

необхідністю на кожному етапі ітерації чисельно знаходити значення двох інтегралів зі змінною межею. Ситуація ускладнювалася тим, що функції, які знаходяться під знаком інтеграла, задавалися таблицею, тобто по точках. Для досягнення прийнятної точності доводилося застосовувати кубічну сплайн-інтерполяцію.

Тому в результаті виконання розрахунків був отриманий не дуже великий масив даних (табл. 1 і 2), яких все ж таки достатньо для попередніх оціночних висновків. Численні експерименти проводилися за наступних постійних параметрах: зовнішній діаметр деталі $D = 40$ мм; висота деталі $H = 50$ мм; температура навколишнього середовища $T_0 = 27$ °C, для табл. 2 товщина стінки $B = 1,5$ мм.

Аналіз отриманих результатів показав, що є можливим вибір параметрів зварювального процесу, які забезпечують отримання таких розмірів шва, за наявності яких не досягається перегрів виробу понад 100 °C. Так, для зварювання тонкостінних ($B = 1,5$ мм) виробів бажано, щоб ширина шва не перевищувала $1,5$ мм.

Найбільший вплив на нагрівання виробу мають товщина стінки виробу B і ширина зварного шва b . При виборі параметрів режиму слід врахову-

Таблиця 1. Залежність середньої температури T_x виробу від товщини B його стінки (ширина зварного шва $b = 1,0$ мм)

Товщина стінки виробу B , мм	Середня температура T_x (Be сплав), °C	Середня температура T_x (Al сплав), °C
1,0	88	83
1,2	80	77
1,5	74	71
2,5	63	61
3,0	61	59

Таблиця 2. Залежність середньої температури T_x виробу від ширини зварного шва b (товщина стінки виробу $B = 1,5$ мм)

Ширина зварного шва b , мм	Середня температура T_x (Be сплав), °C	Середня температура T_x (Al сплав), °C
0,5	54	53
1,0	74	71
1,2	85	81
1,5	106	100
2,5	203	186



Рис. 7. Лабораторний стенд для проведення експериментів з лазерного приварювання фланців герметичними швами з не-наскрізним проплавленням тонкостінного циліндричного ви-робу з алюмінієвого сплаву

вати, що зварювання на підвищених швидкостях сприяє зменшенню ширини шва. Тому перспективним є застосування високошвидкісних режи-мів зменшення середньої температури виробу.

Експериментальна перевірка вибраних па-раметрів лазерного зварювання. Для виконан-ня експериментальної перевірки створено лабо-

раторний стенд на базі волоконного лазера моделі MFSC 2000W (фірма MAX, Китай) потужністю до 2000 Вт. Випромінювання цього лазера фокусу-валося показаною на рис. 7 зварювальною голо-вою в пляму діаметром близько 0,2 мм оптикою з фокусною відстанню 200 мм. Зварювання вико-нували у захисті аргону з витратами 8...10 л/хв. Щоб уникнути небезпеки отруєння зварюваль-ними аерозолями, в експериментах використо-ували виключно алюмінієві сплави. В якості ма-теріалу зразків вибрали алюмінієві сплави 7005 (1915) і 7075 системи Al–Zn–Mg–Cu, які за сво-їми фізико-механічними характеристиками най-більш близькі до промислових берилієво-алюміні-євих сплавів системи Be–Al–Mg (табл. 3, 4). З цих сплавів виготовляли плоскі та циліндричні зразки з товщиною стінки $B = 1,5$ мм. Плоскі зразки роз-міром $50 \times 50 \times 1,5$ мм зварювали лінійними кутови-ми швами, циліндричні зразки розміром 40×50 мм зварювали кільцевими швами.

Зварювання зразків проводили згідно з розра-хунковими параметрами режимів (рис. 3–6). Так, для отримання з’єднання з глибиною проплавлен-ня $h \sim 0,6$ мм згідно з даними рис. 3, б рекоменду-ється вибирати швидкість зварювання 150 мм/с при потужності лазерного випромінювання $P_L = 500$ Вт. За даними рис. 5, б при цьому знадобиться швид-кість 66,7 мм/с при потужності випромінювання до 400 Вт. За даними рис. 6, б при швидкості зва-рювання 50 мм/с потужність випромінювання має бути у межах $P_L = 350...400$ Вт. Під час проведення експерименту було обрано потужність $P_L = 400$ Вт і швидкість $v = 66,7$ мм/с. В результаті був отрима-ний шов глибиною $h \sim 0,6$ мм і шириною $b \sim 0,6$ мм (табл. 5).

Таким чином, згідно з рис. 3, б – 6, б було обра-но ряд параметрів режимів, згідно яких проводи-лися експерименти з лазерного зварювання. Режи-ми та отримані результати (у вигляді макрошліфів поперечних перерізів швів) наведено у табл. 5.

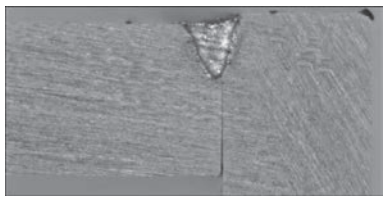
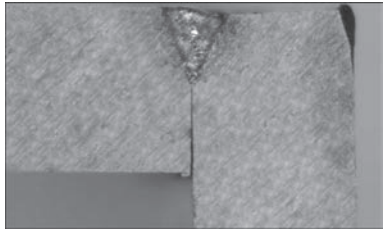
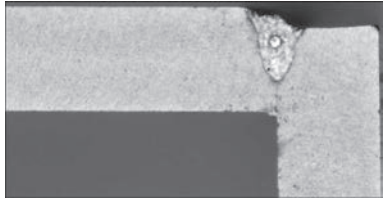
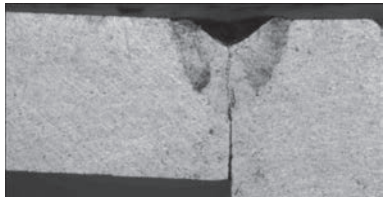
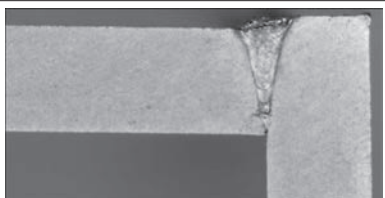
Таблиця 3. Вміст хімічних елементів (мас. %), використаних в дослідженнях алюмінієвих сплавів і розглянутого бе-рилієвого сплаву

Марка сплаву	Al	Be	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Інше
7005 (1915)	Основа		до 0,35	до 0,40	до 0,10	0,2...0,7	1,0...1,8	0,06...0,2	4...5	0,01...0,06	Zr 0,08...0,2; інше до 0,15
7075	Основа		до 0,40	до 0,50	1,2...2,0	до 0,30	2,1...2,9	0,18...0,28	5,1...6,1	до 0,20	до 0,15
Lx-59-3	38	59	–	–	–	–	3	–	–	–	–
Lx-40-3	57	40	–	–	–	–	3	–	–	–	–

Таблиця 4. Основні фізико-механічні характеристики розглянутих алюмінієвих і берилієво-алюмінієвих сплавів (при нормальній температурі)

Марка сплаву	Межа плинності σ_T , МПа	Межа міцності σ_B , МПа	Відносне подовження, %	Модуль Юнга E , ГПа	Густина ρ , кг/м ³	Твердість H_B , МПа
7005 (1915)	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

Таблиця 5. Порівняння розрахункових параметрів режимів з експериментальними результатами лазерного зварювання сплаву 7075

Номер п/п	Варіанти розрахункових параметрів режиму / h	Експериментально встановлені параметри режиму / h, b	Похибка (за параметром h), %	Результат (×30)
1	1) $P_L = 300$ Вт, $v = 67$ мм/с 2) $P_L = 500$ Вт, $v = 200$ мм/с / $h = 0,5 \dots 0,53$ мм	$P_L = 350$ Вт, $v = 67$ мм/с / $h = 0,51$ мм; $b = 0,5$ мм	2...4	
2	1) $P_L = 350$ Вт, $v = 67$ мм/с 2) $P_L = 500$ Вт, $v = 150$ мм/с / $h = 0,55 \dots 0,6$ мм	$P_L = 400$ Вт, $v = 67$ мм/с / $h = 0,63$ мм; $b = 0,62$ мм	5...15	
3	1) $P_L = 500$ Вт, $v = 50$ мм/с 2) $P_L = 750$ Вт, $v = 80$ мм/с / $h = 1,0$ мм	$P_L = 500$ Вт, $v = 58$ мм/с / $h = 1,1$ мм; $b = 0,86$ мм	10	
4	1) $P_L = 500$ Вт, $v = 42$ мм/с 2) $P_L = 750$ Вт, $v = 66$ мм/с / $h = 1,2 \dots 1,3$ мм	$P_L = 500$ Вт, $v = 50$ мм/с / $h = 1,18$ мм; $b = 1,28$ мм	2...9	
5	1) $P_L = 500$ Вт, $v = 28$ мм/с 2) $P_L = 750$ Вт, $v = 33$ мм/с / $h = 1,3 \dots 1,5$ мм	$P_L = 600$ Вт, $v = 50$ мм/с / $h = 1,34$ мм; $b = 0,86$ мм	3...11	
6	1) $P_L = 500$ Вт, $v = 25$ мм/с 2) $P_L = 750$ Вт, $v = 37$ мм/с / $h = 1,5 \dots 1,6$ мм	$P_L = 650$ Вт, $v = 33$ мм/с / $h = 1,5$ мм; $b = 0,77$ мм	2,5	

При виконанні експериментів по зварюванню на режимах, наведених у табл. 5, проводили вимірювання температури нагрівання зразків (рис. 8). При цьому використовували інфрачервоний пірометр моделі GM320 (Benetech Shenzhen Jumaoyuan Science And Technology Co., Ltd, м. Шеньчжень, КНР) із діапазоном вимірювань $-50 \dots +380$ °C і похибкою до 1,5 °C. Заміри температури виконували у ближній до шва зоні бокової поверхні зварної конструкції безпосередньо по закінченню процесу зварювання. Дистанція вимірювання $Y = 300 \dots 500$ мм.

Наприклад, для отримання швів із глибиною проплавлення $h \sim 1,0$ мм згідно з даними табл. 5 ви-

конали зварювання зі швидкістю $v = 58$ мм/с за потужності випромінювання 500 Вт. Після зварювання за допомогою оптичного пірометра вимірювали температуру зварного зразка. Виконані вимірювання показали, що температура знаходилася в межах $70 \dots 75$ °C, що з похибкою до 6 % відповідає даним табл. 1 і 2. Подальші експерименти показали, що розбіжність розрахункових і дослідних даних з нагрівання зварних зразків не перевищує 10 %.

Порівняння таких розрахункових та експериментально встановлених параметрів режимів, як потужність P_L і швидкість v зварювання, а також глибини провару h дозволяє говорити про те, що згідно із за-



Рис. 8. Схема вимірювань температури нагрівання зразків після зварювання за допомогою ручного інфрачервоного пірометра (штрихова лінія візуалізує лазерний приціл)

пропонованою розрахунковою методикою параметри режиму лазерного зварювання легких сплавів можуть бути визначені з похибкою до 15 %. Така точність є прийнятною у технологічних розрахунках.

Обговорення результатів формування з'єднань легких сплавів лазерним зварюванням. Проведені технологічні дослідження показали прийнятний рівень похибки запропонованої розрахункової методики. Можна припустити, що розбіжність у розрахункових та експериментальних результатах пов'язана, у тому числі, з урахуванням здатності віддзеркалювання β основного металу. Цей показник залежить як від температури нагрівання металу [11], так і від наявності на крайках, що зварюються, залишків оксидної плівки, яка поглинає лазерне випромінювання значно краще чистого алюмінію [12]. Прикладом є провар глибиною $h \sim 1,18$ мм (табл. 5, п. 4). У цьому випадку спостерігалось значне збільшення обсягу переплавленого металу, що виражається у розширенні зварного шва, без суттєвого збільшення потужності випромінювання. Такий ефект може пояснюватися зниженням втрат випромінювання (коефіцієнта β) через попадання у зварювальну ванну оксидної плівки Al_2O_3 .

Дослідження виконаних в сплавах 7005 і 7075 швів показали, що характерними дефектами їх формування є внутрішні пори і тріщини. Пори утворювалися не во всіх швах, а лише в певних випадках (наприклад, табл. 5, пп. 2 і 3). Їх розмір знаходиться в межах 0,05...0,2 мм, розташування – переважно в середній частині швів. Розташування пор вздовж шва має нерегулярний характер, відстань між ними коливається від 2,5 до 50 мм і більше (рис. 9). Проте, місця їх виникнення переважно збігаються із полосами прокатки зварюваних листів. Можна припустити, що виникнення цих пор пов'язано з потраплянням до зварювальної ванни дрібних часток оксидної плівки Al_2O_3 , а також повітря. Останнє потрапляє з нижньої сторони зварюваного стику, яка немає газового захисту. Тріщини утворювалися, переважно, при ненаскріз-

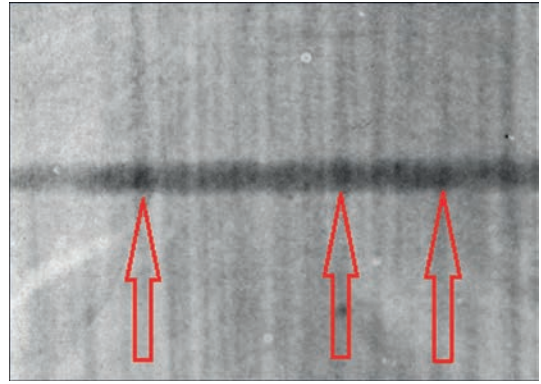


Рис. 9. Визначення за результатами радіографічного контролю пор в шві (провар в листі сплаву 7075, виконаний на режимі п. 3, табл. 5)

ному зварюванню сплаву 7075 в кореневій частині швів (див. табл. 5, п. 4). Схильність до їх утворення збільшується зі збільшенням ширини швів. Вірогідно, не повністю проварений стик працює як концентратор напружень, що у купі із залишковими напруженнями сприяє тріщиноутворенню.

Ще одним підтвердженням прийнятності запропонованої розрахункової методики можна вважати досить точне (із похибкою до 10 %) визначення температури післязварювального нагрівання тонкостінних виробів, розміри яких зазначені вище. Для перевірки прийнятності розрахункової методики при зварюванні берилієвих сплавів було проведено порівняння розрахункових результатів із деякими літературними даними.

Так, у роботі [13] наводяться дані зварювання берилію товщиною 0,35 мм імпульсним Nd:YAG-лазером. Зварювання виконувалось зі швидкістю 3,3 мм/с при щільності потужності випромінювання 260 Вт/мм². Для нашого випадку (випромінювання волоконного лазера, що фокусується в пляму діаметром 0,2 мм), це відповідає потужності ~ 10 Вт (з урахуванням втрат). Можна припустити, що для зварювання берилію товщиною 0,35 мм випромінюванням потужністю $P_L \sim 100$ Вт швидкість зварювання становитиме близько 33,33 мм/с, а для товщини 0,7 мм знадобиться $P_L \sim 300$ Вт і $v = 66,67$ мм/с. З графіка рис. 4, а слідує, що для виконання провару глибиною порядку 0,7 мм з потужністю $P_L \sim 300$ Вт необхідна швидкість $v \approx 66,67$ мм/с. З графіка рис. 5, а випливає, що для виконання провару глибиною порядку 0,7 мм зі швидкістю $v = 55$ мм/с потрібна потужність $P_L \sim 300$ Вт. Тобто, розбіжність експериментальних та розрахункових значень становить менше 20 %.

В роботі [14] описано зварювання берилієвих сплавів електронно-променевим способом. Через різницю в тисках при електронно-променевому і лазерному зварюванні їх порівняння є не зовсім коректним. Так, при лазерному зварюванні вплив атмосфери низького тиску призводить до збіль-

шення глибини проплавлення на 10...20 % [15]. Проте, виконаємо таке порівняння для одержання оціночних результатів. Для електронно-променевого зварювання пластин товщиною 1,5 мм обрані наступні параметри режиму: напруга, що прискорює, $U = 100$ кВ, струм пучка $I = 7$ мА, швидкість зварювання $v = 8,5$ мм/с. При цьому щільність потужності електронного пучка становить $\sim 14 \cdot 10^4$ Вт/см², що відповідає потужності лазерного пучка ~ 300 Вт. Можна припустити, що при еквівалентній лазерній потужності 600 Вт швидкість зварювання становитиме ~ 17 мм/с. Аналогічні дані отримуємо з графіка рис. 6, а. З урахуванням різниці в тисках можна припустити, що розбіжність експериментальних та розрахункових значень становить до 20 %.

Висновки

1. Запропоновано методику розрахункового визначення параметрів режиму лазерного зварювання тонкостінних (товщиною до 2,5 мм) виробів із високоміцних легких металів та сплавів. Експериментальна перевірка на зразках із алюмінієвих сплавів серії 7xxx системи Al–Zn–Mg–Cu та порівняння з літературними даними щодо зварювання берилієвих сплавів показали, що похибка запропонованої методики становить до 15...20 %.
2. Із застосуванням даної методики обрано основні параметри лазерного зварювання конструкції зі сплаву 7075 із товщиною стінки 1,5 мм швами глибиною та шириною 0,5...1,5 мм. Встановлено, що при зварюванні випромінюванням волоконного лазера потужністю до 650 Вт зі швидкостями не менше 33,3 мм/с забезпечується мінімальне об'ємне нагрівання виробів не вище 100 °С.
3. Розв'язання нелінійного рівняння теплового балансу дозволило визначити температуру нагрівання виробу після зварювання з похибкою до 10 %.
4. Експериментальні дослідження показали, що характерними дефектами лазерного зварювання алюмінієвих сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu є внутрішні пори діаметром 0,05...0,2 мм і тріщини в кореневій частині швів при формуванні їх з неповним проплавленням. Формування пор може бути пов'язане із потраплянням в зварювальну ванну повітря зі стику, а тріщин – з роботою стику як надріза-концентратора, який під дією залишкових напружень сприяє тріщиноутворенню.

Присвячення. Автори присвячують дану роботу пам'яті д-ра техн. наук, проф. В.М. Сидорця (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України), завдяки труду якого вона виконана.

Робота виконувалась при підтримці проектів:

1. The National Key Research and Development Program of China – in the framework of the

strategy «One Belt – One Road» (grant number 2020YFE0205300);

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

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

Список літератури/References

1. Bunaziv, I., Akselsen, O.M., Ren, X. et al. (2021) A Review on Laser-Assisted Joining of Aluminium Alloys to Other Metals. *Metals*, **11**, 1680, 1–40. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11111680>
2. Criss, E.M. (2015) *Surrogacy of Beryllium Welds and Heat Transfer in Metals*, Dissertation for the degree Doctor of Philosophy (Mechanical Engineering), University of California, San Diego (USA) – 129 p. Permalink: <http://escholarship.org/uc/item/8sx939v4>
3. Zhao, T., Sato, Y.S., Xiao, R. et al. (2020) Laser pressure welding of Al–Li alloy 2198: effect of welding parameters on fusion zone characteristics associated with mechanical properties. *High Temperature Materials and Processes*, **39**, **1**, 146–156. DOI: <https://doi.org/10.1515/htmp-2020-0047>
4. Miyagi, M., Wang, H., Yoshida, R. et al. (2018). Effect of alloy element on weld pool dynamics in laser welding of aluminum alloys. *Scientific Reports*, **8**, 12944. 1–10. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-018-31350-4>
5. 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>
6. Ahn, J., Chen, L., He, E. et al. (2018) Optimisation of process parameters and weld shape of high power Yb-fibre laser welded 2024-T3 aluminium alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, **34**, Part A., 70–85. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.05.028>
7. Veness, R., Simmons, G., Dorn, C. (2011) *Development of beryllium vacuum chamber technology for the LHC. Proceedings of IPAC2011*, San Sebastián, Spain, TUPS024, 1578–1580.
8. Doshi, S.J., Gohi, 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>
9. 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.
10. Чиркин В.С. (1968) *Теплофизические свойства материалов ядерной техники*. Справочник. Москва, Атомиздат.
11. Chirkin, V.S. (1968) *Thermophysical properties of materials of nuclear engineering*. Handbook. Moscow, Atomizdat [in Russian].
12. 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/tpwj2015.12.03>
13. Miller, E., Liu, S. (2018) *Laser Welding of Aluminum Alloys*. ASM HANDBOOK ONLINE. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v02a.a0006502>
14. 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.
15. Campbell, R.P., Dixon, R.D., Liby, A.L. (1978) *Electron-beam fusion welding of beryllium*. Rockwell International (USA), RFP-2621, January 1, 1978.
16. Хаскин В.Ю., Шулым В.Ф., Бернацкий А.В. и др. (2012) Лазерная сварка в атмосфере низкого давления. *Вісник НУК*, **5**, 167–169.
17. Khaskin, V.Yu., Shulym, V.F., Bernarsky, A.V. et al. (2012) Laser welding in low pressure atmosphere. *Вісник НУК*, **5**, 167–169 [in Russian].

SELECTION OF PARAMETERS OF LASER WELDING OF THIN-WALLED ITEMS FROM LIGHT ALLOYS WITH NONTHROUGH THICKNESS PENETRATION

V.M. Korzhyk^{1,2}, V.Yu. Khaskin^{1,2}, S.I. Peleshenko², A.A. Grynyuk³, Dong Chunlin¹, E.V. Ilyashenko², Yao Yuhui⁴¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou, 510650, China. E-mail: patonjournal@gwi.gd.cn²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua³NTUU «Igor Sikorskyi Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohy Prosp., 03056, Kyiv⁴Shenzhen Hanzhizi Technology Co., Ltd. 6th Floor, Building B, Bantian International Center, 5 Huancheng South Road, Longgang District, Shenzhen, Guangdong, China, E-mail: 514929948@qq.com

Light metal alloys (in particular, beryllium and aluminium) are applied in different engineering fields, for instance for fabrication of rocket and aircraft elements. When designing such engineering elements, there is the need to produce welded joints with different types of welds. Laser welding with nonthrough thickness penetration can be used for item sealing, welding-on flanges and welding thin-walled structures of up to 2-3 mm thickness. Toxic fumes form in welding beryllium alloys. Such a peculiarity requires reducing the number of technological experiments, aimed at selection of mode parameters. An up-to-date approach to solving the problem of light alloy welding is performance of preliminary calculated determination of mode parameters with their further experimental verification. Technological verification can be performed on high-strength aluminium alloys close by their physico-mechanical characteristics to beryllium alloys. Therefore, this work is devoted to preliminary determination of mode parameters of laser welding by a sealing weld with nonthrough thickness penetration of thin-walled flanges of cylindrical parts and box-shaped items from light metals and alloys based on Be and Al, taking into account the temperature of heating after welding. A procedure of preliminary calculated determination of mode parameters of laser welding of parts from a beryllium-based alloy is proposed in the work, which is suitable for both through-thickness and nonthrough-thickness penetration. Nonthrough-thickness penetration can be applied for welding-on flanges by a sealing weld. Experimental verification on samples from alloys of Al–Zn–Mg–Cu system and comparison with published data on beryllium alloy welding showed that the error of the proposed procedure is in the range of up to 15 – 20%. 15 Ref., 5 Tabl., 9 Fig.

Keywords: laser welding, light alloys, penetration, mode parameters, error, pores, cracks

Надійшла до редакції 14.04.2022

РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

РІЗАННЯ ВИБУХОМ ПІД ВОДОЮ ПРИ БУДІВНИЦТІ МОРСЬКИХ ПЛАТФОРМ

Процес будівництва стаціонарних платформ проходить у кілька етапів: виготовлення основи платформи на заводі, її транспортування до місця установки, установка і кріплення, остаточне добудування. Для керування плавучістю основи до неї кріпляться понтони, які видаляються після установки на місце майбутньої експлуатації.

При будівництві в Азербайджанському секторі Каспійського моря стаціонарної платформи МСП-7 до неї з двох сторін за допомогою зварювання в шести місцях трубами діаметром 1784 мм із товщиною стінки 25 мм були прикріплені 2 понтони. Понтони являють собою рамкову конструкцію, виготовлену із труб діаметром 4160 мм вагою 489 т і водотоннажністю 2269 т. Понтони відділялися від корпусу платформи енергією вибуху по одному, з різанням в 3-х місцях на глибині 30 м і в 3-х місцях на глибині 12 м.

Використання запропонованої технології дозволяє скоротити час виконання робіт як мінімум в 2...3 рази при додатковій економії витрат на матеріали і устаткування. Отриманий при проведенні цих робіт досвід показав, що розділове різання під водою енергією вибуху доцільно з точки зору скорочення строків виконання робіт та їх вартості.



Перенесення заряду водолазом до місця встановлення



Базова платформа МСП-7 з зварними понтонами



Сегментний заряд



Зрізаний понтон на поверхні

АРГОНОДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ, ЛЕГОВАНОГО КРЕМНІЄМ

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

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

Зварювання титанових сплавів, легованих кремнієм, вимагає застосування додаткових технологічних операцій, таких як локальна термічна обробка та попередній підігрів. В зв'язку з тим, що аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом набуло широке застосування в промисловості, досліджено можливість застосування попереднього підігріву для аргонодугового зварювання жароміцного псевдо- α титанового сплаву системи Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si. В роботі було застосовано попередній підігрів з'єднань до температур 200 та 400 °С. Температура попереднього нагріву перед зварюванням в діапазоні 200...400 °С не впливає на кінцеву мікроструктуру отриманих зварних з'єднань. Найбільшу тимчасову міцність мають з'єднання АДЗ жароміцного псевдо- α сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконані з попереднім підігрівом 400 °С, на рівні $\sigma_b = 1160,1$ МПа, показники ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань знаходяться на рівні 8,3 Дж/см². Бібліогр. 12, табл. 4, рис. 6.

Ключові слова: титан, титанові сплави, дисперсійне зміцнення, жароміцний псевдо- α титановий сплав, аргонодугове зварювання, структура, властивості, міцність

Вступ. Сплави на основі титану мають високу питому міцність в діапазоні температур до 400 °С. Титанові сплави, призначені для застосування при підвищених температурах, такі як ВТЗ, ВТ9, ВТ8, відносяться до групи псевдо- α сплавів. В останні роки дослідження проводяться в двох напрямках – розробка двофазних жароміцних ($\alpha+\beta$)-титанових сплавів, та подальше підвищення властивостей існуючих псевдо- α сплавів [1]. Наприклад, новий жароміцний сплав ВТ25У [2] має значення показників $\sigma_b = 1080$ МПа при 20 °С та $\sigma_b = 784$ МПа при 550 °С [3]. Один із шляхів подальшого підвищення робочої температури псевдо- α -титанових сплавів – це додаткове легування кремнієм [4, 5]. Істотним недоліком титанових сплавів, легованих кремнієм, є складність їх зварювання, що обумовлено виникненням холодних тріщин в зварних з'єднаннях. Тому зварювання таких сплавів вимагає застосування додаткових технологічних операцій, таких як локальна термічна обробка та попередній підігрів, а виконувати зварювання рекомендують електронним променем (ЕПЗ) [6].

Аргонодугове зварювання вольфрамовим електродом (АДЗ) або TIG-зварювання набуло найбільш широке застосування в промисловості завдяки тому, що цей спосіб зварювання є дешевим та універсальним [7]. Перевага АДЗ над MIG зварюванням полягає в тому, що процес може виконуватися без застосування присадного металу [8], а також наскрізним проплавленням [9]. Оскільки в роботі [10] показано, що при ЕПЗ сплавів, легованих кремнієм, найкращий комплекс властивостей мають з'єднання, які виконані з попереднім піді-

грівом, тому доцільно дослідити можливість АДЗ з застосуванням попереднього підігріву жароміцних сплавів, легованих кремнієм, і порівняти властивості з'єднань, отриманих АДЗ та ЕПЗ.

Метою роботи є визначення впливу попереднього підігріву на структуру і властивості зварних з'єднань, виконаних аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом (АДЗ), із застосуванням попереднього підігріву 200 та 400 °С експериментального жароміцного псевдо- α титанового сплаву, легованого кремнієм.

Матеріал та методика дослідження. Досліджувалась структура і властивості зварних з'єднань, виконаних АДЗ, псевдо- α титанового сплаву системи Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si. В даній роботі було застосовано попередній підігрів з'єднань до температур 200 та 400 °С. Температура 400 °С – це гранична температура, при якій не виникає окислення деталей жароміцних титанових сплавів.

Виплавку злитка здійснювали на гарнісажній електронно-променевої установці ІСВ-004 [11]. Хімічний склад сплаву наведено в табл. 1, сплав має коефіцієнт стабілізації β -фази $K_\beta = 0,1$. Отриманий зливок прокатувався до товщини 13 мм. Після прокату для стабілізації структури і зняття напружень пластини піддавалися відпалу при температурі 800 °С протягом 1 год.

Відпалені пластини обробляли з метою видалення окисленого шару до товщини 8 мм. Виконували АДЗ зразків загальним розміром 150×80×8 мм. Зварювання здійснювали з однієї сторони за один прохід наскрізним проплавлен-

Таблиця 1. Хімічний склад жароміцного псевдо-α титанового сплаву

Вміст легуючих елементів, мас. %						Вміст домішок, мас. %		K_{β}
Al	Sn	Zr	Mo	V	Si	[O]	[N]	
5,64	2,20	3,53	0,43	0,95	0,56	0,09	0,02	0,6

ням без подачі присадного дроту. Попередній підігрів при зварюванні виконувався вольфрамовими спіралями, закріпленими на захисній підкладці зі зворотного боку зразків. Захисна підкладка також виконує функцію захисту зворотної сторони з'єднання при зварюванні та остиганні металу шва, з цією метою при зварюванні в підкладку подається підігрітий захисний газ – аргон. Контроль температури попереднього підігріву здійснювався за допомогою термопар, прикріплених на лицьовій стороні з'єднання. Режими одностороннього аргонодугового зварювання вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням жароміцного титанового псевдо-α сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si наведено в табл. 2.

Експериментальні дослідження. Повний провар зразків товщиною 8 мм відбувається при АДЗ без флюсу наскрізним проплавленням при струмі зварювання 320...330А та швидкості зварювання 8 м/год (див. табл. 2). Зварювання з попереднім підігрівом дозволяє дещо знизити струм зварювання до 320А. АДЗ по флюсу (режим № 3) за рахунок стискання аргонної дуги дозволяє суттєво знизити погонну енергію зварювання та збільшити швидкість зварювання при забезпеченні повного провару металу товщиною 8 мм.

Поперечні макрошліфи зварних з'єднань жароміцного псевдо-α титанового сплаву з дисперсійним зміцненням, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 200 та 400 °С, наведено на рис.1.

Параметри отриманих зварних швів наведено в табл. 3. Площа шва при АДЗ по флюсу на 30 % менше ніж при АДЗ наскрізним проплавленням. Таким чином, АДЗ по флюсу дозволяє виконувати зварювання титанового псевдо-α сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si на режимах з мінімальною погонною енергією та поперечною площею металу шва та ЗТВ.

Таблиця 2. Режими одностороннього АДЗ наскрізним проплавленням жароміцного титанового псевдо-α сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si

Номер режиму	Струм зварювання $I_{зв}$, А	Напруга на дузі U_d , В	Швидкість зварювання $v_{зв}$, м/г	Довжина дуги передувана L_d , мм	Температура попереднього підігріву $T_{підгр}$, °С
1	330	12	8	2	200
2	320	12	8	2	400
3 (по флюсу)	400	12	16	2	200

Таблиця 3. Параметри зварних швів зразків товщиною 8 мм жароміцного псевдо-α титанового сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si, виконаних АДЗ

Номер режиму	Ширина шва зверху, мм	Ширина шва знизу, мм	Площа шва, мм ²	Ширина ЗТВ, мм	Площа шва+ЗТВ, мм ²
1	15,8	4,6	80,4	21,4	176,5
2	20,9	1,6	81,1	26,1	227,4
3 (по флюсу)	8,8	3,5	55,6	14,7	113,2

Результати досліджень. Дослідження мікроструктури отриманих зварних з'єднань дозволило встановити, що в стані після прокатування основний метал сплаву має пластинчасту структуру (рис. 2, а, б), складається з великих первинних зерен (рис. 2, а) з роздробленою при прокатуванні оторочкою, в яких після охолодження прокату до температур нижче $T_{\text{пп}}$ стався розпад β-фази з утворенням пластин α-фази, що створюють структуру корзинкового плетіння (рис. 2, б). Довжина пластин становить 5...30 мкм, товщина 1...5 мкм. При більшому збільшенні видно, що у межах α-пластин (рис. 2, в) і межах первинних зерен відбувається виділення великої кількості дисперсних час-

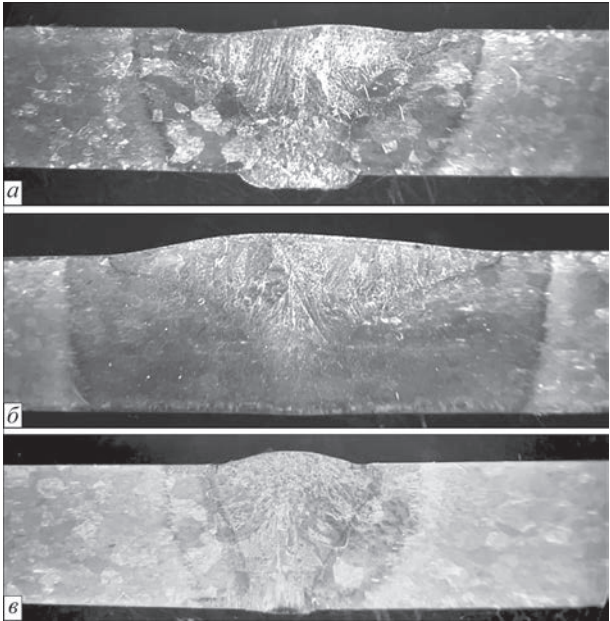


Рис. 1. Поперечні макрошліфи зварних з'єднань товщиною 8 мм жароміцного псевдо-α титанового сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si: а – АДЗ з підігрівом 200 °С (режим № 1); б – АДЗ з підігрівом 400 °С (режим № 2); в – АДЗ по флюсу з підігрівом 200 °С (режим № 3)



Рис. 2. Мікроструктура основного металу жароміцного псевдо- α титанового сплаву Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si (опис *a–в* див. у тексті)

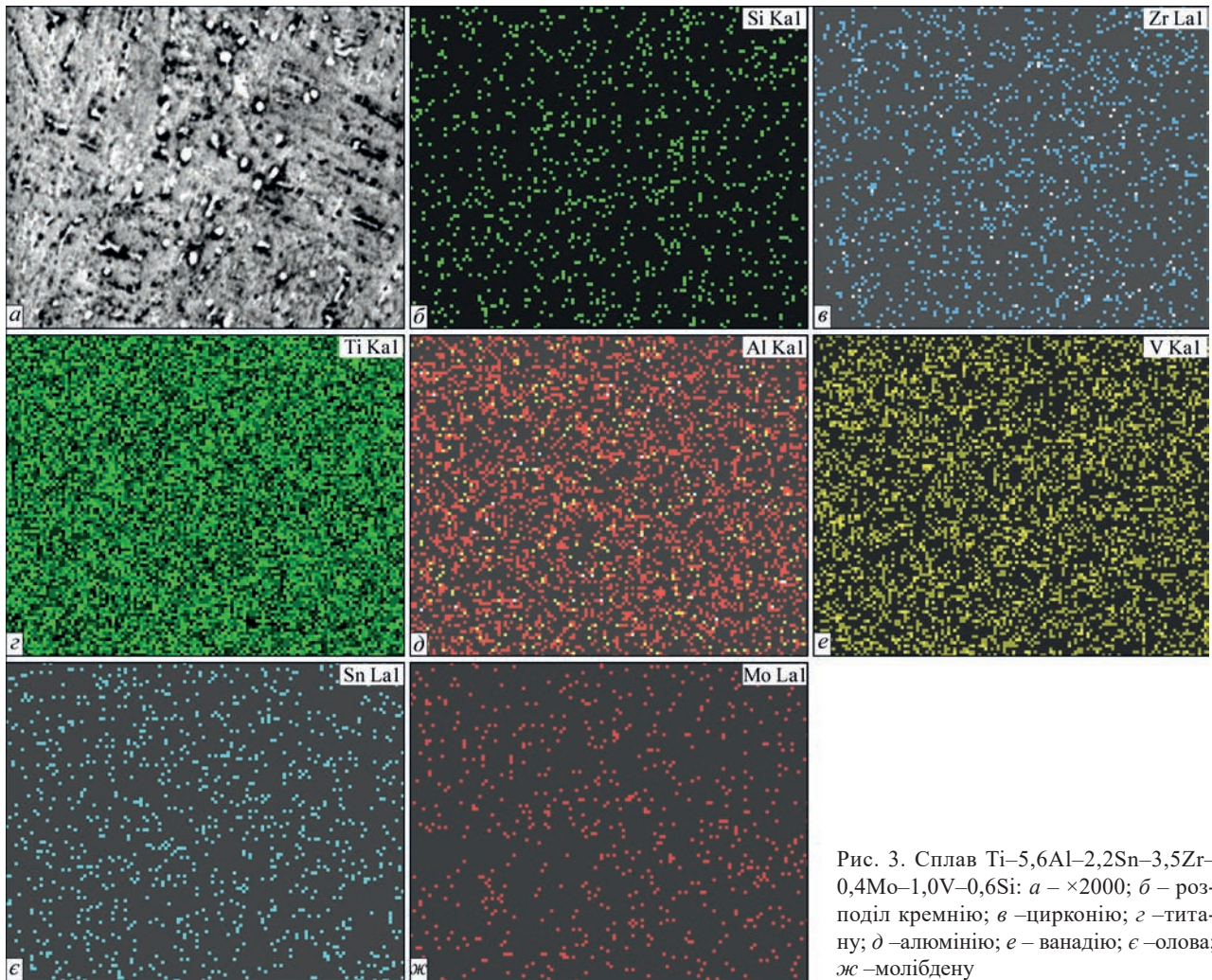


Рис. 3. Сплав Ti–5,6Al–2,2Sn–3,5Zr–0,4Mo–1,0V–0,6Si: *a* – $\times 2000$; *б* – розподіл кремнію; *в* – цирконію; *г* – титану; *д* – алюмінію; *е* – ванадію; *є* – олова; *ж* – молібдену

тинок розміром до 1 мкм. Ці дисперсні частинки є силіцидом титану $(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$, оскільки вміст кремнію в сплаві перевищує межу його розчинності в α -титані, який становить 0,12... 0,45 % кремнію [12]. Частинки силіцидів розташовані відносно рівномірно в межах первинних β -зерен (рис. 2, *в*).

Дисперсні частинки силіцидів розташовані досить рівномірно і не складають видимий візерунок. На картах розподілу елементи теж розташовані досить рівномірно без видимого візерунку (рис. 3, *а–ж*). Але на спектрах, які отримані при проходженні мікрозондом по лінії через частинки видно, що в місцях розташування частинок

збільшується концентрація кремнію та цирконію (рис. 4, *а–в*) і зменшуються концентрації алюмінію, олова, молібдену, ванадію (рис. 4, *г–є*). Це знову свідчить про те, що в цьому сплаві мають бути складні комплекси типу $(\text{Ti}, \text{Zr})_5\text{Si}_3$ або $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$.

Метал шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 400 °С, складається з витягнутих у напрямку тепловідведення первинних зерен (рис. 5, *а*). Внутрішньозеренна мікроструктура металу шва відноситься до того ж типу, що і мікроструктура ОМ. Відмінність полягає в розмірах α -пластин, що утворюються, їх довжина в металі шва дещо більша, вона становить в ос-

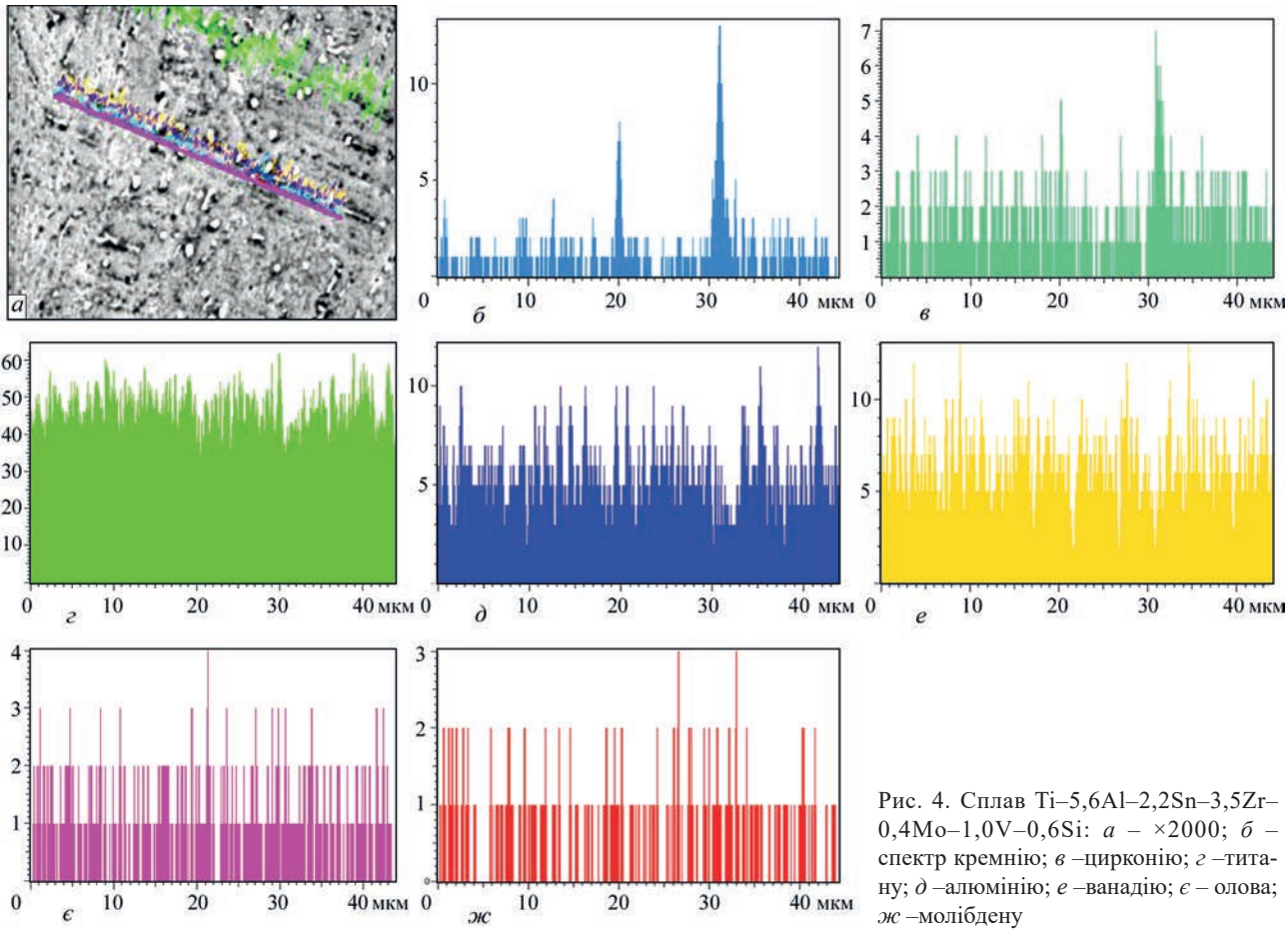


Рис. 4. Сплав Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si: а – $\times 2000$; б – спектр кремнію; в – цирконію; г – титану; д – алюмінію; е – ванадію; є – олова; ж – молибдену

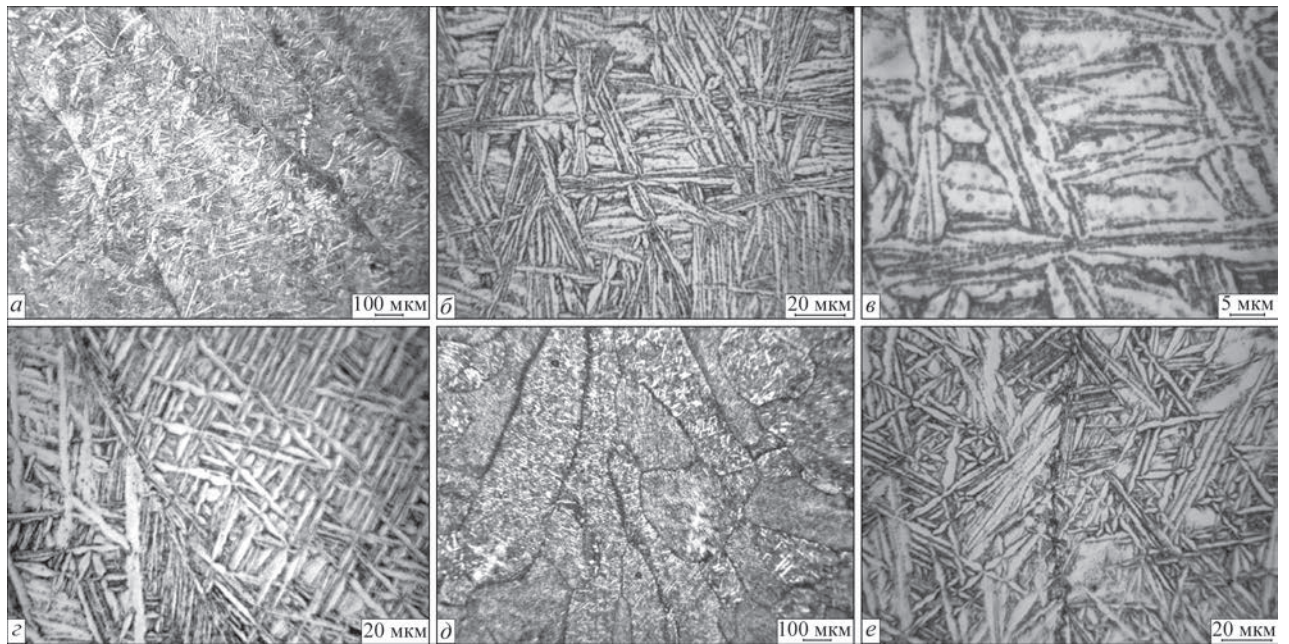


Рис. 5. Мікроструктура металу шва з'єднань жароміцного псевдо- α титанового сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконаних АДЗ в стані після зварювання: а-в – режим № 2 (400 °С); г-№ 1 (200 °С); д, е – № 3 по флюсу (200 °С)

новному 5... 60 мкм (рис. 5, б, в), хоча зустрічаються окремі пластини, довжина яких перевищує 100 мкм. Дисперсні частинки, що є силіцидом титану, в металі шва також локалізуються на межах зерен і пластин (рис. 5, в), там же локалізується і присутня в псевдо- α сплавах β - або α -фаза іншого ступеня легування.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ із попереднім підігрівом 200 °С, ідентична мікроструктурі металу зварного шва, виконаного з попереднім підігрівом 400 °С. Структура кошикового плетіння в металі шва, виконаного на режимі № 1, утворена α -пластинами, довжина та товщина яких відповідає цим пара-

метрам у металі шва, виконаного на режимі № 2. Спостерігаються тут пластини великої довжини, що перевищує 100 мкм (рис. 5, *з*). Розподіл та розміри дисперсних виділень частинок силіциду титану Ti_3Si_3 в металі шва аналогічно такому у шві з'єднання, розглянутого вище.

Мікроструктура металу шва з'єднання, виконаного АДЗ по флюсу з попереднім підігрівом 200 °С, наведена на рис. 5, *д*, *е*. Як видно на наведених вище зображеннях, тип внутрішньозеренної мікроструктури металу шва цього з'єднання, параметри і характер розподілу структурних складових збігаються з відповідними структурними елементами металу шва, виконаного АДЗ без застосування флюсів. Отже, застосування флюсу в процесі зварювання не вплинуло на внутрішньозеренну мікроструктуру металу шва жароміцного псевдо- α титанового сплаву $Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si$. Очевидно, застосування флюсу вплинуло лише на розміри зон зварного з'єднання.

В зоні сплавлення з'єднань, виконаних АДЗ з підігрівом 400 °С, можна бачити, як великі рівновісні зерна навколошовної зони ЗТВ змінюються витягнутими зернами металу шва (рис. 6, *а*, *б*); внутрішньозеренна структура навколошовної зони, ОМ та металу шва подібні. Довжина пластин становить 5... 30 мкм, товщина 1...5 мкм (рис. 6, *в*). Розподіл дисперсних частинок та його розміри відповідають таким у ОМ і шві (рис. 6, *з*). В цілому мікроструктура металу навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного АДЗ з підігрівом 200 °С (рис. 6, *д*), та зварюванням по флюсу (рис. 6, *е*), повністю ідентичні мікроструктурі навколошовної зони зварного з'єднання, виконаного АДЗ з попереднім підігрівом 400 °С.

Встановлення механічних властивостей отриманих зварних з'єднань дозволило зробити висновок, що найбільшу міцність мають з'єднання, виконані з попереднім підігрівом 400 °С (табл. 4), та знаходяться на рівні 96 % від міцності основного металу.

Міцність зварних з'єднань сплаву $Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si$, виконаних АДЗ з попереднім підігрівом 200 °С нижче міцності з'єднань з підігрівом 400 і становить 64 % від міцності основного металу при практично рівній ударній в'язкості зразків із гострим надрізом. Збільшення температури попереднього підігріву з 200 до 400 °С позначається сприятливо на властивостях зварних з'єднань, і призводить до незначного підвищення ударної в'язкості з'єднань. Слід відзначити, що руйнування зразків типу МІ-12 при статичному розтягу відбувалось по металу зварного шва.

Обговорення результатів досліджень. Необхідно відзначити подібність внутрішньозеренних мікроструктур різних зон, таких як основний метал, метал шва і метал ЗТВ кожного з розглянутих зварних з'єднань. Рівномірна однорідна структура повинна гарантувати близькі властивості не тільки різних зон однієї й тієї самої ділянки зварного з'єднання, а й усіх трьох розглянутих зварних з'єднань. Таким чином, аналіз мікроструктури всіх зон зварних з'єднань дозволяє зробити висновок про те, що температура попереднього нагріву перед зварюванням в діапазоні 200...400 °С не впливає на кінцеву мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного псевдо- α сплаву $Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si$ після зварювання.

Якщо порівняти з'єднання, отримані АДЗ зі з'єднаннями, отриманими ЕПЗ з застосуванням

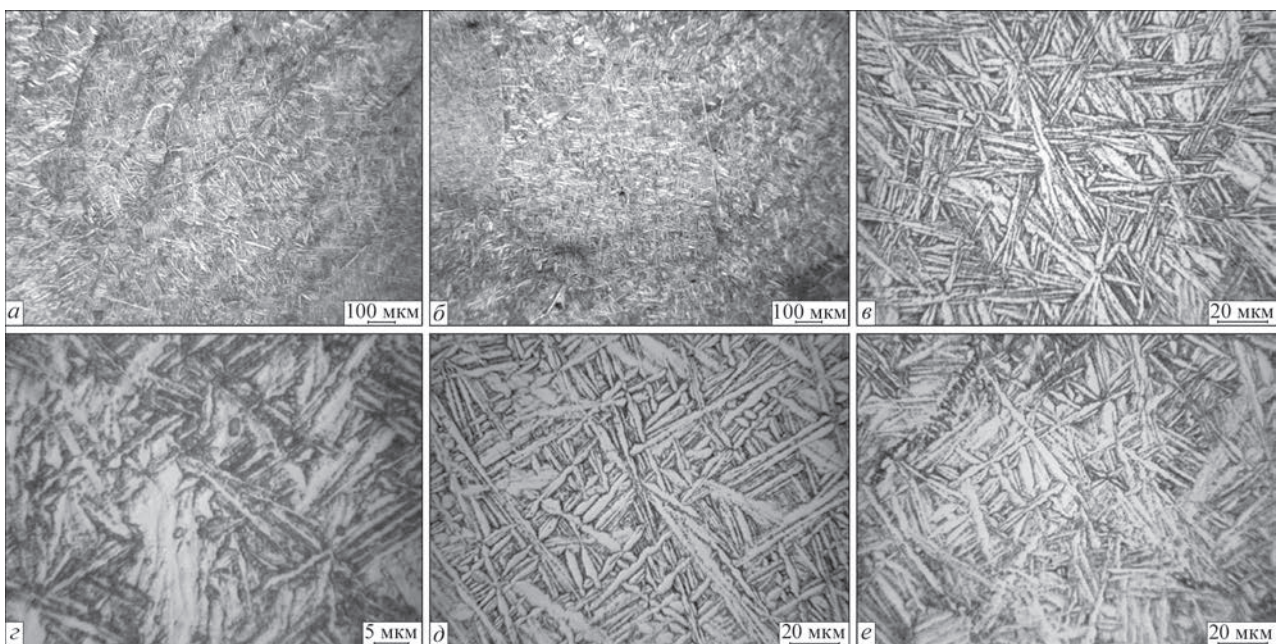


Рис. 6. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднань жароміцного псевдо- α титанового сплаву $Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si$, виконаних АДЗ в стані після зварювання: *а-в* – режим № 3 (400 °С); *г, д* – № 2 (200 °С); *е* – № 4 по флюсу (200 °С)

Таблиця 4. Механічні властивості з'єднань жароміцного псевдо- α титанового сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконаних АДЗ та ЕПЗ з попереднім підігрівом

Номер режиму	Температура попереднього підігріву, °C	Тимчасовий опір розриву σ_b , МПа	Межа плинності σ_r , МПа	Відносне подовження δ_s , %	Ударна в'язкість KCV, Дж/см ²	Примітки
Основний метал	—	1208,2	1106,4	—	9,05	—
АДЗ режим №1	200	778,4	564,1	15,2	7,2	Руйнування зразків МІ12 по шву
АДЗ режим № 2	400	1160,1	—	—	8,3	«-»
ЕПЗ	200	1187,6	—	—	5,4	—
ЕПЗ	400	1192,0	—	—	4,4	—

попереднього підігріву [10], то можна зробити висновок що міцність зварних з'єднань сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконаних АДЗ з попереднім підігрівом 400 °C, становить 97 % від міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 400 °C [10]. Проте ударна в'язкість зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ, майже вдвічі більше та становить 8,3 Дж/см² (табл. 4).

Для зварних з'єднань сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконаних ЕПЗ, збільшення температури попереднього підігріву з 200 до 400 °C не позначається сприятливо на властивостях зварних з'єднань, а призводить до зниження ударної в'язкості з'єднань обох сплавів. Для з'єднань цього сплаву, виконаних АДЗ, підвищення температури попереднього підігріву з 200 до 400 °C призводить до збільшення міцності та ударної в'язкості.

Проведені дослідження дозволили зробити висновок, що для АДЗ жароміцного псевдо- α сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si оптимальною температурою попереднього підігріву є 400 °C. В цьому випадку міцність зварних з'єднань становить не менше 90 % від міцності основного металу. Значення показника ударної в'язкості зразків з гострим надрізом (8,3 Дж/см²) близькі до показників для основного металу (9,0 Дж/см²).

Висновки

1. Метал шва жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si після зварювання має структуру корзинкового плетіння з пластин α -фази, довжина пластин становить 5...30 мкм, товщина 1...5 мкм, а дисперсні частинки силіциду титану та β -фаза локалізуються на межах зерен і пластин.

2. Температура попереднього нагріву перед зварюванням в діапазоні 200...400 °C не впливає на кінцеву мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного псевдо- α сплаву Ti-5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконаних АДЗ, в стані після зварювання.

3. Найбільшу тимчасову міцність мають з'єднання АДЗ жароміцного псевдо- α -сплаву Ti-

5,6Al-2,2Sn-3,5Zr-0,4Mo-1,0V-0,6Si, виконані з попереднім підігрівом 400 °C, на рівні $\sigma_b = 1160,1$ МПа, що відповідає 96 % від міцності основного металу та 97 % від міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом 400 °C, показник ударної в'язкості зразків з гострим надрізом з'єднань, виконаних АДЗ, вдвічі більше та становить 8,3 Дж/см².

Список літератури

1. Мухин В.С. (2007) *Основы технологии машиностроения (авиадвигателестроения)*. Уфа, УГАТУ.
2. Ильенко В.М., Шалин Р.Е. (1995) Титановые сплавы для авиационных газотурбинных двигателей. *Титан (ВИЛС)*, 1-2.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник*. Москва, ВИЛС МАТИ.
4. Иванов В.И., Ясинский К.К. (1996) Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti₃Al и TiAl для работы при температурах 600...800 °C в авиакосмической технике, *Технология легких сплавов*, 3.
5. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1996) *Жаропрочные титановые сплавы*. Справочник. Москва, Металлургия.
6. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
7. Ахонин С.В., Белоус В.Ю. (2017) Аргонодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов. *Автоматическая сварка*, 2, 8–14.
8. Гусева Е.А., Климычев А.И. (1997) Аргонодуговая сварка титановых сплавов сквозным проплавлением. *Сварочное производство*, 2, 15–16.
9. Гуревич С.М. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*: Киев, Наук. думка.
10. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Вржижевский Э.Л., Петриченко И.К. (2017) Влияние предварительного подогрева и локальной термообработки на структуру и свойства соединений дисперсионно-упрочненных титановых сплавов, легированных кремнием, выполненных электронно-лучевой сваркой. *Автоматическая сварка*, 7, 53–58.
11. Левицкий Н.И., Матвинец Е.А., Лапшук Т.В. и др. (2012) Получение сложнолегированных титановых сплавов методом электронно-лучевой гарнисажной плавки. *Металл и литье Украины*, 4, 6–9.
12. Аношкин Н.Ф., Сигалов Ю.М. (2002) Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью. *Технология легких сплавов*, 1, 38–50.

References

1. Mukhin, V.S. (2007) *Fundamentals of mechanical engineering technology (aircraft engine building0*. Ufa, UGATU [in Russian].
2. Iliencko, V.M., Shalin, R.E. (1995) Titanium alloys for aircraft gas turbine engines. *Titan (VILS)*, 1-2 [in Russian].

3. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties: Handbook*. Moscow, VILS MATI [in Russian].
4. Ivanov, V.I., Yasinsky, K.K. (1996) Efficiency of application of heat-resistant alloys based on intermetallics Ti3Al and TiAl for operation at 600-800 °C temperatures in aerospace engineering. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 3.
5. Solonina, O.P., Glazunov, S.G. (1996) *Heat-resistant titanium alloys: Handbook*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu. (2017) Argon-arc welding of titanium and its alloys using fluxes (Review). *The Paton Welding J.*, 2, 7-12.
8. Guseva, E.A., Klimychev, A.I. (1997) Through penetration argon-arc welding of titanium alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, 2, 15-16 [in Russian].
9. Gurevich, S.M. (1990) *Handbook on welding of nonferrous metals*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
10. Akhonin, S.V., Vrzhezhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2017) Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, 7, 43-47.
11. Levitsky, N.I., Matvinets, E.A., Lapshuk, T.V. et al. (2012) Producing of complex titanium alloys by method of electron beam skull melting. *Metall i Litio Ukrainy*, 4, 6-9 [in Russian].
12. Anoshkin, N.F., Sigalov, Yu.M. (2002) Titanium alloys with higher heat resistance. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 1, 38-50 [in Russian].

ARGON-ARC WELDING OF HIGH-TEMPERATURE TITANIUM ALLOY DOPED BY SILICON

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, I.K. Petrychenko, L.M. Radchenko, S.B. Rukhanskyi

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 of titanium alloys, doped by silicon, requires application of additional technological operations, such as local heat treatment and preheating. In view of the fact that tungsten electrode argon-arc welding became widely applied in industry, the possibility of application of preheating for argon-arc welding of high-temperature pseudo~ titanium alloy of Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si system was studied. Joint preheating up to temperatures of 200 and 400 °C was used in the work. Temperature of preheating before welding in the range of 200...400 °C does not influence the final microstructure of the produced welded joints. AAW joints of high-temperature pseudo~ Ti-5.6Al-2.2Sn-3.5Zr-0.4Mo-1.0V-0.6Si alloy, made with preheating up to 400 °C, have the highest ultimate tensile strength on the level of $\sigma_t = 1160.1$ MPa, impact toughness values of samples with a sharp notch are on the level of 8.3 J/cm². 12 Ref., 4 Tabl., 6 Fig.

Keywords: titanium, titanium alloys, dispersion hardening, high-temperature pseudo~ titanium alloy, argon-arc welding, structure, properties, strength

Надійшла до редакції 15.04.2022

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

**LET'S JOIN
THE WORLD!**

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

www.schweissen-schneiden.com

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ПАЯНИХ З'ЄДНАНЬ МОЛІБДЕН–КОВАР

С.В. Максимова, П.В. Ковальчук, В.В. Воронов

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

В роботі висвітлено результати металографічних і мікрорентгеноспектральних досліджень напускних з'єднань молібден–Ковар, які отримані шляхом вакуумного високотемпературного паяння з застосуванням припою на базі системи Cu–Mn–Co. Досліджено вплив витримки при температурі паяння на структуроутворення паяних швів. Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом визначено кількість структурних складових паяного шва: твердий розчин на основі міді, окремі одиничні зерна на основі заліза, реакційний шар у вигляді суцільної смуги на міжфазній границі молібден–припій. Встановлено, що збільшення витримки при температурі паяння сприяє збільшенню ширини реакційного шару з 1 до 3 мкм і призводить до формування ограненої морфології зі сторони металу паяного шва та до появи мікротріщин в ньому, але не впливає на концентрацію молібдену, яка при різній витримці (1...15 хв) знаходиться в межах 55,81...59,05 мас. %. В твердому розчині (матриці) концентрація марганцю зменшується зі збільшенням витримки, концентрація міді підвищується, але кількість заліза практично не змінюється і знаходиться в межах 4,52... 4,95 мас. %. В окремих зернах темної фази, що спостерігаються біля межі з Коваром, збільшення витримки сприяє підвищенню концентрації заліза, нікелю та зниженню вмісту марганцю і міді. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: Ковар, молібден, вакуумне високотемпературне паяння, припій, структура, паяний шов, витримка, реакційний шар, мікрорентгеноспектральний аналіз

Вступ. В умовах сучасної промисловості сплави з заданими фізичними характеристиками знайшли широке використання у вигляді окремих паяних вузлів, що є складовими різних конструкцій. Особливу увагу привертають різномірні паяні з'єднання, наприклад, пара молібден–Ковар. Молібден є важливим конструкційним матеріалом електровакуумної, ракетної, авіаційної техніки, ядерної енергетики. Вдале поєднання комплексу цінних фізико-механічних і корозійних властивостей робить цей метал одним з основних конструкційних матеріалів нової техніки [1–3]. З'єднувати молібден та Ковар доволі складно через різницю їх хімічного складу та фізико-механічних властивостей. Як відомо, існують різні способи з'єднання даної пари матеріалів: дифузійне, електронно-променеве, лазерне зварювання [3–5], але найбільш широке застосування набула технологія з'єднання даних матеріалів шляхом вакуумного паяння.

При паянні молібдену виникають проблеми через високу спорідненість його з киснем, а також схильність до зростання зерна при високій температурі. Температура рекристалізації молібдену (850...1220 °C) залежить від багатьох чинників і в першу чергу від чистоти і ступеня деформації. При переході через поріг рекристалізації молібден стає крихким, що необхідно враховувати при виборі припою для його паяння. Крім того, молібден має невеликий температурний коефіцієнт лінійного розширення ($\alpha = 5,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), що відрізняє його від ме-

талів і сплавів, з якими він зазвичай з'єднується при паянні (мідь, нікель, залізо та ін.) [6].

Істотні проблеми виникають при паянні різномірних матеріалів [7, 8]. Для їх паяння застосовують в якості припою мідь [2], мідь–титан [9], пластичні срібні припої [10].

Припій при температурі паяння повинен однаково добре змочувати обидва основні матеріали, інакше він замість заповнення паяльних зазорів буде розтікатися по поверхні одного з матеріалів, що краще змочується. Молібден і залізо (що є складовою Ковару) мають значні області розчинності при високій температурі, але при зниженні температури ці області швидко звужуються і при кімнатній температурі взаємна розчинність практично відсутня [11]. Між розглянутими елементами є ряд інтерметалідних фаз, які відіграють негативну роль, приводячи до крихкості як зварних, так і паяних з'єднань [5, 8]. Тому вивчення формування структури міжфазної границі молібден–припій–Ковар має важливе значення при створенні нероз'ємних різномірних з'єднань молібден–Ковар.

Метою даної роботи є дослідження впливу часу витримки на структуроутворення паяних швів і ширину реакційного шару при високотемпературному паянні різномірних з'єднань молібден–Ковар (з застосуванням припою системи мідь–марганець) в умовах вакууму.

Експериментальна частина. В якості основного металу використовували пластини не-

Максимова С.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0158-5760>, Ковальчук П.В. – <https://orcid.org/0000-0002-2313-5982>, Воронов В.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0410-1154>

© С.В. Максимова, П.В. Ковальчук, В.В. Воронов, 2022

ржавіючої сталі 12X18H10 (Fe–(17-18)Cr–(8,0-10)Ni– $\leq 2,0$ Mn– $\leq 0,8$ Si– $\leq 0,12$ C), що характеризується високими антикорозійними властивостями, прецизійний сплав Ковар марки 29НК (Fe–29Ni–17Co) і припій на базі системи мідь-марганець (Cu–Mn–4,5Co) зі структурою твердого розчину. Останній отримували шляхом виплавки в лабораторній установці в захисному середовищі аргону і використовували в литому стані у вигляді шматочків (розміром не більше 2 мм). Перед паянням поверхні з'єднуваних матеріалів шліфували на алмазному диску з зернистістю 125 мкм.

Паяння різномірних напускних з'єднань (з капілярним зазором) проводили у вакуумній печі з радіаційним нагрівом при температурі, що перевищує температуру ліквідусу ($T_{\text{л}} = 966$ °C) припою на 30 °C, час витримки складав 1, 3 та 15 хв. Отримані зразки різали перпендикулярно поверхні пластини і за стандартною методикою готували мікрошліфи та вивчали хімічну неоднорідність із застосуванням скануючого електронного растрового мікроскопу TescanMira 3 LMU. Мікрорентгеноспектральні дослідження і визначення локального розподілу елементів в окремих фазах проводили з використанням енергодисперсійного спектрометра «Oxford Instruments X-max 80 mm²», який оснащений програмним пакетом INCA. Мі-

крошліфи досліджували без хімічного травлення [12]. Твердість визначали з застосуванням мікротвердоміру ПМТ-3 при навантаженні $P = 50$ г ($\tau = 0,15$ хв).

Результати експериментів та їх аналіз. При паянні напускних різномірних з'єднань молібден–Ковар формуються щільні паяні прямі (рис. 1, а) та зворотні галтельні ділянки (рис. 1, б).

Припій добре розтікається по основному металу і затікає в капілярний зазор [13]. Результати металографічних досліджень і мікрорентгеноспектрального аналізу паяних з'єднань молібден–Ковар ($\tau = 1$ хв) показали, що шви характеризуються однорідною структурою (рис. 2, а, б).

Структура паяного шва представлена твердим розчином на основі системи мідь-марганець–нікель–кобальт, що містить незначну кількість заліза (4,52 %) і є матрицею. Окрім того, на фоні даної матриці спостерігаються окремі темні зерна на основі заліза, які слабо візуалізуються (табл. 1, спектр 1, рис. 2, в).

Можна припустити, що при паянні протікають дифузійні процеси (або диспергація Ковару) і окремі зерна основного металу (табл. 1, спектр 1, рис. 2, в) у вигляді темних зерен виділяються на фоні матриці-твердого розчину. По мірі віддалення їх від Ковару концентрація заліза і нікелю

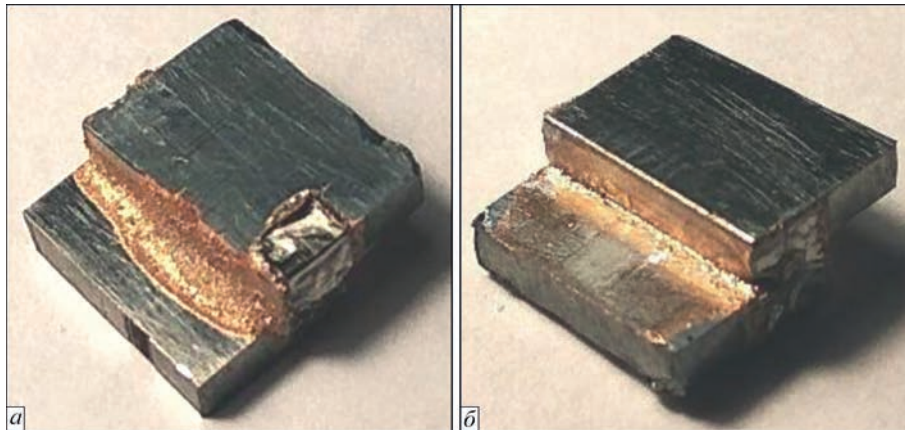


Рис. 1. Зовнішній вигляд паяного різномірного з'єднання молібден–Ковар при витримці 15 хв: пряма (а) та зворотна галтелі (б)

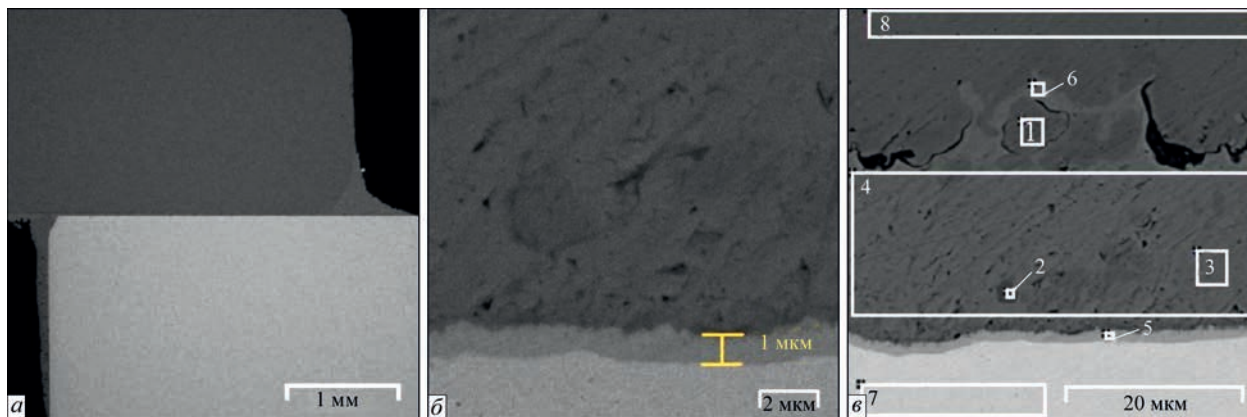


Рис. 2. Зовнішній вигляд (а), реакційний шар (б) і ділянки (в), в яких визначали хімічну неоднорідність паяного з'єднання Мо–Ковар ($\tau = 1$ хв)

Таблиця 1. Хімічна неоднорідність паяного з’єднання Мо–Ковар (τ = 1 хв)

Номер спектра	Хімічні елементи, мас %					
	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
1	22,12	39,49	17,62	13,50	6,42	0,85
2	29,99	28,25	21,43	5,06	10,07	5,21
3	26,53	4,52	4,41	5,37	59,17	–
4	26,33	5,71	5,02	5,15	57,79	–
5	10,25	18,26	11,80	0,69	2,57	56,42
6	24,06	8,87	5,62	9,15	52,30	–
7	–	–	–	–	0,48	99,52
8	0,69	52,79	17,75	28,77	–	–

в даних зернах зменшується, а марганцю, кобальту, міді – зростає (табл. 1, спектр 2, рис. 2, в), що свідчить про їх насичення складовими хімічними елементами припою (або частковим розчиненням в рідкому припої при паянні). Слід зазначити, що концентрація заліза в твердому розчині паяного шва, що прилягає до молібдену, не змінюється і залишається на рівні 4,52 %. При дослідженні хімічного складу твердого розчину на ділянках, що розташовані ближче до Ковару, визначено підвищену концентрацію заліза – 5,71 %.

Зі сторони молібдену, що межує з металом шва, формується реакційний шар на основі молібдену: 56,42Мо–18,26Fe–11,80Co–10,25Mn шириною 1 мкм, який містить незначну кількість міді і нікелю (рис. 2, а–в, табл. 1, спектр 5). Підвищення часу витримки при вакуумному паянні з однієї до трьох хвилин призводить до незначного збільшення його ширини до 1,25...2,0 мкм (рис. 3, табл. 2 спектр 2), але концентрація молібдену залишається на тому ж рівні (табл. 2, спектр 2, рис. 3, б).

Відповідно до бінарної діаграми стану Fe–Mo (рис. 4) залізо і молібден обмежено розчинні і утворюють декілька інтерметалідних фаз: при високій температурі – стабільні інтерметалідні фази FeMo (σ-фаза) і Mo₃₈Fe₆₂ (R-фаза); в твердому стані за перитектичними реакціями утворюються ще дві інтерметалідні фази: Fe₂Mo і Fe₇Mo₆. Особливістю високотемпературних фаз FeMo (σ-фази) і Mo₃₈Fe₆₂ (R-фази) є те, що в результаті зниження температури вони трансформуються в μ-фазу, область гомогенності якої становить 44...58 ат. % і тверді розчини на основі Mo і αFe (відповідно) [11].

За перитектоїдною реакцією утворюється сполука MoFe₂ (фаза Лавеса) з областю гомогенності 66,3 ± 0,2 ат. % заліза (при температурі 950 ± 50 °C). Такий фазовий склад характерний для бінарних сплавів даної системи, що приведені до рівноважного стану шляхом здійснення термічної обробки [11].

Слід зазначити, що кристалізація металу паяного шва протікає в нерівноважних умовах за

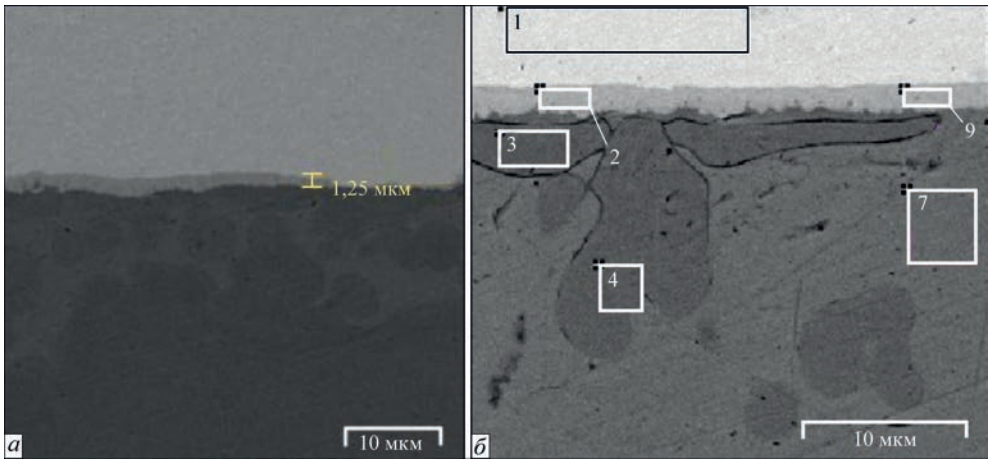


Рис. 3. Мікроструктура (а) і електронне зображення (б) паяного з’єднання Мо–Ковар (τ = 3 хв)

Таблиця 2. Хімічна неоднорідність паяного з’єднання Мо–Ковар

Номер спектра	Хімічні елементи, мас. %					
	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
1	–	–	–	–	–	100,00
2	8,64	19,78	11,08	1,29	2,78	56,43
3	26,51	30,35	20,89	5,62	1,06	5,56
4	26,54	28,36	18,20	7,17	19,73	–
7	24,01	4,43	3,16	5,19	63,21	–
8	23,68	10,09	6,48	6,14	52,24	1,39
9	7,76	19,97	10,98	1,17	1,07	59,05

наявності дифузійних процесів і градієнту концентрацій на міжфазній границі основний ме-

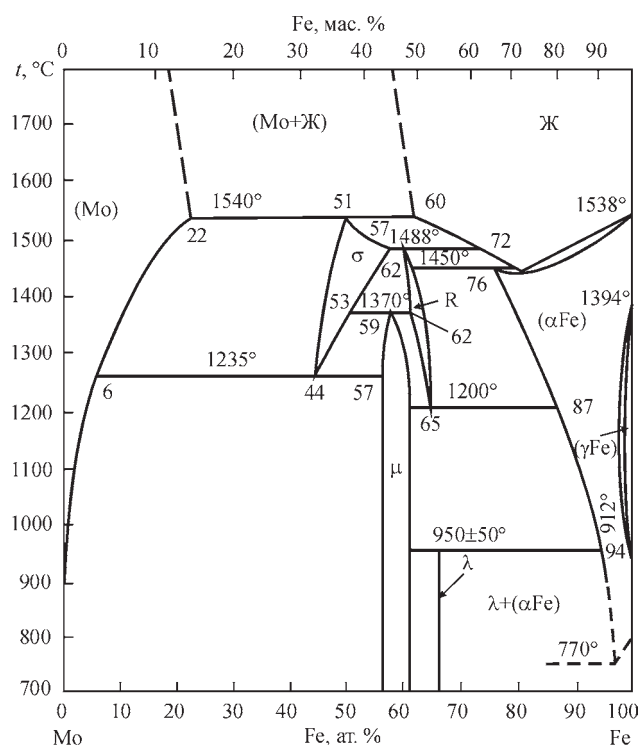


Рис. 4. Бінарна діаграма стану металічної системи Fe–Mo [11]

тал–припій, що впливає на хімічний склад металу паяного шва і його морфологію [14]. На основі отриманих результатів локального мікрорентгено-спектрального аналізу можна припустити, що такі умови кристалізації металу паяного шва сприяють формуванню складної інтерметалідної фази на основі молибдену $\text{Mo}_{36}(\text{Fe}, \text{Co}, \text{Mn}, \text{Cu}, \text{Ni})_{44}$, яка спостерігається у вигляді суцільної смуги – реакційного шару вздовж паяного шва і містить окрім заліза і молибдену інші складові елементи припою і основного металу. Між високотемпературними модифікаціями γ -залізом і α -кобальтом утворюється безперервний ряд твердих розчинів, аналогічно високотемпературній області бінарної системи залізо–марганець [11]. Щодо концентрації міді і нікелю, то вона незначна в даній фазі і не може суттєво впливати на її властивості.

Подальше збільшення часу витримки до 15 хв призводить до збільшення ширини реакційного шару в межах 2...3 мкм (рис. 5).

Концентрація молибдену практично не змінюється і залишається на тому ж рівні, що і в попередніх зразках (табл. 3, спектри № 2 і № 9). В окремих ділянках реакційного шару (зі сторони припою) його морфологія зазнає змін і трансформується в огранену поверхню (рис. 5, б, в).

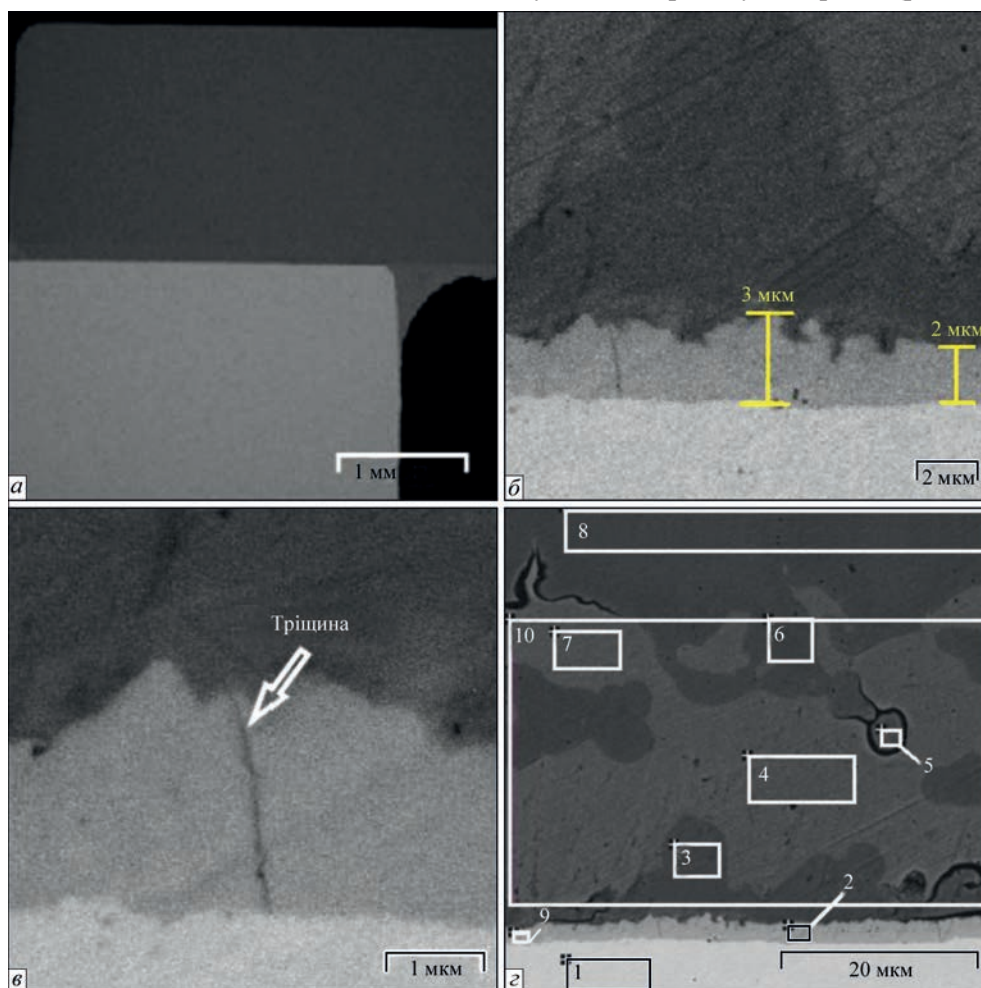


Рис. 5. Зовнішній вигляд (а), реакційний шар (б, в) і електронне зображення (г) мікроструктури паяного з'єднання Мо–Ковар ($\tau = 15$ хв)

Окрім того, збільшення часу витримки призводить не тільки до збільшення його ширини, а і до появи мікротріщин, які розповсюджуються тільки в деяких ділянках даного реакційного шару в напрямку, який перпендикулярний до його поверхні (рис. 5, б, в), що свідчить про його крихкість.

Концентрація складових елементів окремих фаз паяного шва теж змінюється (табл. 3). В твердому розчині концентрація марганцю складає 18,71...19,11 мас. %, що значно менше в порівнянні з попередніми зразками. Очевидно, що при збільшенні витримки при температурі паяння висока

пружність пару марганцю обумовлює його часткове випаровування, що призводить до зниження концентрації в металі паяного шва (припої).

В темній фазі концентрація заліза незначно підвищується і знаходиться в межах 31,69...47,56 %, а концентрація кобальту становить 16,34...17,42 % (табл. 3). Мікрорентгено-спектральним аналізом доведено, що збільшення витримки з однієї до 15 хв при температурі паяння зразків Мо–Ковар сприяє підвищенню концентрації заліза, нікелю та зниженню вмісту марганцю і міді в зернах темної фази, що розташовані біля Ковару (рис. 6).

Окрім того, слід зазначити, що підвищення концентрації заліза проявляється в більшій мірі в зернах даної фази, які розташовані ближче до Ковару. В зернах, що розташовані в центральній зоні шва, теж спостерігається підвищення концентрації заліза, але воно виражено в меншій мірі.

Аналіз отриманих результатів мікрорентгено-спектральних досліджень свідчить, що збільшення часу витримки при паянні різномірних з’єднань молибден–Ковар сприяє підвищенню концентрації міді в твердому розчині – матриці металу паяного шва, але кількість заліза практично не змінюється і знаходиться в межах 4,52...4,95 % (рис. 7, а). Концентрація кобальту і нікелю практично не змінюється, а марганцю значно зменшується.

З проведених досліджень випливає, що зі збільшенням часу витримки з 1 до 15 хв збільшується ширина реакційного шару (фази на основі молибдену), але концентрація молибдену залишається на тому ж рівні, що і при витримці 1, 3 і 15 хв (рис. 7, б). Спостерігається незначне зменшення концентрації марганцю з одночасним підвищенням концентрації заліза. Такі особливості формування структури обумовлені будовою бінарних діаграм стану металевих систем [11] та високою пружністю пару марганцю.

Отримані дані добре корелюють з результатами досліджень розподілу елементів в паяному

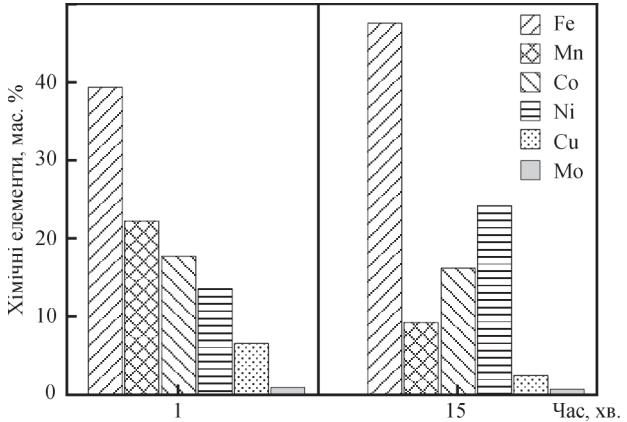


Рис. 6. Залежність вмісту хімічних елементів у фазі на основі заліза від часу витримки при паянні різномірних з’єднань Мо–Ковар

Таблиця 3. Хімічна неоднорідність паяного з’єднання Мо–Ковар ($\tau = 15$ хв)

Номер спектра	Хімічні елементи, мас %					
	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Mo
1	0,00	0,19	0,00	0,00	0,00	99,81
2	7,00	22,47	12,58	1,79	0,00	56,16
3	21,03	31,97	17,42	8,31	17,18	4,10
4	19,11	4,95	3,71	6,21	66,01	0,00
5	20,36	31,69	16,14	10,58	18,39	2,85
6	9,15	47,56	16,34	24,07	2,41	0,47
7	18,71	6,15	4,14	6,45	64,36	0,19
8	4,44	48,94	16,63	24,78	5,20	0,00
9	6,57	21,92	12,63	1,76	1,31	55,81
10	17,24	12,60	6,60	6,90	55,98	0,69

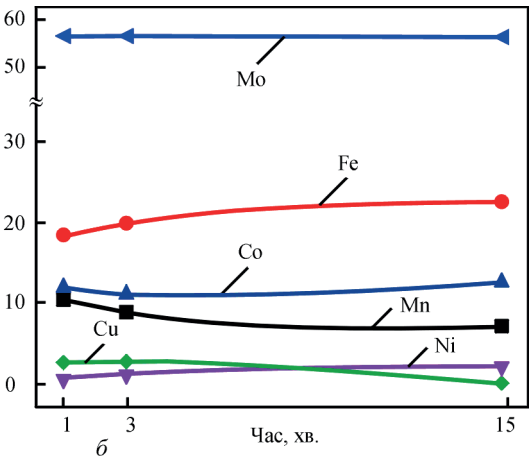
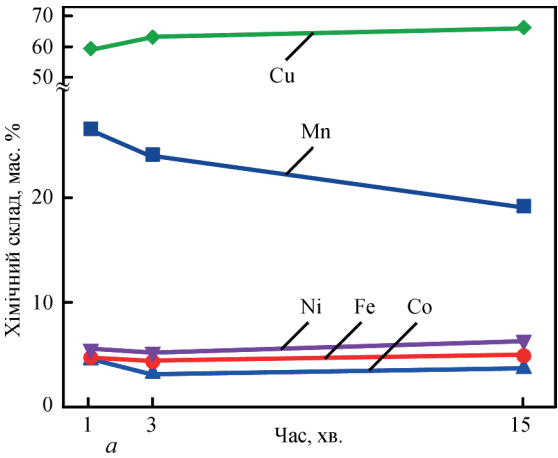


Рис. 7. Вплив часу витримки на концентрацію хімічних елементів в фазах: твердому розчині (а); в реакційному шарі – фазі на основі молибдену (б) при паянні різномірних з’єднань Мо–Ковар

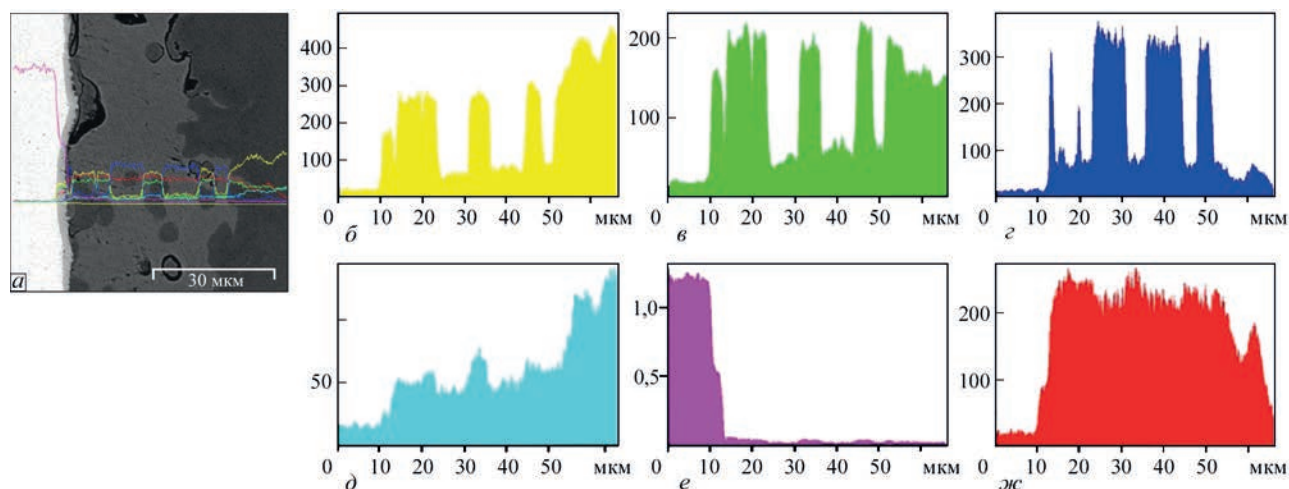


Рис. 8. Електронне зображення (а) і якісний розподіл елементів: заліза (б), кобальту (в), міді (г), нікелю (д), молібдену (е) та марганцю (ж) в паяному шві різномірного з'єднання при застосуванні припою системи Cu–Mn–4,5Co

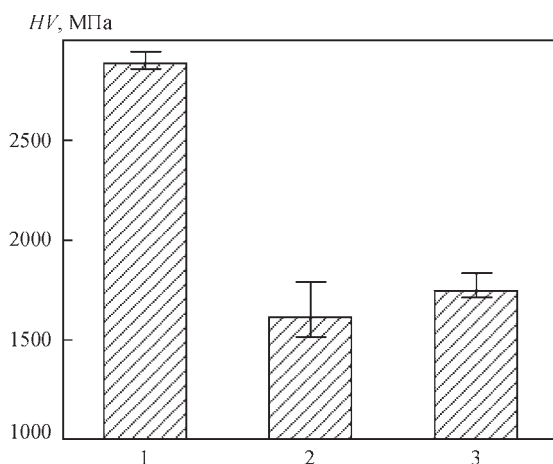


Рис. 9. Мікротвердість різномірного з'єднання молібден–Ковар: 1 – молібден; 2 – шов; 3 – Ковар

з'єднанні Мо–Ковар ($\tau = 15$ хв), що визначені шляхом сканування електронним променем поперечного перерізу паяного шва. Підтверджується присутність в центральній ділянці шва фази на основі системи Fe–Co–Mn та фази на основі молібдену, котра кристалізується у вигляді суцільної смуги вздовж міжфазної границі припій–молібден (рис. 8).

Результати досліджень паяних з'єднань ($\tau = 3$ хв) показали, що мікротвердість паяного шва характеризується суттєво нижчими значеннями в порівнянні з такими для молібдену, але мало відрізняється від значень для Ковару (рис. 9).

На основі отриманих даних можна зробити висновок, що мікротвердість (HV) паяного шва (1513...1791 МПа) і Ковару (1678...1831 МПа) знаходиться в близьких межах, що може позитивно впливати на механічні властивості і на релаксацію напружень, котрі виникають при паянні різномірних з'єднань.

Висновки

Мікрорентгеноспектральними дослідженнями встановлено, що основною фазою (матрицею) паяного шва з'єднань молібден–Ковар є твердий

розчин на основі міді, в якому розчиняється до 4,95 % заліза. Вздовж міжфазної границі припій–молібден формується у вигляді суцільного (реакційного) шару фаза на основі молібдену. Окрім того, спостерігаються окремі одиничні зерна на основі заліза, що кристалізуються на фоні матриці–твердого розчину. Збільшення витримки з 1 до 15 хв сприяє підвищенню концентрації заліза, нікелю (в зернах темної фази, що розташовані біля Ковару) та зниженню вмісту марганцю і міді.

В твердому розчині (матриці) металу паяного шва концентрація марганцю зменшується зі збільшенням витримки, міді підвищується, але кількість заліза практично не змінюється і знаходиться в межах 4,52...4,95 %.

Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом доведено, що збільшення часу витримки з 1 до 15 хв при паянні з'єднань молібден–Ковар сприяє збільшенню ширини реакційного шару з 1 до 3 мкм, що формується на міжфазній границі молібден–метал шва, але не впливає на його хімічний склад. Концентрація молібдену при різних витримках (1, 3, 15 хв) знаходиться в межах 55,81...59,05 %. Збільшення ширини реакційного шару на основі молібдену (до 3 мкм) призводить до формування ограненої морфології зі сторони металу паяного шва і до появи мікротріщин в ньому.

Список літератури

1. Зеликман, А.Н. (1970) *Молібден*. Москва, Металлургия.
2. Kumar, S., Upadhyay, A., Dinesh Kumar, P., Agarwal, A. (2015) Vacuum Brazing of Molybdenum–Kovar and Evaluation of its Joint Strength. *Materials Science Forum*, 830-831, 282–285. doi:10.4028/www.scientific.net/msf.830-831.282
3. Chen, G., Yin, Q., Guo C. et al. (2019) Beam deflection effects on the microstructure and defect creation on electron beam welding of molybdenum to Kovar. *Journal of Materials Processing Technology*, 267, 280–288. https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.12.017
4. Казаков Н. Ф. (1986) *Диффузионная сварка материалов*. Москва, Машиностроение.
5. Guoqing, C., Qianxing, Y., Zhibo, D. et al. (2021) Microstructure evolution analysis for the reaction interface between molybdenum and Kovar acquired by electron beam

- welding-brazing. *Materials Characterization*, 171, 110781. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110781>
6. Петрунин И. Е. (2003) *Справочник по пайке*. 3-е изд. Москва, Машиностроение.
 7. (2006) *Машиностроение. Энциклопедия, Технология сварки, пайки и резки*. Т. 111-4 Патон Б.Е. (ред.). Москва, Машиностроение.
 8. Єрмолаєв Г.В., Квасницький В.В., Квасницький В.Ф. та ін. (2015) *Паяння матеріалів*. Підручник. Миколаїв, НУК.
 9. Костин А.М., Лабарткава Ал.В., Мартыненко В.А. (2014) Исследование процессов взаимодействия титано-содержащих припоев с оксидной керамикой и коваром. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 36, 6, 815–827.
 10. Singh, M., Asthana, R., Sobczak, N. (2020) Active Brazing of SiC-Base Ceramics to High-Temperature Alloys. *J. of Mater. Eng. and Perform.* 29, 4898–4912 <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04934-3>
 11. Лякишев Н.П. (1997) *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: в 3 т. Т. 2*. Москва, Машиностроение.
 12. Maksymova, S.V., Voronov, V.V., Kovalchuk, P.V., Larionov, A.V. (2017) Producing dissimilar joints of molybdenum–stainless steel using vacuum brazing. *The Paton Welding J.*, 2, 13–18. <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.02.03>
 13. Maksymova, S.V., Kovalchuk, P.V., Voronov, V.V. (2021) Vacuum brazing of Kovar–molybdenum dissimilar joints. *Ibid.*, 7, 13–18. <https://doi.org/10.37434/tpwj2017.02.03/>
 14. Maksymova S. V., Voronov V. V., Kovalchuk P. V., Larionov A. V. (2017) Influence of Temperature of the Brazing on Structure of Brazed Heterogeneous Molybdenum–Stainless Steel Joints. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol. J.*, 39, 9, 1227–1237 DOI:10.15407/mfint.39.09.1227
 - beam welding of molybdenum to Kovar. *J. of Materials Proc. Technology*, 267, 280–288. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.12.017>
 4. Kazakov, N.F. (1986) *Diffusion welding of materials*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 5. Guoqing, C., Qianxing, Y., Zhibo, D. et al. (2021) Microstructure evolution analysis for the reaction interface between molybdenum and Kovar acquired by electron beam welding-brazing. *Materials Characterization*, 171, 110781. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2020.110781>
 6. Petrunin, I.E. (2003) *Handbook on brazing. 3rd Ed.* Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 7. (2006) *Mechanical engineering. Encyclopedia: Technology of welding, brazing and cutting*. Vol. 111-4. Ed. by B.E. Paton. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 8. Yermolayev, G.V., Kvasnitskiy, V.V., Kvasnytskyi V.F. et al. (2015) *Soldering of materials: Manual*. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
 9. Kostin, A.M., Labartkava, Al.V., Martynenko, V.A. (2014) Study of processes of interaction of titanium-containing brazing filler metals with oxide ceramics and covar. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol. J.*, 36(6), 815–827 [in Russian].
 10. Singh, M., Asthana, R., Sobczak, N. (2020) Active brazing of SiC-base ceramics to high-temperature alloys. *J. of Mater. Eng. and Perform.* 29, 4898–4912 <https://doi.org/10.1007/s11665-020-04934-3>
 11. Lyakishev, N.P. (1997) *State diagrams of binary metallic systems: Handbook*. In: 3 Vol. Vol. 2, Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 12. Maksymova, S.V., Voronov, V.V., Kovalchuk, P.V., Larionov, A.V. (2017) Producing dissimilar joints of molybdenum–stainless steel using vacuum brazing. *The Paton Welding J.*, 2, 13–18. <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.02.03>
 13. Maksymova, S.V., Kovalchuk, P.V., Voronov, V.V. (2021) Vacuum brazing of Kovar–molybdenum dissimilar joints. *The Paton Welding J.*, 7, 13–18. <https://doi.org/10.37434/tpwj2017.02.03/>
 14. Maksymova S.V., Voronov V.V., Kovalchuk P.V., Larionov A.V. (2017) Influence of temperature of the brazing on structure of brazed heterogeneous molybdenum–stainless steel joints. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol. J.*, 39(9), 1227–1237 DOI:10.15407/mfint.39.09.1227

References

FEATURES OF THE STRUCTURE OF MOLYBDENUM-COVAR BRAZED JOINTS

S.V. Maksymova, P.V. Kovalchuk, V.V. Voronov

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

The work presents the results of metallographic and X-ray microspectral studies of molybdenum-Kovar overlap joints, which were produced by vacuum brazing with application of brazing filler metal based on Cu-Mn-Co system. The influence of soaking at brazing temperature on brazed seam structure formation was studied. Local X-ray microspectral analysis was used to determine the number of structural components of the brazed seam: copper-based solid solution, individual iron-based grains, reaction layer in the form of a continuous band on molybdenum - brazing filler metal interface. It was found that longer soaking at the brazing temperature promotes an increase of the reaction layer width from 1 to 3 ~m and leads to formation of a faceted morphology from the brazed seam side and to microcracks initiation in it, but it does not affect molybdenum concentration, which at different soaking (1...15 min.) is in the range of 55.81...59.05 wt. %. In the solid solution (matrix) manganese concentration decreases with longer soaking, copper concentration rises, but the quantity of iron practically does not change, and it is in the range of 4.52... 4.95 wt. %. In single grains of the dark phase, observed near the interface with Kovar, longer soaking promotes an increase of iron and nickel concentration and lowering of manganese and copper content. 14 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

Keywords: Kovar, molybdenum, vacuum brazing, brazing filler metal, structure, brazed seam, soaking, reaction layer, X-ray microspectral analysis

Надійшла до редакції 07.04.2022

Materials, methods and technologies

24th International Conference

19-22 August, 2022

Burgas, Bulgaria

<http://bit.ly/2Aa6Jk3>



SCIENCE & EDUCATION
FOUNDATION



СИСТЕМИ ГІГІЄНИЧНОЇ ОЦІНКИ ЗВАРЮВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ (Частина 2)

О.Г. Левченко¹, Ю.О. Полукаров¹, О.М. Безушко², О.М. Гончарова²

¹НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37.

E-mail: mail@kpi.ua

²Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Мета даної частини статті – обґрунтування порядку виконання процедур визначення гігієнічних характеристик зварювальних матеріалів у відповідності з Міжнародними стандартами серії ISO 15011 і, відповідно, з гармонізованими Національними ДСТУ ISO 15011. Показано сутність проблеми виконання коректної порівняльної гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів шляхом удосконалення методики дослідження показників рівнів виділень та хімічного складу зварювальних аерозолів за рахунок застосування стандартів ДСТУ ISO 15011. Наведено особливості основних процедур гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів, їх специфіку та послідовність, а також основні показники, за якими вона здійснюється. Бібліогр. 18, табл. 6, рис. 1.

Ключові слова: зварювальні матеріали, гігієнічна оцінка, зварювальний аерозоль, граничне значення зварювального аерозолі

Вступ. Останні публікації з дослідження умов праці під час дугового зварювання [1–3] свідчать про те, що питання шкідливої дії зварювальних аерозолів (ЗА) на організм зварника [4–6] та визначення їх граничного значення [7] залишаються актуальними і до цього часу. Важливою стороною таких досліджень є застосування відповідних міжнародних методик [8, 9] з урахуванням особливостей національних стандартів [10].

Виклад основного матеріалу. У відповідності до стандарту ДСТУ ISO 15011-2:2008 визначення інтенсивності утворення газів, що виділяються під час дугового зварювання, виконується у витяжній шафі для відбирання проб газів [8]. Вона повинна складатися з робочої камери, вузла вентиляційного отвору, що містить датчики для відбору газів і, якщо необхідно, вузла отвору для впускання повітря. Робоча камера повинна бути достатньо великою, щоб дозволити повністю зібрати виділені гази. Вентиляційний потік повітря в робочій камері повинен підсилювати тепловий повітряний рух, тобто вузол вентиляційного отвору повинен розташовуватися над процесом і під отвором для впускання повітря. На рис. 1 зображено приклади розміщення витяжної шафи для визначення рівня виділень газів, окрім озону, під час дугового зварювання.

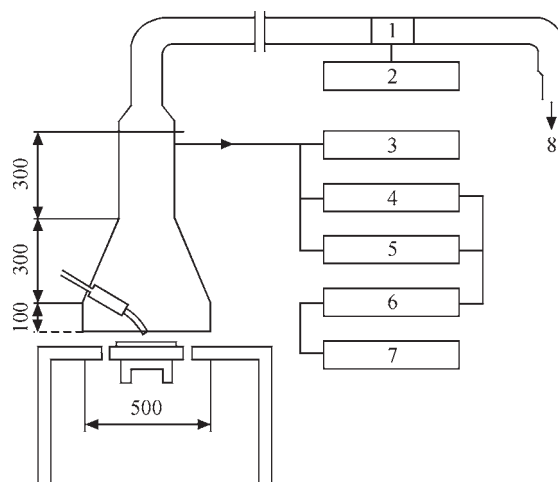
Спочатку визначають концентрації газів шляхом відбирання проб з розчину, що міститься у барботері. При цьому дуже важливо точно виміряти швидкість потоку. Швидкість повітряного потоку у витяжній шафі може бути прямо виміряна, використовуючи витратомір або непрямо, помноживши швидкість повітря на об'єм вентиляційної труби.

Левченко О.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-9737-7212>, Полукаров Ю.О. – <https://orcid.org/0000-0002-6261-3991>, Безушко О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-6148-1675>, Гончарова О.М. – <https://orcid.org/0000-0002-5213-6300>

© О.Г. Левченко, Ю.О. Полукаров, О.М. Безушко, О.М. Гончарова, 2022

Відбирання зразків газу повинно виконуватися у вихідній секції витяжної шафи або на лінії вентиляції в місці, де гази перемішуються з повітрям до однорідного стану. Відстань для місця відбирання проб (від вихідного отвору витяжної шафи) повинна дорівнювати приблизно п'ятьом діаметрам цього вихідного отвору.

Датчики, лінії відбору, фільтри, фільтроутримувачі та з'єднувачі повинні бути виконані з інертних матеріалів, щоб запобігти поглинанню або хімічній реакції з газами, що будуть відбиратися. Зручним є трубопровід, виготовлений з полі-



Приклад схеми конструкції витяжної шафи для відбирання газів, що виділяються під час дугового зварювання: 1 – датчик потоку повітря; 2 – мікроманометр; 3 – трубки для відбирання зразків; 4 – аналізатор CO; 5 – аналізатор NO-NO₂; 6 – усереднювач сигналу; 7 – записуючий пристрій; 8 – отвір для видалення газів

вінілхлориду. Використання термостійких матеріалів не є, як правило, необхідним у лініях відбору і охолоджувальних пристроях для газу.

Перед тим, як ввести повітря до системи відбирання проб або вимірювання, необхідно вилучити тверді частинки ЗА з відібраного повітря за допомогою фільтрації. Для електронних пристроїв прямого зчитування з вбудованим внутрішнім фільтром така необхідність може бути відсутня.

У найкращому випадку фільтрування треба виконувати у точці відбору проб, але коли це неможливо фільтр необхідно розмістити на лінії відбирання між місцем відбирання проб і аналітичним обладнанням. В останньому випадку повинно проводитися регулярне очищення лінії відбирання проб та перевірка і калібрування інструмента.

Якщо необхідно визначити рівень виділень більш ніж одного газу, послідовні проби можна зняти з однієї лінії відбирання або виконати послідовні вимірювання на одній пробі. Якщо необхідно виконати одночасне відбирання проб, можна використовувати багаторазові або відвідні лінії відбирання, що виділяються з однієї лінії відбирання.

Довжина й внутрішній об'єм лінії відбирання проб та фільтроутримувачів, якщо вони використовуються, повинні бути мінімальними і час знаходження повітря у них не повинен перевищувати декількох секунд. Якщо відбирається дискретний об'єм повітря, об'єм лінії відбору плюс утримувача фільтру не повинен перевищувати 5 % об'єму дискретного відбору.

Електронний пристрій прямого зчитування включає внутрішню повітряну помпу для відбирання проб. Її необхідно використовувати згідно з інструкціями виробника.

Для інших методів рівень потоку під час відбирання проб повинен бути сумісним з пробовідбірником, що використовується. Рівень потоку необхідно вимірювати з похибкою 5 %, використовуючи відкалібрований інтегруючий газомір або, у разі вільної пульсації потоку, відкалібрований витратомір. Витратомір, вбудований в аспіратор відбирання проб, можна використовувати за умови, якщо він має достатню чутливість і відкалібрований згідно з первинним еталоном пробовідбірника на лінії.

Вимірювання концентрації окремих газів базується на різних принципах в залежності від досліджуваного газу [8].

Електронний пристрій прямого зчитування, який використовується для вимірювання чадного газу, працює за одним із принципів:

дисперсійне і недисперсійне інфрачервоне поглинання використовується з фільтрами або без них для зменшення впливу вуглекислого газу;

розсіювання чадного газу через напівпропускаючу мембрану, при швидкості пропорційній концентрації, з наступним електрохімічним окисленням газу на електроді з контрольованим потенціалом та вимірюванням струму, що виробляється;

хроматографія газу: пристрій повинен бути відкалібрований за допомогою перевіреної газової суміші з відомою концентрацією чадного газу (за наявності є відповідні концентрації чадного газу в повітрі і чадного газу в азоті).

Електронний пристрій прямого зчитування, що використовується для вимірювання концентрації вуглекислого газу, працює на недисперсійному інфрачервоному поглинанні. Він повинен бути відкалібрований за допомогою стандартної газової суміші з відомою концентрацією вуглекислого газу.

Оксид азоту і діоксид азоту розглядаються разом, оскільки вони виділяються одночасно під час дугового зварювання. Їх можна визначати окремо або разом, як оксиди азоту, використовуючи споріднені методи. Електронний пристрій прямого зчитування, який використовується для вимірювання оксиду і діоксиду азоту, працює за одним із принципів:

вимірювання хімічної люмінесценції, що виробляється внаслідок реакції між оксидом азоту і озоном. Присутність діоксиду азоту у зразку може бути визначена через різницю між концентрацією оксиду азоту до і після хімічного перетворення діоксиду азоту у оксид азоту в термоперетворювачі або термоперетворювачі з каталізатором;

вимірювання сигналу, що генерується внаслідок електрохімічної реакції оксиду азоту і діоксиду азоту на каталітично активних електродах з контрольованим потенціалом у водяному розчині сірчаної кислоти; використовуючи два зонди з відповідними потенціалами можна визначати кожний газ у присутності іншого.

Пристрій повинен бути відкалібрований за допомогою перевірених газових сумішей відомої концентрації (є проби з відповідними концентраціями оксиду азоту і діоксиду азоту).

Дані випробувань повинні бути записані за спеціальною формою [9]. Приклад протоколу випробувань наведено в табл. 1.

Під час проведення гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів важливим питанням є визначення необхідної кількості відібраних проб ЗА з урахуванням режимів зварювання та діаметрів зварювальних матеріалів. Як відомо, рівень виділення ЗА зростає зі збільшенням величини струму, тобто для більшого діаметра електроду використовують більший струм. Залежність струму від діаметра є лінійна лише для ручного дугово-

Таблиця 1. Протокол випробувань

Дата випробування		Оператор					Посилання
Процес:		Тип витяжної шафи:					
Зварювальний матеріал:		Виробник/фірмова назва товару: Назва матеріалу для зварювання: Партія: Діаметр: Примітки:					Стандарт
Зразок для випробування:		Основний метал: Розміри: Умови поверхні: Примітки:					Стандарт
Захисний газ:		Торгова марка: Склад: Швидкість подачі: Примітки:					Стандарт
Обладнання для зварювання і контролю:		Джерело струму: Торгова марка і джерело повного типу Записуюче обладнання:					
Деталі вимірювання:		Випробування 1	Випробування 2	Випробування 3	Випробування 4	Випробування 5	Вимірювання
Зварювання: ручне/механізоване							
Напруга дуги							В
Полярність							ПС(+) ПС(-) СД
Зварювальний струм							А
Імпульсний струм (де застосовується)							
Швидкість подачі дроту*)							м/хв
Виліт електрода*)							мм
Швидкість зварювання							см/хв
Час горіння дуги							с
Швидкість потоку повітря							л/хв
Газ, що підлягає вимірюванню	Методика вимірювання	Випробування 1	Випробування 2	Випробування 3	Випробування 4	Випробування 5	Одиниці вимірювання
СО							мл/хв
СО ₂							->-
NO _x							->-
							->-
Примітки:							
*)Якщо застосовується							

го зварювання [11]. Відповідно, для цього способу, дозволяється визначати рівень (інтенсивність) виділення аерозолі (FER, як прийнято у Міжнародному стандарті ISO 15011-4:2006 і відповідно в Національному ДСТУ ISO 15011-4:2008) для найбільшого і найменшого діаметра електрода у межах експерименту, і оцінювати FER інших діаметрів за допомогою інтерполяції. Для дугового зварювання металевим дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу взаємозв'язок між діаметром і FER не є лінійним [12], тому необхідно визначати FER для всіх необхідних діаметрів дроту. Діаметр зварювального матеріалу не впливає на хімічний склад ЗА, тому для визначення хімічного складу достатньо випробувати лише один діаметр [9].

Для зварювальних матеріалів, які застосовуються при ручному дуговому зварюванні, механізованому зварюванні дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу, механізованому зварюванні порошковим дротом та самозахисним, встановлюється струм відповідно до вказівок ви-

робника з точністю 90 % максимального діапазону. Хімічний склад ЗА дещо змінюється зі зміною струму, але ці зміни є незначними [9].

Для ручного дугового зварювання покритим електродом полярність не впливає на хімічний склад ЗА, але значною мірою впливає на рівень виділення ЗА [11]. При постійному струмі зворотної полярності (+), як правило рівень виділення ЗА більш високий, ніж при використанні змінного струму (~). Якщо зварювання виконується на постійному струмі прямої полярності (-), то значення FER буде значно нижче, ніж при застосуванні змінного струму. Для виконання експерименту обирають полярність, рекомендовану виробником, а якщо рекомендована більш ніж одна полярність, то приймається полярність, що використовуються зазвичай [9].

Зворотна полярність постійного струму завжди використовується при дуговому зварюванні дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу [12]. Що ж стосується зварювання по-

рошковим дротом в середовищі захисного газу, то виробники зварювальних матеріалів, як правило вказують полярність, рекомендовану для даного матеріалу. Якщо при використанні зварювального матеріалу дозволяється застосування більше ніж однієї полярності, тоді використовують ту полярність, за якої в процесі зварювання виділяється більша кількість аерозолі. Для дугового зварювання самозахисним порошковим дротом використовують ту полярність, яка рекомендована виробником для даного зварювального матеріалу [9].

При ручному дуговому зварюванні покритими електродами напруга впливає як на рівень виділення ЗА, так і на його хімічний склад. Зазвичай зварник встановлює оптимальну довжину зварювальної дуги і це визначає її напругу. Оптимальні умови зварювання не повинні значно коливатися у досвідченого зварника.

При дуговому зварюванні металевим дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу, порошковим та металевим самозахисним порошковим дротом напруга і режим переносу електродного металу впливають на FER і хімічний склад ЗА (СС за ДСТУ ISO 15011-4:2008). Найчастіше використовують рівномірний перенос металу. Як правило, зварник встановлює мінімальну напругу для забезпечення такого переносу металу. Для забезпечення рівномірного переносу електродного металу у зварювальну ванну при зварюванні у захисному газі CO_2 зварник має встановити оптимальну напругу, рекомендовану виробником матеріалів, які застосовуються [13].

Джерело струму обирається в залежності від виду зварювання та зварювального матеріалу. Для дугового зварювання металевим дротом в середовищі захисного газу тип зварювальної установки має великий вплив на рівень виділення ЗА. Припускається, що імпульсне зварювання буде мати нижче значення FER ніж традиційне зварювання, а хімічний склад ЗА при цьому буде однаковий.

Для дугового зварювання металевим дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу та порошковим дротом використовують рекомендований виробником тип газу. Якщо рекомендовано більш ніж один газ, використовуйте найбільш окиснюючу суміш [13]. Газова суміш з найбільш окиснюючою здатністю спричиняє найбільше виділення аерозолі. Хімічний склад ЗА змінюється в залежності від типу газу, але зміни незначні. Оптимальний потік газу визначається в залежності від діаметра і типу зварювального матеріалу (як правило, в діапазоні 15...20 л/хв). Однак потік газу не має значного впливу на FER чи хімічний склад ЗА.

Щодо швидкості зварювання, то вона не має значного впливу ні на рівень виділення ЗА, ні на його хімічний склад. FER збільшується при дуже

малих швидкостях зварювання, але це входить у межі оптимальних робочих умов. Тому краще виконувати експеримент, використовуючи оптимальну швидкість зварювання, яка встановлюється досвідченим зварником.

Зразок, який використовують у експерименті, може впливати на хімічний склад і, у деяких випадках, на рівень виділення зварювального аерозолі. Для отримання кращого результату необхідно використовувати зразок найбільш споріднений до складу досліджуваного матеріалу [9]. Відповідно до рекомендацій стандарту розмір зразка для випробовування повинен бути достатніх розмірів для того, щоб шов можна було безперервно наплавляти впродовж бажаного часу горіння дуги (наприклад, 50 мм шириною на 10 мм товщиною і на 250 мм довжиною для наплавлення лінійних швів). Рекомендується наплавлення валика на лист, оскільки таким чином забезпечується найбільше виділення ЗА та його уловлювання. Інші конфігурації, такі як наплавлення кільцевих швів на пластину, що обертається, або трубу відповідного розміру, можуть використовуватися за умови, що метал шва не наплавляється на гарячий метал. Поверхня, на якій здійснюють зварювання, повинна бути чистою, знежиреною та без покриття.

Для дугового зварювання металевим дротом в середовищі захисного газу або зварювання порошковим самозахисним дротом використовують пальник з водяним охолодженням і спеціально спроектованим для даного виду зварювання. При наплавленні валика на лист пальник розміщують під кутом 90° . Кут нахилу пальника впливає на рівень виділення ЗА. У протоколі експерименту необхідно зазначити як проводилось зварювання – методом штовхання чи тягнення.

У середовищі захисного газу при зварюванні дротом суцільного перерізу чи порошковим дротом встановлюють необхідну відстань між зварювальною пластиною та робочою частиною наконечника (табл. 2 і 3), а також встановлюють швидкість подачі дроту та напругу. Струм в даному випадку буде збільшуватися зі збільшенням швидкості подачі дроту. Така послідовність налаштування режиму зварювання для проведення експерименту непрактична, оскільки необхідно зазначати різні швидкості подачі дроту для одного діаметра зварювального матеріалу, типу матеріалу і захисного газу. В Європі при проведенні такого експерименту відстань між зварювальною пластиною та робочою частиною наконечника встановлюють згідно міжнародному стандарту ІЕС 60974-7 [14]. В Україні також відстань від сопла пальника до виробу встановлюється в залежності від діаметра дроту. Зі збільшенням цієї відстані можливе потрапляння кисню й азоту з по-

Таблиця 2. Рекомендовані відстані між деталлю, що наплавляється, і робочою частиною електрода для дугового зварювання дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу згідно міжнародним вимогам

Діаметр, мм	Відстані між деталлю і робочою частиною електрода, мм
0,6	8
0,8	10
1,0	15
1,2	18
1,6	22
2,0	26
2,4	28
<i>Примітка.</i> Відстані між деталлю і робочою частиною електрода для інших діаметрів дроту можуть бути визначені за допомогою інтерполяції.	

вітря в наплавлений метал, що спричиняє утворення пор у зварному шві.

У залежності від діаметра дроту також встановлюють виліт (довжину відрізка електрода між його кінцем і виходом його з мундштука). Величина вильоту дуже впливає на стійкість процесу зварювання та якість зварного шва. Зі збільшенням вильоту погіршується стійкість горіння дуги й формування шва, а також збільшується розбризкування [15]. При зварюванні з дуже малим вильотом ускладнюється спостереження за процесом зварювання й часто підгорає контактний наконечник.

Для дугового зварювання самозахисним порошковим дротом співвідношення між швидкістю по-

Таблиця 3. Рекомендовані відстані між деталлю, що наплавляється, і робочою частиною електрода для дугового зварювання порошковим дротом в середовищі захисного газу

Діаметр, мм	Відстані між деталлю і робочою частиною електрода, мм
0,9	15
1,0	18
1,2	20
1,4	22
1,6	25
2,0	28
2,4	30
<i>Примітка.</i> Відстані між деталлю і робочою частиною електрода для інших діаметрів дроту можуть бути визначені за допомогою інтерполяції.	

дачі дроту і струмом змінюється в залежності від складу порошку, конфігурації дроту і т. д. Таким чином, зазвичай, спочатку встановлюють відстань між зварювальною пластиною та робочою частиною наконечника, визначають струм, а потім записують швидкість подачі дроту. Як правило, виробник рекомендує величину відстані між зварювальною пластиною та робочою частиною наконечника.

Перед тим, як проводити дослідження виділення ЗА, необхідно проаналізувати та отримати інформацію про хімічний склад основних компонентів зварювальних аерозолів (табл. 4).

Гранично допустимі концентрації компонентів ЗА в повітрі згідно вітчизняних [10] або міжна-

Таблиця 4. Найбільш поширені компоненти зварювального аерозолію

Вид зварювання	Тип матеріалу для зварювання	Головні компоненти	Інші можливі головні компоненти	Визначальний компонент
Ручне дугове зварювання покритим електродом	Нелегована і легована сталь	Fe, Mn, Cr, Ni, Cu	F ⁻	Mn
	Високолегована сталь	Cr, Cr (VI), Fe, Mn, Ni,	F ⁻	Cr(VI) або Ni
	Чавун	Ni, Cu, Fe, Mn	Ba, F ⁻	Ni або Cu
	Поверхнєве зміцнення	Co, Cr, Cr(VI), Fe, Ni, Mn	V	Co, Cr, Cr(VI), Ni або Mn
	Механічне зміцнення	Fe, Mn, Cr		Mn
	З нікелевою основою	Cr, Cr(VI), Ni	Fe	Cr, Cr(VI) або Ni
	З мідною основою	Cu, Ni		Cu або Ni
Дугове зварювання металевим дротом суцільного перерізу в середовищі захисного газу		Fe, Mn, Cr, Ni, Cu		Mn
	Нелегована і легована сталь			
	Високолегована сталь	Cr, Cr(VI), Fe, Mn, Ni		Cr або Ni
	Алюмінієві сплави	Al, Mg, Mn, Zn		Al, Mn або Zn
	З нікелевою основою	Cr, Cr(VI), Ni	Fe	Cr або Ni
	З мідною основою	Cu, Ni		Cu або Ni
Дугове зварювання порошковим дротом і дротом з металевим наповнювачем в середовищі захисного газу	Нелегована і легована сталь	Fe, Mn, Cr, Ni, Cu	F ⁻	Mn
	Високолегована сталь	Cr, Cr(VI), Fe, Mn, Ni	F ⁻	Cr(VI) або Ni
	Поверхнєве зміцнення	Co, Cr, Cr(VI), Fe, Ni, Mn	V	Co, Cr, Cr(VI), Ni або Mn
Дугове зварювання самозахисним порошковим дротом	Нелегована і легована сталь	Fe, Mn, Cr, Ni, Cu, Al	Ba, F ⁻	Mn
	Високолегована сталь	Cr, Cr(VI), Fe, Mn, Ni, Al	Ba, F ⁻	Cr(VI) або Ni
	Поверхнєве зміцнення	Co, Cr, Cr(VI), Fe, Ni, Mn, Al	V	Co, Cr, Cr(VI), Ni або Mn

Таблиця 5. Встановлення граничних значень для отриманих даних про хімічний склад ЗА

Граничне значення головного компонента, мг/м³	Приклад граничного значення, мг/м³	Встановлена границя головного компонента, % (масова частка)
≥ 1	2,5	< 1
≥ 0,1	0,5	< 0,1
≥ 0,01	0,05	< 0,01
≥ 0,001	0,002	< 0,001

родних вимог, а також розрахункові граничні значення ЗА, отримані після проведення експерименту, записують в табл. 5 (приклад).

Після встановлення хімічного складу ЗА визначаємо похибку вимірювання. Похибка вимірювання проводиться відповідно методичним вказівкам [16, 17]. В європейських країнах похибку вимірювання проводять згідно ISO GUM [18].

Після проведення хімічного аналізу проводять оцінку отриманих результатів. Загальним підходом до оцінки отриманих ЗА є визначення концентрації всіх хімічних компонентів, наявних в повітрі, яке вдихає зварник і порівняння отриманих результатів з відповідними граничними значеннями, встановленими законом тієї чи іншої країни. Однак хімічний аналіз є відносно дорогим, і вартість аналізу може бути високою для визначення значної кількості компонентів. Тому необхідну роботу для виконання хімічного аналізу можна скоротити, застосовуючи сумарне граничне значення [9], яке полягає у визначенні певної кількості компонентів ЗА і порівняння її з граничним значенням найтоксичнішого (головного) компонента ЗА.

Для розрахунку граничного значення ЗА (розрахункова гранично допустима концентрація ЗА) за одним визначальним компонентом ЗА використовують рівняння [9]:

$$LV_{WF(SC_i)} = \frac{LV_i}{i} \cdot 100, \tag{1}$$

де $LV_{WF(SC_i)}$ – граничне значення ЗА, розраховане за головним i -м компонентом ЗА, у мг/м³, тобто концентрація ЗА, за якої граничне значення для i -го головного компоненту аерозолі не повинно перевищуватись; LV_i – гранично допустима концентрація (ГДК) [9] для i -го головного компонента ЗА; i – частка i -го головного компонента ЗА в % (масова частка), як зазначено у формі для запису даних про аерозолі [9].

За отриманими розрахунками граничного значення ЗА за кожним із головних компонентів, наведених у табл. 4, обирають визначальний компонент, тобто компонент з найменшим значенням ГДК (серед речовин, що можуть входити до складу ЗА) відповідно до стандарту [9]. Так, для зварювання нелегованих і низьколегованих сталей визначальним компонентом є марганець, а для високолегованих сталей – шестивалентний хром або нікель (див. табл. 4). Визначену таким чином величину граничного значення ЗА необхідно округлити до найближчого значення 0,1 мг/м³. Граничні значення головних компонентів ЗА можуть відрізнятися в залежності від країни.

Для комплексних речовин, що є сумішами хімічних компонентів, до яких відноситься ЗА, розраховують сумарне граничне значення. Через відсутність інформації щодо загального впливу на здоров'я хімічних компонентів ЗА оцінка ризику виконується на основі впливу всіх компонентів, що входять у ЗА. У цьому випадку розрахунок граничного значення ЗА проводиться за наступним рівнянням:

$$LV_{WF(A)} = \frac{100}{\sum_1^n \frac{i}{LV_i} + \frac{\left(100 - \sum_1^n i\right)}{LV_{WF}}}, \tag{2}$$

де $LV_{WF(A)}$ – сумарне граничне значення ЗА, мг/м³; n – число основних компонентів ЗА; i – частка i -го головного компонента ЗА, %; LV_i – граничне значення (ГДК) для i -го головного компоненту ЗА, мг/м³; LV_{WF} – граничне значення для ЗА, що включає хімічні речовини з низькою та середньою токсичністю, якщо така границя була встановлена (мг/м³), або граничне значення пилу, що вдихається, якщо не було встановлено граничне значення ЗА (мг/м³).

У випадку зварювання нелегованих і низьколегованих сталей слід користуватись рівнянням (1),

Таблиця 6. Класифікація зварювальних матеріалів згідно з рівнем виділень ЗА і його розрахованого граничного значення

Граничне значення ЗА, мг/м³	Рівень виділень ЗА, мг/с Класифікація зварювального матеріалу	< 3	Від 3 до 8	Від 8 до 15	Від 15 до 25	> 25
		a	b	c	d	e
> 4,5	5	5a	5b	5c	5d	5e
від 3,5 до 4,5	4	4a	4b	4c	4d	4e
від 2,5 до 3,5	3	3a	3b	3c	3d	3e
від 1,5 до 2,5	2	2a	2b	2c	2d	2e
від 0,5 до 1,5	1	1a	1b	1c	1d	1e
< 0,5	0	0a	0b	0c	0d	0e

оскільки в ЗА, що утворюються при їх зварюванні, присутній лише один визначальний компонент (марганець), а в інших випадках – рівнянням (2).

Оцінку ризику шкідливої дії ЗА на організм зварника виконують на основі класифікації зварювальних матеріалів, що застосовуються для зварювання, в залежності від рівня виділень і токсичності ЗА, які утворюються під час зварювання [9]. Нижче наведена система оцінки токсичності ЗА

(табл. 6), яка стосується усіх присаджувальних матеріалів, що використовуються при ручному, механізованому чи автоматизованому процесі для зварювання нелегованих сталей, легованих сталей і сплавів кольорових металів.

Літера у класифікації зварювальних матеріалів указує на рівень виділення ЗА («а» – найнижчий, «е» – найвищий). Число у класифікації зварювальних матеріалів указує на відповідну токсичність

Виробник/постачальник: Виробник зварювального матеріалу	Адреса: 10000 Covered Electrode Avenue Weld City, OH 44117, USA www.consumable.com
Дата підготовки або затвердження: 2004-01-14	
Торгівельна марка зварювального матеріалу: SS308L	Тип зварювального матеріалу: Електроди для ручного дугового зварювання
Стандарти, згідно з якими виготовлено зварювальний матеріал: AWS A5.4-92 E308L-17 EN 1600:1997 E 19 9 L R 3 2	
Випробувальна лабораторія: The Test House Metrology street Quality City, OH 44110 USA http://www.testhouse.com	Дата затвердження протоколу випробування: 2003-12-24 Спостереження випробувальної лабораторії: Номер партії, яка випробовувалася 91207-03

Умови випробування

Параметр	Умови випробувань
Діаметр зварювального матеріалу	3,2 мм
Струм	110 А
Напруга	23,5 В
Полярність	Постійний струм +
Швидкість зварювання	250 мм/хв
Матеріал зразка для випробувань	ASTM A238 клас C: 1.0037 S235JR
Джерело струму	Speedweld 1414, crisp arc

Рівень виділень і хімічний склад аерозолію згідно з ISO 15011-4

Рівень виділень аерозолію:	2,6 мг/с 9,4 г/год
Головні компоненти зварювального аерозолію	Хімічний склад, % (масова частка)
Cr	5,1
Cr(VI)	4,0
F ⁻	10
Fe	4,9
Mn	3,0
Ni	0,32

Необов’язковий додатковий варіант форми для запису даних про аерозолі

Граничне значення визначального компонента ЗА, мг/м³	Визначальний компонент	Класифікація ЗА	Країни, де використовується
1,25	Cr (VI)	0a	Фінляндія ^{a)} , Великобританія ^{b)}
Сумарне граничне значення ЗА, мг/м³	Класифікація ЗА	Країни, де застосовується	
0,5	0a	c)	
0,5	0a	d)	

Посилання
^{a)}НТР-arvot 2002 Sosiaali-ja terveysministeriö Työsuojelusäädöksiä 3, Tampere (2002)
^{b)}Управління охорони і безпеки праці. Нормативи професійного впливу EN 40/2002 HSE Books 2002 ISBN 0 7176 2083 2 (2002).
^{c)}Arbejdstilsynet Grænseværdier for stoffer og materialer At-anvisning No. 3.1.0.2 Arbejdstilsynet, Copenhagen (1996)
^{d)}AFS 2000:3 Hygieniska gränsvärden och åtgärder mot luftföroreningar (2000)

ЗА («0» – найнебезпечніший, «5» – найменш небезпечний) і безпосередньо вказує на приблизну концентрацію ЗА, яку не можна перевищувати (наприклад, «1» означає, що концентрація ЗА не повинна бути вища за 1 мг/м³).

Система класифікації зварювальних матеріалів, наведена в табл. 6, може використовуватися в таких випадках:

– у спрощеній формі для класифікації зварювальних матеріалів відповідно до їх токсичності;

– як основа для встановлення вимог до вентиляції. Однак це не завжди рекомендовано, оскільки контрольні вимірювання залежать від умов зварювання взагалі. Ризик шкідливої дії ЗА залежить не лише від рівня виділень, але також від інших факторів, таких як площа місця зварювання, час горіння дуги і положення зварника. Таким чином, необхідно проводити відповідні контрольні вимірювання з урахуванням усіх подібних факторів.

Приклад форми для запису даних про ЗА [9], що утворюються під час ручного дугового зварювання нержавіючих сталей покритими електродами, наведено вище.

Висновки

На основі введених в дію в Україні методичних стандартів серії ДСТУ ISO 15011:2008 створено цілісну систему гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів, що дозволяє виконувати порівняльні випробування українських та імпортованих зварювальних матеріалів за показниками безпеки праці.

Згідно з ДСТУ ISO 15011-4:2008 для об'єктивної порівняльної гігієнічної оцінки зварювальних матеріалів користуються такими показниками:

- рівень виділень зварювального аерозолі FER (V_a), мг/с і г/год;
- хімічний склад аерозолі СС, % (масова частка);
- граничне значення зварювального аерозолі $LV_{WF(A)}$, мг/м³ (як міра токсичності аерозолі);
- клас зварювального аерозолі (як показник ризику дії аерозолі на організм людини на конкретному робочому місці за певних умов зварювання), має значення від 0 до 5 і позначку a, b, c, d, e.

Список літератури

1. Van der Mee V. (2021) Welding exposure scenarios. *Welding in the world*, 65(12), 2397–2401. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01182-4>
2. Sorochynska, O.L., Nezlina, O.A. (2019) Professional hazard research analysis during welding works. *Metallurgical & Mining Industry*, 1, 8–12.
3. Pinto Balthazar M.A., Andrade M., Ferreira de Souza D & de Souza Braga, A. L. (2018) Occupational risks, working conditions and health of welders. *Journal of Nursing UFPE/Revista de Enfermagem UFPE*, 12(4).
4. Dehghan, S.F., Mehrifar, Y. (2019) Occupational exposure to fumes and gases during different arc welding processes.

International Journal of Occupational Hygiene, 11(2), 136–145.

5. Satheesh Kumar K.V., Selvakumar, P., Uvanshankar, K.R. et al. (2021) Investigation on the effect of technological Parameters on emission factor in 316L stainless steel Using gas metal arc Welding. *Archives of Metallurgy and Materials*, 66. DOI: 10.24425/amm.2021.135898
6. Березуцький В.В., Хондак І.І. (2020) Дослідження залежності утворення зварювального аерозолі під час електродугового зварювання з використанням електродів з основним, рутиловим та рутилово-целюлозним покриттям. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*, (6), 10–28. <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.241120.10.694>
7. Sjögren B., Albin M., Broberg K. et al. (2021) An occupational exposure limit for welding fumes is urgently needed. *Scandinavian Journal of Work, Environment & Health*, 48(1), 1–3. DOI: 10.5271/sjweh.4002
8. (2011) ДСТУ ISO 15011-2:2008. *Охорона здоров'я та безпека у зварюванні та споріднених процесах. Лабораторний метод відбирання аерозолів і газів, утворених під час дугового зварювання. Ч. 2. Визначення рівня виділень газів, за винятком озону. Переклад і наук.-техн. ред. О. Безушко, Ю. Бондаренко, О. Курочко, А. Левченко, О. Левченко. [Чинний від 2008-08-15]. Київ, Держспоживстандарт України, 10.*
9. (2011) ДСТУ ISO 15011-4:2008. *Охорона здоров'я та безпека у зварюванні та споріднених процесах. Лабораторний метод відбирання аерозолів і газів, утворених під час дугового зварювання. Ч. 4. Форма для запису даних про аерозолі. Переклад і наук.-техн. ред. О. Безушко, Ю. Бондаренко, О. Курочко, А. Левченко, О. Левченко. [Чинний від 2008-08-15]. Київ, Держспоживстандарт України, 20.*
10. *Гігієнічні регламенти хімічних речовин у повітрі робочої зони, N 741/35024. [Чинний від 03.08.2020 р].*
11. Походня І.К., Горпенюк В.К., Миличенко С.С. и др. (1990) *Металлургия дуговой сварки: процессы в дуге и плавление электродов*. Киев, Наукова думка.
12. Левченко О.Г. (2015) *Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты*. Киев, Наукова думка.
13. Howe, A.M., Carter, G.J. (2005) EN ISO150011-4: Round robin examination of fume emission rates from welding consumables. *Proceedings of an international. Conference on Health and Safety in Welding, Copenhagen*.
14. (2005) IEC 60974 Arc welding equipment. Part 7: Torches.
15. Потапьевский А.Г. (2007) *Сварка в защитных газах плавающим электродом. Ч. 1. Сварка в активных газах. Изд. 2-е, перераб.* Киев, Экотехнология, 192.
16. Катерман Г., Пийперс F.V. (1989) *Контроль качества химического анализа*; Пер. с англ. С.Л. Давыдовой, М.Ю. Антипина. Карпов Ю.А. (ред.). Челябинск, Металлургия, Челябинское отделение.
17. Поллард Дж. (1982) *Справочник по вычислительным методам статистики*; Пер. с англ. В.С. Занадворова; под ред. и с предисл. Е.М. Четыркина. Москва, Финансы и статистика.
18. (1993) ISO GUM [11] *Guide to the expression of uncertainty in measurement*.

References

1. Van der Mee V. (2021) Welding exposure scenarios. *Welding in the World*, 65(12), 2397–2401. <https://doi.org/10.1007/s40194-021-01182-4>
2. Sorochynska, O.L., Nezlina, O.A. (2019) Professional hazard research analysis during welding works. *Metallurgical & Mining Industry*, 1, 8–12.
3. Pinto Balthazar M.A., Andrade M., Ferreira de Souza D & de Souza Braga, A. L. (2018) Occupational risks, working conditions and health of welders. *J. of Nursing UFPE/Revista de Enfermagem UFPE*, 12(4).
4. Dehghan, S.F., Mehrifar, Y. (2019) Occupational exposure to fumes and gases during different arc welding processes. *Int. J. of Occupational Hygiene*, 11(2), 136–145.

5. Satheesh Kumar K.V., Selvakumar, P., Uvanshankar, K.R. et al. (2021) Investigation on the effect of technological parameters on emission factor in 316L stainless steel using gas metal arc welding. *Archives of Metallurgy and Materials*, 66. DOI: <https://doi.org/10.24425/amm.2021.135898>

6. Berezutskyi, V.V., Hondak, I.I. (2020) Investigation of dependence of welding aerosol formation in electric arc welding using electrodes with basic, rutile and rutile-cellulose coating. *Visnyk Prydnipr. Derzh. Akademii Budivnytstva ta Arhitektury*, (6), 10–28. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.241120.10.694>

7. Sjögren B., Albin M., Broberg K. et al. (2021) An occupational exposure limit for welding fumes is urgently needed. *Scandinavian J. of Work, Environment & Health*, 48(1), 1–3. DOI: 10.5271/sjweh.4002

8. (2011) DSTU ISO 15011-2:2008. *Health and safety in welding and allied processes. Laboratory method for sampling fume and gases generated by arc welding. Pt 2: Determination of emission rates of gases, except ozone*. Ed. by O. Bezushko, Yu. Bondarenko et al. Valid from 2008.08.15. Kyiv, Derzhspozhyvstandart Ukrainy, 10 [in Ukrainian].

9. (2011) DSTU ISO 15011-4:2008. *Health and safety in welding and allied processes. Laboratory method for sampling fume and gases generated by arc welding. Pt 4: Fume data sheets*. Ed. by O. Bezushko, Yu. Bondarenko et al. Valid from 2008.08.15. Kyiv, Derzhspozhyvstandart Ukrainy, 20 [in Ukrainian].

10. *Hygienic regulations of chemical substances in working zone air*, No. 741/35024. Valid from 03.08.2020

11. Pokhodnya, I.K., Gorpenyuk, V.K., Milichenko, S.S. et al. (1990) *Metallurgy of arc welding: Processes in arc and melting of electrodes*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

12. Levchenko, O.G. (2015) *Welding fume and gases: Processes of formation, methods of neutralization and measures of protection*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].

13. Howe, A.M., Carter, G.J. (2005) EN ISO150011-4: Round robin examination of fume emission rates from welding consumables. In: *Proc. of Intern. Conf. on Health and Safety in Welding*, Copenhagen.

14. (2005) IES 60974. Arc welding equipment. Pt 7: Torches.

15. Potapievsky, A.G. (2007) *Consumable electrode shielded-gas welding. Pt. 1: Welding in active gases. 2nd Ed.* Kyiv, Ekotekhnologiya, 192 [in Russian].

16. Katerman, G., Pijpers, F.V. (1989) *Quality control of chemical analysis*. Ed. by Yu.A. Karpov. Chelyabinsk, Metallurgiya [in Russian].

17. Pollard, J. (1982) *A handbook of numerical and statistical techniques*. Ed. by E.M. Chetyrkin. Moscow, Finansy i Statistika [in Russian].

18. (1993) ISO GUM [11] *Guide to the expression of uncertainty in measurement*.

SYSTEMS OF HYGIENIC EVALUATION OF WELDING MATERIALS (Part 2)

O.G. Levchenko¹, Yu.O. Polukarov¹, O.M. Bezushko², O.M. Goncharova²

¹NTUU «Igor Sikorskyi Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohy Prosp., 03056, Kyiv. E-mail: mail@kpi.ua

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

The aim of this part of the article is to substantiate the order of procedures for determining the hygienic characteristics of welding materials in accordance with the International Standards of ISO 15011 series and, accordingly, with the harmonized National DSTU ISO 15011. The essence of the problem of correct comparative hygienic evaluation of welding materials by improving the procedure of studying indices of the levels of emissions and chemical composition of welding fumes applying the standards of DSTU ISO 15011. The features of basic procedures of hygienic evaluation of welding materials, their specifics and order, as well as the main indices used for its performance are presented. 18 Ref., 6 Tabl., 1 Fig.

Key words: welding materials, hygienic evaluation, welding fume, threshold limit value of welding fume

Надійшла до редакції 06.05.2022

ПЕРЕДПЛАТА 2022

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.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

*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 агентцій «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 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.

ВИПРОБУВАЛЬНА ЛАБОРАТОРІЯ ІНСТИТУТУ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є.О. ПАТОНА НАН УКРАЇНИ

Випробувальна лабораторія ІЕЗ ім. Є.О. Патона створена на базі науково-дослідних відділів для забезпечення потреб Інституту електрозварювання, українських та закордонних підприємств в проведенні випробувань матеріалів та їх з'єднань, конструкційних елементів та виробів різного призначення з використанням сучасних методів відповідно до стандартів ДСТУ, EN, ISO ASTM. Лабораторія акредитована Національним агентством з акредитації України на відповідність вимогам стандарту ДСТУ EN ISO/IEC 17025:2019. Акредитація лабораторії засвідчує її компетентність, неупередженість та її можливості. Це гарантує замовникам проведення випробувань згідно з вимогами стандартів України та інших країн, визнання їх результатів в Україні та за її межами.

Крім забезпечення кваліфікованими дослідженнями наукових відділів Інституту лабораторія виконує роботи по замовленням підприємств та державних органів України, підприємств закордонних країн.

У складі лабораторії функціонують групи аналітичних, механічних та корозійних випробувань, котрі проводять випробування в наступних сферах:

1. Аналітична випробувальна група (spectr-analiz@ukr.net).

Група проводить визначення хімічного складу металів та сплавів, зварювальних з'єднань та покриттів, флюсів та аерозолів. Для визначення хімічного складу матеріалів аналітична випробувальна група використовує:

- методи хімічного аналізу, зокрема, кулонометричний метод визначення вуглецю; фотоколориметричні, титриметричні, гравіметричні методи; атомноабсорбційний метод спектрального аналізу та ін.;
- оптичний емісійний спектральний аналіз на вакуумних та повітряних спектрометрах, спектрометр з індуктивно-зв'язаною плазмою;

– рентгеноспектральні методи аналізу, зокрема, рентгено-флюорисцентний спектральний аналіз (РФСА), мікроаналіз у растровому електронному мікроскопі;

– методи аналізу газів в металах на основі процесу відновлювального плавлення.

Аналітична випробувальна група оснащена високоефективним сучасним обладнанням, в тому числі, відомих зарубіжних фірм: Thermo Electron Corporation, LECO, Philips, Baird, JEOL.

Лабораторія має можливість проводити аналіз елементного складу чорних та кольорових металів, феросплавів, шихтових матеріалів, зварювальних флюсів, зварювальних аерозолів. Проводити оцінку відповідності хімічного складу матеріалів вимогам стандартів.

Аналіз хімічного складу виконується за діючими в Україні стандартами, переважно по типу експресних. При аналізі твердих проб металів найкраще зарекомендував себе вакуумний *оптичний емісійний спектрометр Baird SPECTROVAC-1000* (рис. 1). При необхідності аналізу проб металу, відібраних у виді стружки, за відсутності порівняльних стандартних зразків, дослідженні «екзотичних» домішок в сплавах та наднизьких концентрацій, високоефективним приладом є оптичний емісійний спектрометр з *індуктивно-зв'язаною плазмою iCAP 6500 DUO* (рис. 2).

2. Механічні випробування (0469562@gmail.com).

Лабораторія проводить усі види механічних випробувань по визначенню характеристик механічних властивостей матеріалів та їх відповідності вимогам стандартів.

Види випробувань:

- при статичному навантаженні (на розтяг, згин, згин-перегин, сплющування, роздачу, механічне старіння);
- на удар;
- на тріщиностійкість;



Рис. 1. Оптичний емісійний спектрометр Baird SPECTROVAC-1000



Рис. 2. Оптичний емісійний спектрометр з індуктивно-зв'язаною плазмою iCAP 6500 DUO



Рис. 3. Випробування ланцюга на розтяг на 100 тн розривній машині



Рис. 4. Випробування арматури діаметром 25 мм на загин



Рис. 5. Випробування на розрив дорожнього бар'єрного огородження

- при циклічному навантаженні (на втому при різних характеристиках циклу навантаження розтяг-стиск або згин, на втому при малоцикловому навантаженні, на циклічну тріщиностійкість);
- на довготривалу міцність при температурах до 1000 °С;
- на жаростійкість;
- випробування труб та ємностей внутрішнім тиском до 2500 атм;
- випробування труб з неметалевих матеріалів (ПВХ, інших) внутрішнім тиском на міцність та повзучість при довготривалому навантаженні;
- визначення твердості матеріалів та великогабаритних деталей.

Крім визначення механічних характеристик лабораторія також проводить випробування готових деталей, конструкцій та їх елементів з метою оцінки несучої здатності, надійності. Як приклад можна навести випробування колес та їх ободів залізничних локомотивів, боковин візків вагонів, тормозних колодок локомотивів, залізничних рейок, дощоприймальних люків, металевих дорожніх огорожень бар'єрного типу, зварних елементів вишок мобільного зв'язку, ретрансляційних вишок, елементів мостових конструкцій, будівельних кранів, деталей ліфтів, тросів, ланцюгів, гусениць, арматури, болтів, балонів, вогнегасників, посудів високого тиску, пластикових труб та ємностей.

Випробувальне обладнання включає розривні машини з максимальним навантаженням від 100 Н до 3000 кН, універсальні гідравлічні та сервогідравлічні машини для випробувань при циклічних навантаженнях від 1000 Н до 2000 кН, копри для ударного навантаження, машини для випробувань на повзучість та довготривалу міцність, твердомери, стенди для випробувань ємностей внутрішнім тиском до 2500 атм, стенди для випробувань пластикових труб та ємностей.

Конструкція розривних машин дає можливість проводити випробування виробів та конструкційних елементів з великими габаритами. Так, на рис. 3 показано випробування ланцюга довжиною 1000 мм, на рис. 4 – випробування арматури ді-



Рис. 6. Розривна машина «Baldwin 300»

метром 25 мм на згин, на рис. 5 – випробування на розрив дорожнього бар'єрного огородження, рис. 6 – розривна машина «Baldwin 300» дозволяє проводити випробування на розрив або стиск конструкцій з габаритними розмірами до 1×2×2,5 м при максимальних навантаженнях до 3000 кН.

3. Випробування на корозійну стійкість (lnyrkova@gmail.com, svetlanaosadchuk@meta.ua).

Основними напрямками діяльності лабораторії в сфері корозійних випробувань є дослідження та оцінювання корозійної і корозійно-механічної стійкості металів, сплавів, зварних з'єднань, прокату і виробів з них, ефективності захисних електропровідних та неелектропровідних покриттів. Проводяться дослідження за стандартними методиками схильності трубної сталі до корозійного розтріскування в змодельованому в лабораторних умовах впливі корозійних чинників; визначення загальної корозійної стійкості металів і сплавів ваговим методом та стійкості проти локальних видів корозії: міжкристалітної, пітингової, корозійного розтріскування, розшарувальної, щілинної.



Рис. 7. Камера соляного туману КСТ-1



Рис. 8. Гідростат Г-4

Для проведення за розробленими програмами прискорених випробувань матеріалів на стійкість проти дії кліматичних чинників використовується унікальне обладнання, зокрема:

- камера соляного туману КСТ-1 – для дослідження в умовах нейтрального соляного туману, що моделює морські умови експлуатації (рис. 7);
- гідростат Г-4 – для дослідження в умовах підвищеної вологості та температури, що моделює умови помірного клімату (рис. 8);
- колесо періодичного змочування – для дослідження в умовах періодичного змочування, що моделює цикл «зволоження-висихання» (рис. 9);
- установка «Сигнал» – для дослідження схильності металів, сплавів і зварних з'єднань до корозійного розтріскування при заданому розтягувальному навантаженні в умовах періодичного впливу агресивного середовища (рис. 10).

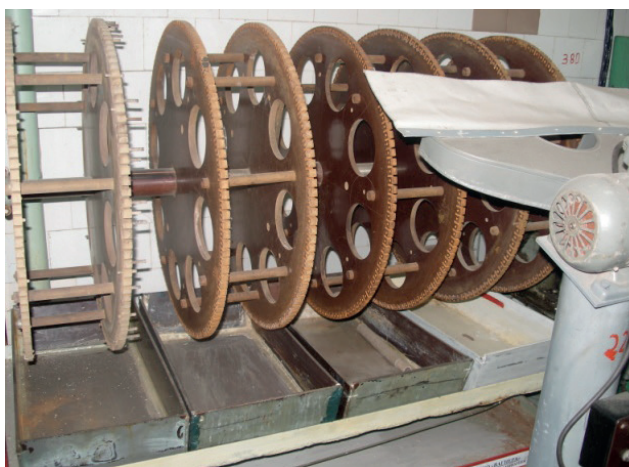


Рис. 9. Колесо періодичного змочування



Рис. 10. Установка «Сигнал»

Фахівці випробувальної лабораторії виконують роботи (замовлення) з встановлення строку служби захисних покривів відповідно до вимог ДСТУ ISO 12944, а також виробів з металів, сплавів, зварних з'єднань за розробленими методиками.

Серед замовників випробувальної лабораторії – атомні електростанції України та ДСП «ЧАЕС», ПрАТ Укргідроенерго, підприємства оборонного комплексу, залізничного транспорту, будівельні підприємства та ЗБК, такі як ЗБК ім. Ковальської, «БЕТОН КОМПЛЕКС», ЗБК №1, Мостобуд, ПАТ «Укрнафта», Укргазвидобування, Кременчуцький НПЗ, ЗТМК, ТОВ «Укрінсталькон ім. В.М. Шимановського», КБ «Антонов», бюро Верітас, Ллойд Регістер, Alex Stewart, митниці, МВС України, Прокуратура, приватні підприємства, приватні підприємці, фермерські господарства.

С.О. Воронін, Я.П. Грицьків,
Л.І. Ниркова, С.О. Осадчук

КОРОТКА ІСТОРІЯ ЖУРНАЛУ «АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ»

Вважається, що журнал «Автоматичне зварювання» російською мовою почав виходити з березня 1948 р. Саме тоді було підписано до друку перший випуск видання «Збірка праць з автоматичного зварювання під флюсом». Його ініціатором став академік Євген Оскарович Патон, який виступив автором передмови, датованої 15 липня 1947 р. У збірці розміщено роботи співробітників Інституту електрозварювання (ІЕЗ) в області зварювання, виконані за останні два роки.

Появі збірок, а потім і журналу передували випуски окремих брошур з електрозварювання. Академік Є.О. Патон завжди надавав великого значення оперативній науковій і технічній інформації. Нове спеціалізоване періодичне видання мало регулярно висвітлювати результати досліджень і досвіду практичного застосування технологій зварювання матеріалів, що швидко розвиваються.

За своє існування видання зазнало багато трансформацій. Вже другий номер збірки дещо змінив назву на «Праці з автоматичного зварювання під флюсом». Збірка, як і в подальшому журнал, тривалий час мала редакторський портфель 7–9 статей.

У 1950 р. десятий номер збірки виходить під назвою «Автоматическое зварювання» і більше назву не змінює. Він виходить російською мовою з періодичністю 6 номерів на рік і має наскрізну нумерацію, починаючи зі збірки праць 1948 р.



Цікаво, що у фондах бібліотеки ІЕЗ для того, щоб зберегти періодичність видання, у той час була зафіксована така нумерація: виданню «Збірка праць з автоматичного зварювання під флюсом», 1948, № 1 присвоєно назву «Автоматичне зварювання», 1948, № 1; «Праці з автоматичного зварювання під флюсом», 1949, № 2 – «Автоматичне зварювання», 1948, № 2-3 та 1949, № 4-5; третій збірці «Праці з автоматичного зварювання під флюсом», 1949, № 6

– «Автоматичне зварювання», 1949, № 6-8; четвертій збірці «Праці з автоматичного зварювання під флюсом», 1950, № 9 – «Автоматичне зварювання», 1950, № 9. Десятий номер збірки «Автоматичне зварювання» за 1950 р. відповідає десятому номеру однойменного журналу за 1950 р. Далі нумерація збігається номер у номер.

Поява журналу «Автоматичне зварювання» одразу ж привернула увагу всіх, хто цікавиться зварюванням. Його авторами стають спеціалісти не лише ІЕЗ, а й інших науково-дослідних установ, заводів, підприємств. З першого номеру 1951 р. видання збільшує наклад з 1500 до 2000 примірників та видозмінюється у повноцінний журнал зі змістом і постійною редколегією. На обкладинці «Автоматичне зварювання» 1951 р. № 6 з'являється надпис «журнал». У 1956 р. його наклад поступово збільшується до 4000 примірників, що свідчить про постійно зростаюче підвищення попиту. Досить швидко журнал поширюється на велику читачську аудиторію.

Після смерті Євгена Оскаровича Патона у серпні 1953 р. головним редактором журналу «Автоматичне зварювання» стає Борис Євгенович Патон та виконує цей почесний обов'язок до серпня 2020 р.

З січня 1958 р. періодичність журналу «Автоматичне зварювання» збільшується із 6 до 12 номерів на рік.

У журналі публікуються статті з різних питань електрозварювання: металургії і технології зварювання низьковуглецевих, низьколегованих сталей, обладнання для дугового, контактного та електрошлакового зварювання, з питань міцності зварних конструкцій. Журнал містить статті працівників заводів, присвячені застосуванню зварювання в різних галузях промисловості, у ньому висвітлюються питання раціоналізації і розробки нових методів виготовлення зварних конструкцій.

Видання набуває такої популярності, що з 1959 р. по 1986 р. Британський інститут зварювання випускає у видавництві British Welding Research Association (Cambridge) переклад журналу «Автоматичне зварювання» під назвою «Automatic Welding» англійською мовою. Перший номер англійською за 1959 р. був перекладом російськомовного четвертого номеру за 1959 р.

У 1960–1970 рр. наклад журналу досягає 8000 примірників і поширюється в різних країнах світу.



У 1962 р. «Автоматичне зварювання» декларується на обкладинці як щомісячний науково-технічний і виробничий журнал, хоча по суті був таким ще з моменту його створення.



З 1986 р. журнал має статус всесоюзного та, із зрозумілих причин, у 1992 р. набуває міжнародного статусу. До складу редколегії входять провідні спеціалісти у сфері зварювання з Німеччини, Польщі, Ізраїлю, Китаю та інших країн.

У 1987 р. частина статей із журналу «Автоматичне зварювання» публікується англійською мовою у щомісячному журналі перекладів «Welding International», який організовано ІЕЗ у співпраці з Центром постачання документів Британської бібліотеки (British Library Document Supply Centre).

У 1989–1990 рр. паралельно із російськомовним журналом «Автоматичне зварювання» у видавництві Abington publishing (Кембрідж, Англія) спільно з ІЕЗ виходить його англomовний переклад. А у 1991–1998 рр. – у видавництві Rieckensky Science Publishing Co (Кембрідж, Велика Британія).

У липні 1999 р. ІЕЗ, за підтримки Міжнародної Асоціації «Зварювання», випускає пілотну версію журналу «Автоматичне зварювання» англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal». Головним редактором журналу став академік Б.Є. Патон. Таким чином, починаючи з 2000 р. Інститутом електрозварювання імені Є.О. Патона журнал «Автоматичне зварювання» випускається двома мовами. З цього часу редакція журналу дотримується політики відкритого доступу Open Access та надає доступ до повних текстів у мережі Інтернет.



Також архіви журналу представлені в міжнародних наукометричних базах даних Scopus (США, 1975–1986 рр., 1988 р., 2001–2005 рр.), Google Scholar (США, з 2009 р.), EBSCO (США, з 2013),

INSPEC (Велика Британія, з 2013 р.), ULRICH'S (США, з 2016 р.) та реферативних журналах «Джерело» (Україна, з 2009 р.) і «Welding Abstracts» (Велика Британія, з 2000 р.). З 2016 р. журнал індексується у Crossref (США), присвоюючи індекси DOI кожній опублікованій науковій статті. В одному номері розміщено в середньому 8–13 наукових текстів.

За роки свого існування зміст журналу «Автоматичне зварювання» багато в чому змінювався відповідно до вимог часу.

Саме з цього журналу багато читачів вперше дізналися про такі роботи, як розробка технологій виготовлення зварних конструкцій методом згортання, зварювання під флюсом вертикальних з'єднань з примусовим утворенням швів, електрошлакове зварювання, CO_2 зварювання тонким електродом, безперервне стикове зварювання магистральних трубопроводів, напіваавтоматичне підводне зварювання дугою та обробка вибухом, а також зварювальні експерименти в космосі та досягнення в області трансформованих конструкцій.

На сьогодні журнал включає оригінальні наукові статті, публікує інформацію про нові розробки та досвід їх комерційного застосування, аналітичні огляди, а також інформацію про патенти. Ця інформація охоплює практично всі аспекти зварювання, наплавлення, пайки та різання різних видів конструкційних і функціональних матеріалів, нанесення захисних покриттів та інші супутні технології. У журналі публікуються огляди комп'ютерних технологій та технологій 3D друку, які використовуються при зварюванні, міцності зварних конструкцій, зварювальних напружень і деформацій, оцінки залишкового ресурсу зварних конструкцій та багато інших напрямків.



Станом на 2022 р. «Автоматичне зварювання» являє собою своєрідну енциклопедію зі зварювання. Він – єдиний в Україні журнал такого спрямування і входить до Переліку наукових фахових видань України, затвердженого Міністерством освіти і науки України.

Світлана Іваненко,
бібліотека ІЕЗ

Календар травня*

1 травня 1893 року

Відкриття Всесвітньої виставки у Чикаго, на якій М.Г. Слов'янов отримав Золоту медаль за спосіб електрозварювання під шаром товченого скла. Окрім цього відвідувачі побачили дивовижний предмет – дванадцятигранну склянку висотою 21 см із сталевого лиття. Електрична дуга була використана для ліквідації в неї вад, які вважалися у металургів природними. У 1895 р. з використанням методу Слов'янова на заводі були відлиті зливки з тигельної та мартенівської сталі вагою 100...800 пудів (1600...12800 кг). У Пермі Слов'янов почав використовувати свій новий спосіб для коригування недоліків лиття, ремонтних робіт з деталями парових машин, зубчастих коліс, артилерійських знарядь.



2 травня 1969 року

У перший рейс Саутгемптон-Нью-Йорк вирушив океанський лайнер Queen Elizabeth 2, який був протягом 35 років флагманом британського пароплавання «Cunard». Ціліснозварна конструкція корпусу корабля була розділена на 13 водонепроникних поперечних перебірок. Зовнішня палуба, обшита деревом, кріпилася на приварених шпильках. Що стосується алюмінієвих палуб, то через застосування тонкого матеріалу на кораблі виникав «пружинний» ефект при ходьбі. Це було подолано, значною мірою, за допомогою приварки ребер жорсткості хрест-навхрест на більших ділянках палуби.



3 травня 1973 року

Хмарочос Уілліс-тауер, Чикаго, США у процесі будівництва стає найвищою будівлею свого часу у світі. Висота будівлі складає 442,1 м та має 108 поверхів. Зведення будівлі такої висоти – це серйозна робота для будівельних та зварювальних компаній. Під час будівництва було використано близько 76000 т сталі. Компанія «Lincoln Electric» брала участь у проєкті як партнер будівництва. Нею було запроєктовано 268 км основних зварних швів. При зведенні будівлі застосовувалося як електродугове, так і електрошлакове зварювання.



4 травня 1777 року

Народився Луї Жак Тенар (1777-1857) – французький хімік, член Паризької академії наук (1810), її Президент у 1823 р. Луї Жак Тенар – автор численних робіт у галузі хімії та хімічної технології. Першим з усіх видів досліджень їм було вивчено перетворення електричної енергії в теплову – нагрівання провідника струмом, що протікає, яке було проведено у 1801 р. В основі багатьох видів зварювальних технологій лежать дослідження, спочатку проведені Луї Жаком Тенаром.



5 травня 1961 року

Почався «Меркурій-Редстоун-3» – перший пілотований суборбітальний політ США. Астронавт Алан Шепард у ході п'ятнадцятихвилинного суборбітального польоту за програмою «Меркурій» пілотовав космічний корабель «Freedom 7». Він одномісний, виконаний у формі капсули. Матеріал кабіни – титаново-нікелевий метал. Об'єм кабіни – 1,7 м³. При виготовленні корпусу корабля застосовувалося контактне зварювання.



6 травня 1912 року

Народився Ю.Г. Дерев'янка (1912-1994) – інженер-суднобудівник. У передвоєнні роки керував проєктуванням та відпрацюванням дослідного підводного човна зі зварним корпусом. Під час війни працював головним конструктором та головним інженером суднобудівних заводів у Ленінграді, де під його керівництвом розроблено проєкти та забезпечено будівництво самохідних плашкоутів та тендерів для ладозької «Дороги життя». Одночасно велося будівництво зварних морських «мисливців», морських бронекатерів та шхерних моніторів.



7 травня 1917 року

У 1917 р. англійський інженер З. Джонс отримав патент, яким на обплетення з азбесту чи іншого непровідного матеріалу наносилася спеціальна паста, що складалася з шлаку і сполучного рідкого скла. Це покращило захист зварного шва.



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



8 травня 1915 року

Народився В.Е. Моравський (1915-1990) – представник Патонівської школи. Їм було закладено фундамент застосування нового перспективного процесу з'єднання металів – конденсаторного зварювання. Понад 40 років він присвятив вивченню теоретичних проблем, пов'язаних з розрядом конденсаторів, а також вирішенню технологічних завдань та створенню обладнання для конденсаторного та лазерного мікрозварювання.



9 травня 1981 року

Скульптура «Батьківщина–Мати» відкрита у 1981 р. в Києві на схилах Дніпра, найвища монументальна зварна скульптура в Європі. Висота від п'єдесталу до кінчика меча 62 м, загальна висота з постаментом – 102 м. В одній руці 16-метровий меч вагою в 9 т, в другій – щит розміром 13 x 8 м та вагою 13 т. Вся скульптура суцільнозварна та важить 450 т. Довжина зварних швів 30 км. В виготовленні скульптури брали участь Маріупольський завод металевих конструкцій, Сумське машинобудівне об'єднання, Київський завод ім. Паризької комуни та ІЕЗ ім. Є.О. Патона.



10 травня 1960 року

Американський підводний човен «Тритон» вперше в світі здійснив підводну навколосвітню подорож. Плавання проходило за маршрутом першого навколосвітнього плавання Фернандо Магеллана. «Тритон» вийшов у Північну Атлантику 15 лютого 1960 р. Залишаючись в підводному положенні з моменту виходу з бази, «Тритон» попрямував до мису Горн, обігнув край Південної Америки і перетнув Тихий океан. Минувши Філіппіни та Індонезію, човен перетнув Індійський океан, обігнув мис Доброї Надії і 10 квітня, через 60 днів і 21 год повернувся в початкову точку подорожі. П'ятнадцятиметрову частину корми човна було змонтовано окремо, а потім приварено до основної частини корпусу.



11 травня 1915 року

Адольф Мессер отримує один із своїх патентів на зварювання. Він розпочав виробництво ацетиленових генераторів та світильників, організувавши власну компанію. У 1903 р. компанія розробила перший різак, що працював на киснево-ацетиленовій суміші. У період з 1924-1950 рр. розроблено та налагоджено виробництво обладнання для електрозварювання. В даний час у компанії Messer Griesheim GmbH на 120 заводах працює близько 4700 співробітників, розроблено понад 150 прикладних технологій, випускається понад 130 газів та газових сумішей.



12 травня 1972 року

З концерну «Fujitsu Ltd.» було виділено компанію «Fujitsu Fanuc Ltd.» – японська компанія, виробник обладнання для промислової автоматизації. Компанія є виробником зварювальних роботів серії Arc Mate, призначених для виконання операцій дугового зварювання, зварювання лазером, паяння м'яким припоєм та різання. До лінійки обладнання входять 11 моделей, кожна з яких призначена для різних об'єктів. Усього за роки своєї роботи компанія виробила понад 550 тис. промислових роботів, а на даний момент у лінійці компанії – понад 100 різних моделей.



13 травня 1940 року

Перший експериментальний політ вертольота Vought Sikorsky VS-300 (S-46) – першого дослідного вертольота конструкції І.І. Сікорського (1889-1972) – видатного авіаконструктора, вченого, винахідника, філософа. У 1910 р. у Києві він підняв свій перший гвинтокрилий апарат. У 1941 р. на замовлення армії США І. Сікорський спроектував двомісний вертоліт для зв'язку та спостереження, який був першим у світі вертольотом, запущеним у великосерійне виробництво, та єдиним вертольотом під час Другої світової війни. Усі основні несучі елементи конструкції корпусу були зварними.



14 травня 1968 року

Гранд М. Манчерян (Hrand M. Muncheryan) отримав один із перших патентів (US3383491A) на лазерний зварювальний апарат. Патент описує пристрій, що складається з джерела живлення, консолі керування та оптичної системи з лазером. Лазерне зварювання застосовується у багатьох сучасних галузях промисловості. Наприклад, здатність створювати тонкі та акуратні шви дозволили використовувати лазер в ремонті ювелірних прикрас та оправ окулярів. У той же час великі установки дозволяють виконувати зварювання елементів автомобілів або корозійностійких труб.



15 травня 2006 року

Відкрито скульптуру «Cloud Gate» (Хмарна Брама), розташовану у діловому кварталі Чикаго, США. Автор – британський художник індійського походження Аніш Капур (народився у 1954 р.). Скульптура складається з 168 пластин нержавіючої сталі, зварених разом, відполірованих настільки, що її зовнішня поверхня не має видимих швів. Розміри скульптури – 10 (висота), 20 (довжина) та 13 (ширина) метрів, вага – близько 100 т. Зварювальники використовували гібридне лазерно-дугове зварювання. Хмарна брама одна з найзнаменитіших і найвідоміших пам'яток сучасності. Вважається, що образ скульптури був навіяний виглядом краплі ртуті.

16 травня 1901 року

Почалася третя арктична експедиція кораблем «Єрмак». Перший у світі криголам арктичного класу водотоннажністю 15000 т був закладений у Ньюкаслі на стапелях англійської фірми «Armstrong Whitworth» на замовлення Росії. Відповідно до задуму адмірала С.О. Макарова, на кораблі, окрім звичайних трьох кормових гвинтів, був носовий гвинт, призначений не тільки для створення тяги, але й для розгону льоду. При випробуваннях виявилось, що ця функція не виконується і верфь отримала замовлення замінити передній гвинт колесом. Носова частина криголама була демонтована, але в її місце приварена нова. Криголам показав чудові мореплавні якості, і довгі роки працював у важких льодових умовах.

**17 травня 1887 року**

Миколі Бенардосу та Станіславу Ольшевському видано патент на спосіб дугового електрозварювання «Електрогефест» – метод і пристрій для зварювання електродом, що не плавиться. Цей винахід отримав золоту медаль і став головним експонатом Паризької міжнародної електротехнічної виставки. На фотографії бюст М. Бенардоса, виконаний зварником-художником Г.Г. Дочкіним.

**18 травня 1969 року**

Стартував «Аполлон-10» – американський пілотований космічний корабель, який здійснив 18-26 травня 1969 р. випробувальний політ до Місяця у повній (командний та місячний модулі) конфігурації, під час підготовки експедицій на Місяць у рамках програми «Аполлон». «Аполлон-10» встановив рекорд швидкості пілотованого космічного корабля: 39893,68 км/год. Це сталося 26 травня під час зворотнього польоту. При виробництві корабля використовувалися найсучасніші технології зварювання.

**19 травня 1994 року**

Засновано Індонезійську зварювальну асоціацію. Основна мета асоціації – стати організацією, здатною підвищити компетенцію індонезійських робітників та зварювальної промисловості. Учасники асоціації займаються розробкою систем освіти та навчання, а також систем сертифікації зварювального персоналу відповідно до визнаних міжнародних стандартів.

**20 травня 1890 року**

Опубліковано один з патентів на зварювання Джорджа Вестінгауза – американського промисловця, інженера та підприємця, засновника компанії «Вестінгауз Електрик». Його фірма була одним із піонерів розробки зварювальних матеріалів та апаратів для зварювання. У 1909 р. він створив генератор постійного струму, чим зробив застосування зварювання більш доступним.

**21 травня**

Народився Якоб Кнаппіх – один із засновників компанії «KUKA Systems GmbH». У 1889 р. Йохан Йозеф Келлер спільно з Якобом Кнаппіх засновують ацетиленовий завод з виробництва недорогих систем для освітлення будівель і вулиць, побутових приладів та автомобільних фар. Розробка та виробництво обладнання для контактного зварювання розпочалося у 1936 р. У 1956 р. «KUKA» випускає перші автоматичні зварювальні лінії, здійснює постачання першої лінії багатоточкового зварювання для компанії «Volkswagen AG». Десять років потому компанія випускає першу машину для зварювання тертям. У 1967 р. «KUKA» вперше застосує дугове зварювання. Сьогодні компанія є найбільшим постачальником гнучких автоматизованих рішень, зокрема, роботів для зварювання.

**22 травня 2012 року**

Відкриття «Tokyo Skytree» (Токійське небесне дерево) – телевізійної вежі в районі Суміда, Токіо, Японія, найвищої телевежі у світі заввишки 634 м та другою за висотою спорудою у світі після «Бурдж-Халіфа». Вся конструкція вежі складається з елементів «решітки», кожна з яких є комбінацією трикутників, у складі інших складових. Ці елементи з'єднуються за допомогою суглобів розгалуження, труб. Усі конструкції з'єднуються зварюванням безпосередньо до головної опори, без використання будь-яких інших систем кріплення або методів. Цей тип з'єднання має дуже простий зовнішній вигляд і має високу сейсмостійкість.

**23 травня 1949 року**

У Лахті засновано Veljekset Kempri Oy – фінський виробник зварювального обладнання. Компанія має дочірні компанії у 13 країнах, офіси продажів та роздрібні мережі у більш ніж 70 країнах. У середині 1960-х компанія випустила на ринку свій перший апарат для зварювання MIG/MAG. Також саме Kempri у 1977 р. розробила перше у світі інверторне джерело живлення для зварювання – Hilars-250. Цей апарат став прабатьком сучасних зварювальних інверторів. У 1990 р. «Kempri» стала першим у світі виробником зварювальних апаратів, який отримав сертифікат якості ISO 9001, а також стала першим виробником, який використовує цифрову технологію зварювання.





24 травня 1961 року

Початок практичної експлуатації космічного центру Кагосіма (Японія), нині космодрому Утіноура. З нього стартують твердопаливні ракети-носії при запуску космічних апаратів наукового призначення, а також геофізичні та метеорологічні ракети. При будівництві космодрому використані сучасні на той період технології з'єднання металів.



25 травня 2018 року

В останню п'ятницю травня усі зварювальники відзначають своє професійне свято – День зварювальника. Професія зварювальника прийшла в наше життя з давніх часів. А сьогодні практично неможливо знайти конструкцію, яка виготовлялася б без зварювання.



26 травня 1970 року

Лайнер «Ту-144» подолав символічний рубіж у 2 Махи, здійснивши політ на висоті 16300 м зі швидкістю 2150 км/год. Радянський «Ту-144» став першим типом надзвукових лайнерів, який використовувався для комерційних перевезень та перевищив швидкість звуку. Конструкція лайнера була на 20 % зроблена з титану. По всій задній кромці крила розташовувалися елерони, виготовлені з титанових сплавів. Застосування у конструкції титанових сплавів вимагало створення нових верстатів та зварювального обладнання.



27 травня 1934 року

Народився В.М. Кудінов – представник Патонівської школи. Вчений проводив дослідження, пов'язані з фізико-механічними явищами під час обробки металів вибухом. Під керівництвом В. М. Кудінова виконано комплекс фундаментальних досліджень, пов'язаних із створенням фізичної теорії явища хвилеутворення при зварюванні вибухом. Вони послужили основою виділення окремого класу зварювальних процесів, які отримали назву конструкційного зварювання вибухом, що виконується на деталях і виробах. В області різання вибухом йому належать розробки щодо створення конструкції видовжених кумулятивних зарядів, їх оптимізації та розробки безпечної технології виготовлення.



28 травня 1935 року

Перший політ дослідного зразку німецького винищувача Мессершmitt Bf 109 – наймасовішого (33000 шт.) винищувача Другої світової війни. При його виробництві широко використовувалося точкове зварювання.



29 травня 1829 року

Помер Гемфрі Деві (1778-1829) – англійський хімік, фізик та геолог, один із засновників електрохімії. У 1809 р. він отримав електричну дугу. Відкриття електричної дуги деякий час приписувалося Гемфрі Деві і вона була відома під назвою вольтової дуги. Деві зіштовхував два загострені вугільні електроди, з'єднані з полюсами батареї, що складалася з 2000 елементів. Завдяки величезному виділенню тепла вугілля розжарювалося до чорного. Коли Деві віддаляв їхні кінці один від одного, струм продовжував передаватися через повітряний проміжок, поширюючи сліпуче світло, що отримало назву світла Деві або вольтової дуги.



30 травня 2012 року

Був спущений на воду корвет «Стикий». Цей проект – одна з останніх розробок українського кораблебудування. Спочатку різкою металу створювали необхідні форми, а потім за допомогою зварювання з'єднували секції корпусу. Під час будівництва було використано сучасне зварювальне обладнання для автоматичного зварювання під флюсом, напівавтоматичного зварювання в середовищі захисних газів, аргондугового зварювання та ручного електродугового зварювання.



31 травня 1920 року

Здійснено спуск на воду «Муцу» – лінкора японського імператорського флоту, другого корабля типу «Нагато». Кораблі типу «Нагато» є першими повністю спроектованими та побудованими на верфях Японії лінкорами. Вони створювалися з урахуванням концепції швидкохідних лінкорів. Відповідно до останніх досягнень техніки відносно нова технологія дугового зварювання широко використовувалася при будівництві корабля, забезпечуючи довговічність та міцність броне.