

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 8 З В А Р Ю В А Н Н Я 2023

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

ТЕОРІЯ ЗВАРЮВАЛЬНИХ ПРОЦЕСІВ

Кривцун І.В., Крикент І.В., Демченко В.Ф. Вплив прогину поверхні зварювальної ванни на умови горіння дуги з тугоплавким катодом 3

ЕЛЕКТРОФІЗИЧНА ОБРОБКА

Лобанов Л.М., Пашчин М.О., Міходуй О.Л. Сучасні технології електрофізичної обробки для регулювання напружено-деформованих станів елементів зварних конструкцій..... 9

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Макимова С.В., Ковальчук П.В., Воронов В.В., Дацюк І.І. Вплив заліза на структуру і технологічні характеристики припоїв системи Cu–Mn–Co–Fe..... 15

ЗВАРЮВАННЯ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ

Коржик В.М., Гринюк А.А., Хаскін В.Ю., Ілляшенко Є.В., Пелешенко С.І., Альошин А.О., Скачков І.О., Долянівська О.В. Вплив швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом на формування з'єднань високоміцних алюмінієвих сплавів 23

3D ДРУК

Адхамський С.А., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. Вплив зупинки процесу плавлення на механічні властивості зразків зі сплаву Co–Cr–Mo, виготовлених за SLM-технологією 35

ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Устінюк А.І., Фальченко Ю.В., Демченков С.О., Петрушинець Л.В. Виготовлення стільникових панелей на основі фольги високоентропійного сплаву CoCrFeNiSi_{0,2}, отриманої методом EB-PVD..... 40

ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ

Сом О.І. Плазматрон для плазмово-порошкового наплавлення з двома системами подачі порошку..... 47

ЗВАРЮВАННЯ В КОСМОСІ

Глушак С.О. Еволюція обладнання для електронно-променевого зварювання у космосі..... 52

ІНФОРМАЦІЯ

Трубопроводи і промислові технології для транспорту водню 60

Державний політехнічний музей імені Бориса Патона..... 62

CONTENT

THEORY OF WELDING PROCESSES

Krivtsun I.V., Krikent I.V., Demchenko V.F. Influence of weld pool surface depression on burning conditions of an arc with a refractory cathode 3

ELECTROPHYSICAL TREATMENT

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mikhodui O.L. Modern technologies of electrophysical treatment for regulation of stress-strain states of elements of welded structures 9

METAL SCIENCE

Maksymova S.V., Kovalchuk P.V., Voronov V.V., Datsiuk I.I. The influence of iron on the structure and technological characteristics of Cu–Mn–Co–Fe brazing filler metal 15

WELDING OF NON-FERROUS METALS

Korzhyk V.M., Grynyuk A.A., Khaskin V.Yu., Ilyashenko E.V., Peleshenko S.I., Alosyn A.O., Skachkov I.O., Dolyanivska O.V. Influence of the speed of plasma-arc welding at a variable polarity asymmetrical current on the formation of joints of high-strength aluminium alloys 23

3D PRINTING

Adzhamskyi S.V., Kononenko G.A., Podolskyi R.V. Influence of a stop in the process of melting on mechanical properties of specimens from the Co–Cr–Mo alloy made by SLM technology 35

WELDING IN THE SOLID PHASE

Ustinov A.I., Falchenko Iu.V., Demchenkov S.O., Petrushynets L.V. Manufacturing honeycomb panels on the base of high-entropy CoCrFeNiSi_{0,2} alloy foil produced by EB-PVD method 40

PLASMA TRANSFERRED ARC SURFACING

Som O.I. Plasma torch for plasma transferred arc surfacing with two powder feeding systems 47

WELDING IN SPACE

Hlushak S.O. Evolution of electron beam hardware for welding in Space..... 52

INFORMATION

Pipelines and industrial technologies for hydrogen transport 60

Boris Paton state polytechnic museum 62



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:
I.V. Кривцун (головний редактор),
V.M. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
O.M. Берднікова, V.V. Книш,
V.M. Коржик, Ю.М. Ланкін,
Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов,
O.V. Махненко, M.O. Пашчин,
V.D. Позняков, I.O. Рябцев;
V.V. Дмитрик, НТУ «ХП», Харків;
V.V. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
M.M. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
M. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
U. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Виконавчий директор – О.Т. Зельніченко, Міжнародна
Асоціація «Зварювання», Київ

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11
Тел./факс: (38044) 205-23-90
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.
Електронна версія: 1800 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за любой рік.

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

За зміст рекламних матеріалів
видавець відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

Founders

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

Address

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

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing Editorial Board of the Journal

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

Subscription 2024

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

Articles from «Avtomatychne Zvaryuvannya» (Automatic Welding)
journal is republished selectively in English in
«The Paton Welding Journal»:
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
Publisher is not responsible
for the content of the promotional material.

ВПЛИВ ПРОГИНУ ПОВЕРХНІ ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ НА УМОВИ ГОРІННЯ ДУГИ З ТУГОПЛАВКИМ КАТОДОМ

І.В. Кривцун, І.В. Крикент, В.Ф. Демченко

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

Описано результати математичного моделювання аргонової дуги з тугоплавким катодом за наявності деформованої поверхні зварювальної ванни (анода дуги). Вважається, що на поверхні анода існує заглиблення (лунка), форма і розміри якого є заданими; дугова плазма має осьову симетрію і знаходиться у стаціонарному стані; випаровування металу з поверхні анода нехтується. Стисло описано математичну модель процесів перенесення енергії, імпульсу, маси і заряду в плазмі стовпа та анодної області дуги. Проведено чисельне дослідження теплових, електромагнітних і газодинамічних процесів у стовпі дуги з викривленою поверхнею анода, а також умов електричної, теплової та силової взаємодії дуги з анодною поверхнею залежно від глибини лунки. Результати обчислювальних експериментів ілюструються полями ізотерм, ізобар і струмових ліній в дузі з викривленою поверхнею анода, які порівнюються з аналогічними полями у випадку анода з плоскою поверхнею. Описано методику розрахунку нормальних компонентів векторів щільності електричного струму та питомого теплового потоку в анод, що має викривлену поверхню, а також наведено результати розрахунку радіальних розподілів цих характеристик залежно від глибини лунки на поверхні анода. Ці результати доповнюються чисельними дослідженнями впливу глибини лунки на розподіл тиску дуги на поверхні анода. Зроблено висновок, що прогин поверхні зварювальної ванни в умовах ТПГ зварювання може істотно змінювати умови електричної та теплової взаємодії дуги зі зварюваним металом, а саме впливати на теплові та гідродинамічні процеси у рідкому металі, які визначають проплавляючу здатність дуги з тугоплавким катодом. Бібліогр. 29, рис. 8.

Ключові слова : ТПГ зварювання, стовп дуги, анодна область, поверхня зварювальної ванни, анод, щільність електричного струму, питомий тепловий потік в анод, математичне моделювання

Вступ. Технологічні результати ТПГ зварювання багато в чому визначаються умовами взаємодії електричної дуги з поверхнею металу, що зварюється. До таких умов відносяться: розподіли питомого теплового потоку, щільності електричного струму, газодинамічного тиску і напруження в'язкого тертя дугової плазми на поверхні зварювальної ванни, які в свою чергу визначають теплові, електромагнітні та гідродинамічні процеси в зварюваному металі і, відповідно, глибину та форму його проплавлення.

Дослідженням плазми стовпа і анодної області електричної дуги з тугоплавким катодом, у тому числі умов її взаємодії з поверхнею анода, залежно від струму, довжини дуги, форми та розмірів катода, складу та тиску захисного газу, присвячено значну кількість робіт [1–14]. При експериментальному дослідженні розподілів щільності електричного струму та питомого теплового потоку на поверхні анода в [1, 6, 10] був використаний метод розрізного водоохолоджуваного анода, робоча поверхня якого є плоскою. При проведенні спектрометричних вимірювань температури дугової плазми в [3, 7] і зондових вимірювань електронної температури та потенціалу плазми в анодній області дуги [5] також використовувався водоохолоджуваний анод з плоскою поверхнею. Теоретичні дослідження і чисельне моделювання процесів у стовпі та анодному шарі дуги з тугоплавким ка-

тодом, виконані в [2–4, 7–9, 11–14], проводилися з припущенням, що температура поверхні анода не перевищує температуру плавлення його матеріалу, а сама поверхня є плоскою. Отримані таким чином результати не дозволяють повною мірою враховувати вплив деформації поверхні зварювальної ванни та її температури на теплові, газодинамічні та електромагнітні характеристики дугової плазми, а також на процеси в металі, що зварюється дугою з неплавким електродом.

Дослідженню впливу на зазначені характеристики температури поверхні анода, у тому числі випаровування його матеріалу в дугову плазму, присвячено статті [15–21]. У більшості подібних теоретичних робіт (див., наприклад, огляди [17, 18] та цитовану в них літературу) поверхня анода (зварювальної ванни) також вважається плоскою, а розподіл температури цієї поверхні знаходиться або розрахунковим шляхом з використанням різних моделей процесів, що протікають у тілі анода [15–19], або задається *a priori* [20, 21].

В умовах ТПГ зварювання тиск швидкісного напорі дугової плазми на поверхню зварюваного металу може істотно (залежно від струму та довжини дуги) деформувати поверхню розплаву. У цьому випадку розподіл нормальних компонентів щільності електричного струму та питомого теплового потоку в анод, а також розподіл газодинамічного тиску

Кривцун І.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9818-3383>, Крикент І.В. – <https://orcid.org/0000-0002-4196-6800>

© І.В. Кривцун, І.В. Крикент, В.Ф. Демченко, 2023

дугової плазми вздовж поверхні зварювальної ванни можуть істотно відрізнятися від тих, які визначаються в ході натурних або чисельних експериментів для анода з плоскою поверхнею. Зрештою це може призводити до зміни теплової та гідродинамічної обстановки в рідкому металі і, як наслідок, впливати на проплавляючу здатність дуги при ТПГ зварюванні.

Роботи, присвячені моделюванню фізичних процесів при зварюванні стиснутою (плазмовою) дугою та дугою, що вільно горить, з урахуванням деформації вільної поверхні зварювальної ванни з'явилися нещодавно [22–24]. У цих роботах для опису комплексу фізичних процесів, які протікають у стовпі та анодній області дуги, а також процесів у зварюваному металі, використовується єдина математична модель. Такий підхід дозволив здійснити моделювання процесу точкового ТПГ зварювання при високих значеннях струму дуги [23], тобто в умовах, коли деформація поверхні зварювальної ванни виявляється істотною, та дослідити процеси плазмового зварювання в режимі глибокого проплавлення (keyhole) при точковому [22] та лінійному [24] зварюванні стиснутою дугою. Разом з тим єдина математична модель, яка використовується авторами [22–24], не дозволяє повною мірою врахувати специфіку анодних процесів, для опису яких у зазначених роботах використовується дифузійне наближення для плазми анодного шару, яка вважається ізотермічною (локально-термічно-рівноважною) [25].

Тому дану роботу присвячено комп'ютерному моделюванню процесів перенесення енергії, імпульсу, маси і заряду в плазмі стовпа та анодній області аргонової дуги атмосферного тиску з тугоплавким катодом і анодом з викривленою по-

верхнею на основі самоузгодженої математичної моделі, яку було запропоновано в [11, 12], використано та верифіковано в [13]. Шляхом обчислювального експерименту досліджуються як розподілені характеристики дугової плазми, так і умови її взаємодії з викривленою поверхнею анода.

Умови обчислювального експерименту. Найбільш адекватний опис процесу ТПГ зварювання з урахуванням деформації поверхні зварювальної ванни має ґрунтуватися на спряженій моделі, яка описує теплові, електромагнітні, газо/гідродинамічні процеси в системі «дугова плазма–анодний шар–метал, що зварюється». Комп'ютерна реалізація такої моделі пов'язана зі значними труднощами та потребує значних обчислювальних ресурсів. У цій роботі для дослідження впливу деформації поверхні зварювальної ванни на умови горіння аргонової дуги з тугоплавким катодом використовується наближений підхід, який базується на наступних положеннях:

1. Деформована поверхня зварювальної ванни апроксимується осесиметричним заглибленням на поверхні анода. Форма цього заглиблення (лунки) передбачається незмінною в часі та *a priori* заданою як поверхня обертання з твірною, яка описується рівнянням $z = ar^2$. У цьому виразі координата z відраховується від денця лунки; $a = L/R^2$, де L , R — глибина та радіус лунки на поверхні (рис. 1).

2. Вважається, що процеси перенесення енергії, імпульсу, маси та заряду в дуговому розряді є стаціонарними, а розподіли характеристик дугової плазми є осесиметричними.

3. Для опису процесів перенесення енергії, імпульсу, маси і заряду в плазмі стовпа та анодного шару дуги використовується самоузгоджена математична модель [11–13], яка включає дві взаємопов'язані моделі:

– модель стовпа дуги, що описує теплові, електромагнітні та газодинамічні процеси в плазмі стовпа, яка вважається квазінейтральною, ізотермічною та іонізаційно рівноважною;

– модель анодного шару, що описує процеси в прианодній плазмі з урахуванням її термічної та іонізаційної нерівноважності, а також наявності поблизу поверхні анода шару просторового заряду, і дозволяє сформулювати граничні умови на границі плазми стовпа дуги з анодною областю та обчислити розподілені характеристики теплової, газодинамічної та електромагнітної взаємодії дугової плазми з поверхнею анода.

4. Випаровування металу з поверхні анода не приймається до уваги, що справедливо, наприклад, для сталюого анода, якщо максимальна температура його поверхні не перевищує 2400 К [20].

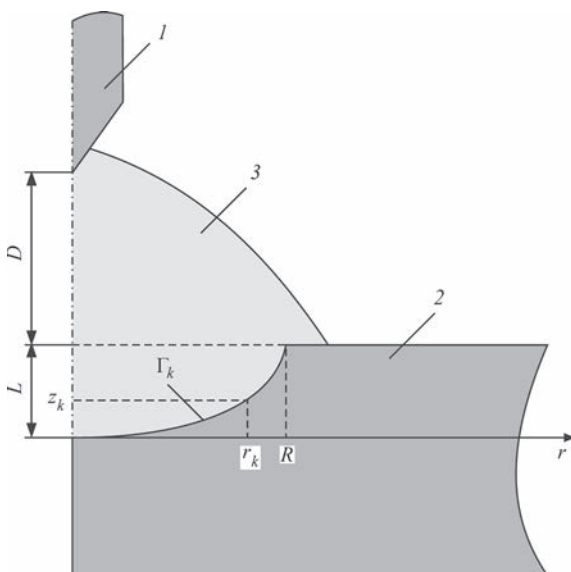


Рис. 1. Схематичне зображення системи «дуга–анод»: 1 — тугоплавкий катод; 2 — анод; 3 — дуга

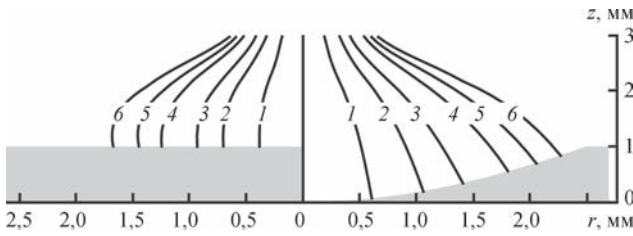


Рис. 2. Струмові лінії в стовпі дуги: 1 — $i = 10$; 2 — 30; 3 — 50; 4 — 80; 5 — 100; 6 — 120 А

Чисельна реалізація математичної моделі [11, 12] здійснювалася на прямокутній сітці методом кінцевих різниць з використанням сумісного лагранжевої-ейлерового (Lagrange–Euler) методу [26], адаптованого до умов стисливого середовища. У сітковій області границя між плазмою і металом апроксимувалася ступінчастою лінією. Розглядалася аргонова дуга завдовжки $D = 2$ мм (відстань від катода до невикривленої поверхні анода, див. рис. 1) при струмі $I = 200$ А. Для визначення термодинамічних і транспортних властивостей, а також втрат енергії на випромінювання аргонової плазми атмосферного тиску в залежності від температури використовувалися розрахункові дані з [27, 28].

У ході математичного моделювання розраховувалися розподіли теплових, електромагнітних і газодинамічних характеристик плазми в стовпі дуги, а також розподілені характеристики взаємодії дуги з поверхнею анода в залежності від глибини лунки на цій поверхні. При проведенні обчислювальних експериментів покладалося $R = 2,5$ мм, а величина L варіювалася в інтервалі $0 \dots 1,4$ мм.

Результати моделювання. У якості характерного значення глибини лунки на поверхні анода виберемо $L = 1$ мм і прослідкуємо, як кривизна поверхні анода впливає на електромагнітні, теплові та газодинамічні процеси в дуговій плазмі. На рис. 2–4 представлено струмові лінії, ізотерми та ізобари надлишкового тиску Δp у плазмі стовпа дуги, розраховані для плоскої (на рис. ліворуч) та викривленої (на рис. праворуч) поверхні анода. Під струмовими лініями розуміються твірні поверхонь обертання, що обмежують області дугової плазми, через які протікає задана частина i повного електричного струму дуги I .

Викривлення поверхні анода істотно змінює характер протікання струму та теплову і газодинамічну обстановку в стовпі дуги. Прогин поверхні найбільше впливає на характеристики дугового розряду поблизу анода і продовжує даватися знаки в середині міжелектродного проміжку. У прикатодній області характеристики дуги мало відрізняються від випадку анода з плоскою поверхнею. Цей висновок, який впливає з аналізу полів на рис. 2–4, підкріпимо результатами розрахунку

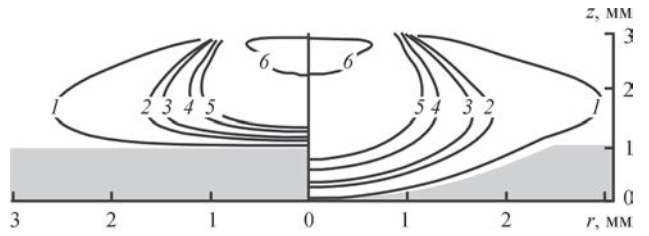


Рис. 3. Поле температур плазми стовпа дуги: 1 — $T = 13$; 2 — 17; 3 — 18; 4 — 20; 5 — 21; 6 — 25 К

струмових характеристик у двох перерізах стовпа дуги: у площині невикривленої поверхні анода (рис. 5, а); у площині, розташованій над цією поверхнею на відстані $0,5$ мм (рис. 5, б).

Визначемо розподіли нормальних компонентів векторів щільності електричного струму j_{an} і питомого теплового потоку q_{an} на викривленій поверхні анода, які потрібні при моделюванні теплових, гідродинамічних та електромагнітних процесів у зварюваному металі з урахуванням деформації вільної поверхні зварювальної ванни. При чисельному розрахунку вектори щільності струму та питомого теплового потоку в анод вздовж ступінчастої сіткової границі, яка апроксимує викривлену поверхню анода Γ , мають складові як в аксіальному, так і в радіальному напрямках (на горизонтальних лініях сітки — аксіальні компоненти, на вертикальних — радіальні). Це ускладнює обчислення нормальних до зазначеної поверхні компонентів відповідних векторів.

Для визначення розподілів j_{an} і q_{an} на викривленій поверхні анода скористаємося наступною методикою. Нехай Γ_k — відрізок твірної поверхні лунки, який починається від її денця та завершується деякою точкою з координатами $\{r_k, z_k\}$ на твірній Γ лунки (див. рис. 1). Позначимо через $I_a(r_k) = 2\pi \int_{\Gamma_k} j_{an}(s)r(s)ds$ — електричний струм, що витікає в плазму через частину криволінійної поверхні анода з твірною Γ_k і, відповідно, $Q_a(r_k) = 2\pi \int_{\Gamma_k} q_{an}(s)r(s)ds$ — тепловий потік, що поступає в анод через вказану поверхню, де s — поточна довжина дуги твірної Γ .

Наближено покладемо:

$$j_{an}(r_k) \approx [(\tilde{I}_a(r_{k+1}) - \tilde{I}_a(r_k))] / S_k; \quad (1)$$

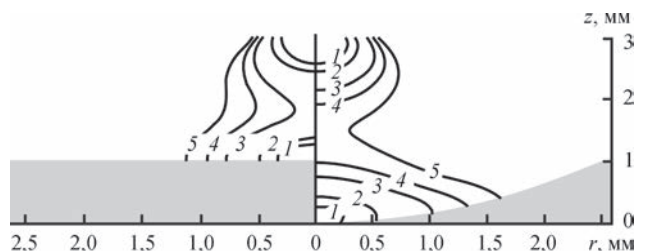


Рис. 4. Поле ізобар надлишкового тиску в стовпі дуги: 1 — $\Delta p = 800$; 2 — 700; 3 — 500; 4 — 400; 5 — 300 Па

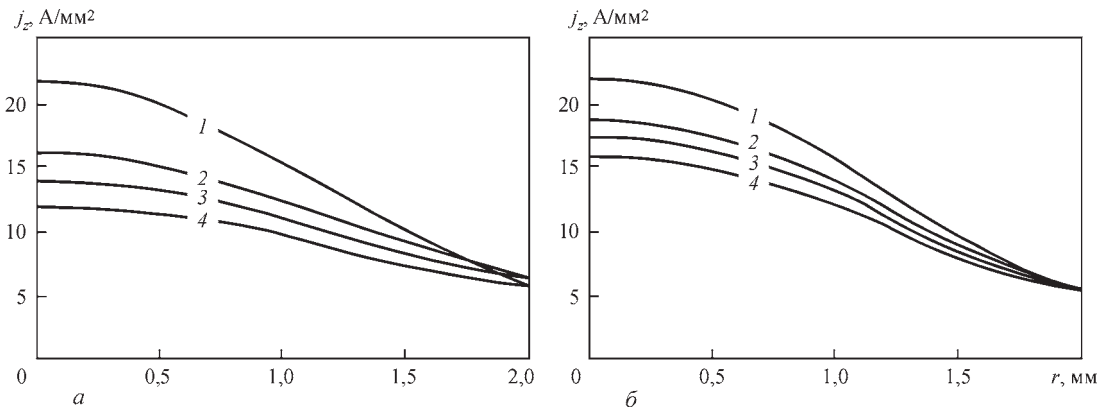


Рис. 5. Радіальний розподіл аксіальної компоненти щільності струму в двох перерізах стовпа дуги при різних значеннях L : 1 — $L = 0$; 2 — 0,7; 3 — 1,0; 4 — 1,4 мм

$$q_{an}(r_k) \approx [(\tilde{Q}_a(r_{k+1}) - \tilde{Q}_a(r_k))] / S_k, \quad (2)$$

де $j_{an}(r_k)$, $q_{an}(r_k)$ — середні значення нормальних до викривленої поверхні анода компонент щільності струму та питомого теплового потоку на відрізку $\Delta\Gamma_k$ твірної між перерізами лунки $z = z_k$ і $z = z_{k+1}$; $S_k = 2\pi \int_{\Delta\Gamma_k} r(s) ds$ — площа поверхні тіла обертання з твірною $\Delta\Gamma_k$, а $\tilde{I}_a(r_k)$ і $\tilde{Q}_a(r_k)$ є суматорними аналогами розподілів $I_a(r)$ і $Q_a(r)$ відповідно.

Розрахунок $\tilde{I}_a(r_k)$, $\tilde{Q}_a(r_k)$ здійснювався шляхом чисельного інтегрування дискретних значень щільності електричного струму та питомого тепло-

вого потоку вздовж всіх (як горизонтальних, так і вертикальних) ділянок ламаної сіткової границі Γ_k . Слід зауважити, що при чисельному розв'язанні рівнянь моделі на прямокутній сітці сіткові значення струму та теплового потоку, які визначаються вздовж ламаної сіткової границі, набувають невеликих осциляцій. Для їх усунення сіткові функції $\tilde{I}_a(r_k)$, $\tilde{Q}_a(r_k)$ на відрізку $0 \leq r \leq 2,5$ мм апроксимуються поліномами 3-го порядку, а отримані інтерполяційні залежності використовуються в (1), (2) при обчисленні нормальних компонент щільності електричного струму та питомого теплового потоку на викривленій поверхні анода.

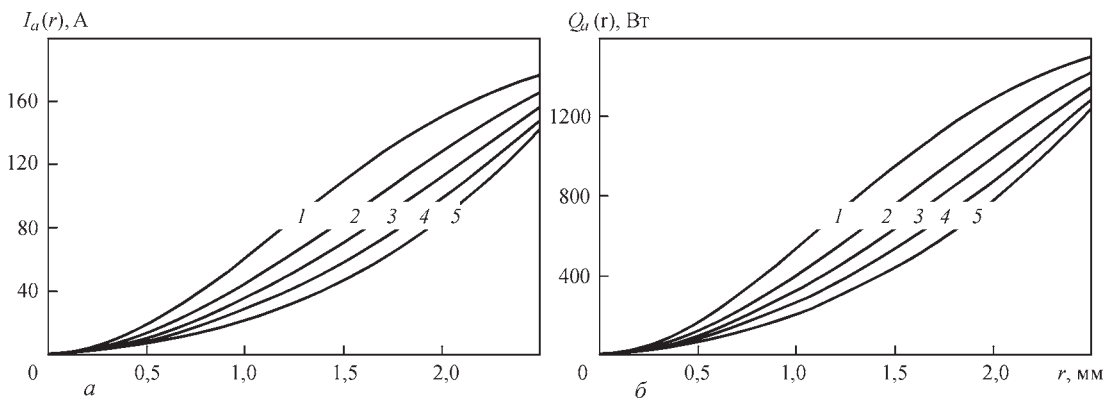


Рис. 6. Радіальні розподіли електричного струму (а) і теплового потоку (б) через викривлену поверхню анода: 1 — $L = 0$; 2 — 0,4; 3 — 0,7; 4 — 1,0; 5 — 1,4 мм

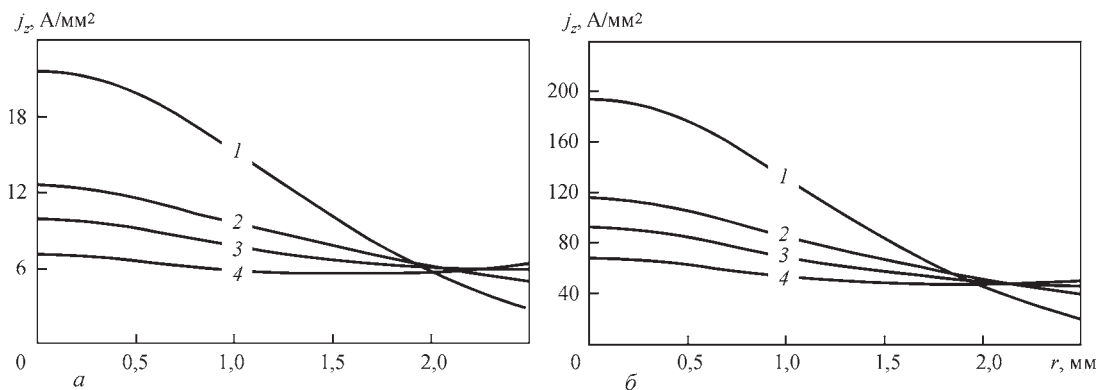


Рис. 7. Радіальні розподіли нормальних компонент векторів щільності струму (а) та питомого теплового потоку (б) на поверхні анода: 1 — $L = 0$; 2 — 0,7; 3 — 1,0; 4 — 1,4 мм

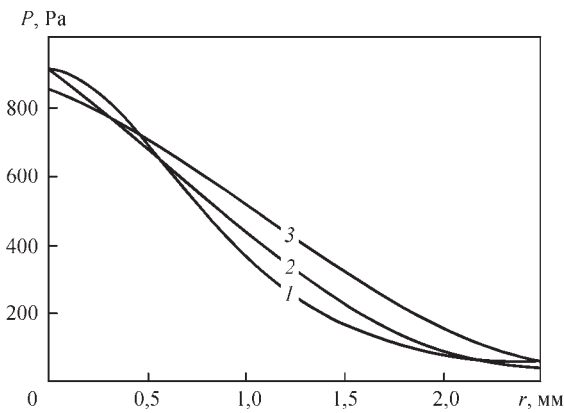


Рис. 8. Тиск дугової плазми на викривлену поверхню анода: 1 — $L = 0$; 2 — 0,4; 3 — 1,0 мм

Розраховані таким чином радіальні розподіли величин $I_a(r)$ і $Q_a(r)$ в лунці на поверхні анода показано на рис. 6. Відповідні розподіли $j_{an}(r)$, $q_{an}(r)$ для аргонної дуги з тугоплавким катодом та анодом з деформованою поверхнею представлено на рис. 7.

Зі збільшенням прогину лунки зростає площа поверхні анода, яка взаємодіє з дуговою плазмою. У результаті обидва ці параметри, що є відповідальними за електричну та теплову взаємодію дуги з анодом, який має викривлену поверхню, зменшуються зі збільшенням стрілки прогину цієї поверхні. Змінюється також характер їх розподілу вздовж анодної поверхні.

На відміну від щільності струму на аноді та питомого теплового потоку в анод (див. рис. 7) розподіл тиску вздовж викривленої поверхні анода незначно залежить від величини прогину його поверхні (рис. 8). Зазначимо, що газодинамічний тиск, розрахований методом математичного моделювання, є надлишковим у порівнянні з атмосферним і включає дві складові: магнітний тиск і тиск швидкісного напору дугової плазми, який виникає в результаті дії непотенційної складової сили Лоренца [29].

Висновки

При ТІГ зварюванні на прямій полярності:

1. Вплив деформації поверхні зварювальної ванни на теплові, електричні та газодинамічні характеристики дугової плазми найбільш позначається в тій частині стовпа дуги, яка віддалена від площини поверхні зварюваного металу на відстань, що є співставною з величиною стрілки прогину поверхні ванни, і слабшає при наближенні до катоду.

2. Деформація вільної поверхні зварювальної ванни може призводити до істотної зміни умов теплової, електричної та динамічної взаємодії дуги з металом, що зварюється, у порівнянні з випадком, коли ванна має плоску поверхню. Залежно від величини стрілки прогину поверхні ванни осьові значення нормальних компонент щільності електричного струму та питомого теплового потоку дуги на поверхні зварювальної ванни можуть зменшуватися в два і більше разів. Тиск, який чинить потік дугової плазми на поверхню зварю-

вальної ванни, незначно залежить від величини деформації її поверхні.

3. Вплив деформації поверхні ванни на проплавляючу здатність дуги полягає не лише в тому, що джерело тепла занурюється вглиб зварюваного металу, але також і в корінній зміні гідродинамічних потоків у зварювальній ванні у порівнянні з тими, які прогножуються моделями, що не враховують прогин поверхні ванни. При деформації поверхні ванни значних змін зазнають характеристики електромагнітного поля в зварюваному металі, які визначають величину та розподіл сили Лоренца – важливого силового фактору, що впливає на гідродинамічні процеси в зварювальній ванні та конвективне перенесення тепла в розплавленому металі.

Список літератури/References

1. Nestor, O.H. (1962) Heat intensity and current density distributions at the anode of high current, inert gas arcs. *J. Appl. Phys.*, 33(5), 1638–1648. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.1728803>
2. Dinulescu, H.A., Pfender, E. (1980) Analysis of the anode boundary layer of high intensity arcs. *J. Appl. Phys.*, 51(6), 3149–3157. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.328063>
3. Hsu, K.C., Etemadi, K., Pfender, E. (1983) Study of the free-burning high-intensity argon arc. *J. Appl. Phys.*, 54(3), 1293–1301. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.332195>
4. Hsu, K.C., Pfender, E. (1983) Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc. *J. Appl. Phys.*, 54(8), 4359–4366. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.332672>
5. Sanders, N.A., Pfender, E. (1984) Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs. *J. Appl. Phys.*, 55(3), 714–722. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.333129>
6. Tsai, N.S., Eagar, T.W. (1985) Distribution of the heat and current fluxes in gas tungsten arcs. *Metall. Trans. B*, 16, 841–846. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02667521>
7. Schmidt, H.P., Speckhofer, G. (1996) Experimental and theoretical investigation of high-pressure arcs: Part I. The cylindrical arc column (two-dimensional modelling). *IEEE Trans. Plasma Sci.*, 24(4), 1229–1238. DOI: <https://doi.org/10.1109/27.536570>
8. Jenista, J., Heberlein, J.V.R., Pfender, E. (1997) Numerical model of the anode region of high-current electric arcs. *IEEE Trans. Plasma Sci.*, 25(5), 883–890. DOI: <https://doi.org/10.1109/27.649585>
9. Goodarzi, M., Choo, R., Toguri, J.M. (1997) The effect of the cathode tip angle on the GTAW arc and weld pool: I. Mathematical model of the arc. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 30, 2744–2756. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/30/19/013>
10. Füssel, U., Schnick, M., Munoz, J.E.F., Zschetsche, J., Siewert, E. (2007) Experimentelle Möglichkeiten der WSG-Lichtbogenanalyse. *Schweißen und Schneiden*, 59(7–8), 396–403.
11. Krivtsun, I., Demchenko, V., Lesnoi, A., Krikent, I., Mokrov, O., Reising, U., Zabirov, A., Pavlyk, V. (2009) Model of heat, mass- and charge-transfer in welding arc column and anode region. *Proc. of the 9th Int. Seminar «Numerical Analysis of Weldability»*, Graz-Seggau, Austria, 2009.
12. Кривцун І.В., Демченко В.Ф., Крикент І.В. (2010) Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом. *Автомат. сварка*, 6, 3–11.
13. Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Krikent, I.V. (2010) Model of the processes of heat-, mass- and charge transfer in the anode region and column of the welding arc with refractory cathode. *The Paton Welding J.*, 6, 2–9.
14. Кривцун І.В., Крикент І.В., Демченко В.Ф. (2012) Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса

- в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом. *Автомат. сварка*, **3**, 7–11.
- Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Krikent, I.V. (2010) Model of the processes of heat-, mass- and charge transfer in the anode region and column of the welding arc with refractory cathode. *The Paton Welding J.*, **6**, 2–9.
14. Semenov, I.L., Krivtsun, I.V., Reisgen, U. (2016) Numerical study of the anode boundary layer in atmospheric pressure arc discharges. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, 105204 (12 pp). DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/10/105204>
 15. Lago, F., Gonzalez, J.J., Fretton, P., Gleizes, A. (2004) A numerical modelling of an electric arc and its interaction with the anode: Part I. The two-dimensional model. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **37**, 883–897. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/37/6/013>
 16. Yamamoto, K., Tanaka, M., Tashiro, S., Nakata, K., Yamazaki, K., Yamamoto, E., Suzuki, K., Murphy, A.B. (2008) Metal vapour behaviour in gas tungsten arc thermal plasma during welding. *Sci. Technol. of Weld. Joining*, **13**(6), 566–572. DOI: <https://doi.org/10.1179/174329308X319235>
 17. Murphy, A.B., Tanaka, M., Yamamoto, K., Tashiro, S., Sato, T., Lowke, J.J. (2009) Modelling of thermal plasmas for arc welding: the role of the shielding gas properties and of metal vapour. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42**, 194006 (20 pp). DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/42/19/194006>
 18. Murphy, A.B. (2010) The effect of metal vapour in arc welding. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **43**, 434001 (31 pp). DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/43/43/434001>
 19. Mougnot, J., Gonzalez, J.J., Fretton, P., Masquere, M. (2013) Plasma-weld pool interaction in tungsten inert-gas configuration. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **46**, 135206 (14 pp). DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/46/13/135206>
 20. Крикент І.В., Кривцун І.В., Демченко В.Ф. (2014) Моделирование электрической дуги с тугоплавким катодом и испаряющимся анодом. *Автомат. сварка*, **9**, 19–26. Krikent, I.V., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F. (2014) Simulation of electric arc with refractory cathode and evaporating anode. *The Paton Welding J.*, **9**, 17–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.09.02>
 21. Кривцун І.В., Демченко В.Ф., Крикент І.В., Коваленко Д.В., Коваленко І.В. (2019) Влияние тока и длины дуги на характеристики дугового разряда при сварке неплавящимся электродом. *Автомат. сварки*, **5**, 6–17. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2019.05.01>
 - Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Krikent, I.V. et al. (2019) Effect of current and arc length on characteristics of arc discharge in nonconsumable electrode welding. *The Paton Welding J.*, **5**, 2–12. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.05.01>
 22. Jian, X., Wu, C.S. (2015) Numerical analysis of the coupled arc-weld pool-keyhole behaviors in stationary plasma welding. *Int. J. Heat Mass Transfer*, **84**, 839–847. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijheatmasstransfer.2015.01.069>
 23. Wang, X., Luo, Y., Fan, D. (2019) Investigation of heat and fluid flow in high current GTA welding by a unified model. *Int. J. Therm. Sci.*, **142**, 20–29. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2019.04.005>
 24. Li, Y., Su, Ch., Wang, L., Wu Ch. (2020) A convenient unified model to display the mobile keyhole-mode arc welding process. *Appl. Sci.*, **10**, 7955 (17 pp). DOI: <https://doi.org/10.3390/app10227955>
 25. Lowke, J.J., Tanaka, M. (2006) «LTE-diffusion approximation» for arc calculations. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **39**, 3634–3643. DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/39/16/017>
 26. Демченко В.Ф., Лесной А.Б. (2000) Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии. *Доп. НАН України*, **11**, 71–75. Demchenko, V., Lesnoi, A. (2000) Lagrange-Euler method of numerical solutions of multidimensional problems of convective diffusion. *Reports of the National Academy of Sciences of Ukraine*, **11**, 71–75 [in Russian].
 27. Cressault, Y., Murphy, A.B., Teulet, Ph. et al. (2013) Thermal plasma properties for Ar-Cu, Ar-Fe and Ar-Al mixtures used in welding plasma processes: II. Transport coefficients at atmospheric pressure. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **46**, 415207 (27 pp). DOI: <https://doi.org/10.1088/0022-3727/46/41/415207>
 28. Essoltani, A., Proulx, P., Boulos, M.I. et al. (1994) Volumetric emission of argon plasmas in the presence of vapours of Fe, Si and Al. *Plasma Chem. and Plasma Proc.*, **14**(4), 437–450. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF01570206>
 29. Демченко В.Ф., Кривцун І.В., Крикент І.В., Шуба І.В. (2017) Силовое взаимодействие тока дуги с собственным магнитным полем. *Автомат. сварка*, **3**, 20–30. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2017.03.03> Demchenko, V.F., Krivtsun, I.V., Krikent, I.V., Shuba, I.V. (2017) Force interaction of arc current with self-magnetic field. *The Paton Welding J.*, **3**, 15–24. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.03.03>

INFLUENCE OF WELD POOL SURFACE DEPRESSION ON BURNING CONDITIONS OF AN ARC WITH A REFRACTORY CATHODE

I.V. Krivtsun, I.V. Krikent, V.F. Demchenko

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

E-mail: krivtsun@paton.kiev.ua

Results of mathematical modeling of an argon arc with refractory cathode in case of a deformed surface of the weld pool (arc anode) are described. It is assumed that there is a depression (crater) on the anode surface, the shape and size of which are preset; arc plasma has axial symmetry, and it is in a stationary state; metal evaporation from the anode surface is ignored. A mathematical model of the processes of energy, momentum, mass and charge transfer in the arc column and anode region is briefly described. A numerical study was conducted of thermal, electromagnetic and gas-dynamic processes in the arc column with a curved surface of the anode, as well as conditions of electric, thermal and force interaction of the arc with the anode surface, depending on the crater depth. Results of computational experiments are illustrated by the fields of isotherms, isobars and current lines in an arc with a curved surface of the anode, which are compared with similar fields in the case of an anode with a plane surface. A procedure for calculation of normal components of the vectors of electric current density and specific heat flux into the anode with a curved surface is described, and results of calculation of radial distributions of these characteristics, depending on the depth of the crater on the anode surface, are given. These results are complemented by numerical studies of the influence of the crater depth on arc pressure distribution over the anode surface. A conclusion was made that sagging of the weld pool surface in TIG welding can significantly change the conditions of electric and thermal interaction of the arc with the metal being welded, namely it can influence the thermal and hydrodynamic processes in the liquid metal, which determine the penetrability of the arc with the refractory cathode. 29 Ref., 8 Fig.

Keywords: TIG welding, arc column, anode region, weld pool surface, anode, electric current density, specific heat flux into the anode, mathematical modeling

Надійшла до редакції 24.06.2023

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЕЛЕКТРОФІЗИЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ РЕГУЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИХ СТАНІВ ЕЛЕМЕНТІВ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ

Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: svarka2000@ukr.net

Розвиток промисловості стимулює розробку сучасних підходів до оптимізації зварних конструкцій. Використання імпульсних електромагнітних полів, струмів плазми, електродинамічних сил та їх комбінованих впливів є новим трендом інженерної практики. Обробка імпульсним електромагнітним полем зварних з'єднань є перспективним напрямком оптимізації напружено-деформованих станів зварних конструкцій із неферомагнітних металевих матеріалів. Із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії досліджено вплив обробки імпульсним електромагнітним полем на залишкові напруження зразків кільцевих зварних з'єднань завтовшки $\delta = 1,0$ мм із алюмінієвого сплаву АМг6. Досліджено кінетику дії сили P тиску магнітного поля на залишкові переміщення f і напруження зразків при їх обробці імпульсним електромагнітним полем. Така обробка зразків зварних з'єднань без та із застосуванням додаткового екрану ($\delta = 5,0$ мм) сприяє зниженню значень f відповідно у 2 і 4 рази, а залишкових напружень – на 50 і 80 %. Обґрунтовано переваги застосування електродинамічної обробки стикових зварних з'єднань $\delta = 3,0$ мм зі сплаву АМг61 в процесі зварювання ТІГ. Доведено, що електродинамічна обробка при ТІГ зварюванні сприяє формуванню пікових значень залишкових напружень стискування в зоні зварного шва на 60 % більше, ніж електродинамічна обробка при кімнатній температурі. Застосування імпульсного бар'єрного розряду, який генерує низькотемпературну плазму на поверхні металу, сприяє оптимізації його структури та зростанню твердості HV конструктивної сталі 25ХГНМТ із 420 до 510 одиниць. Бібліогр. 8, рис. 10.

Ключові слова: обробка зварних з'єднань, імпульсне магнітне поле, імпульсний бар'єрний розряд, електродинамічна обробка, алюмінієвий сплав, конструктивна сталь, залишкові переміщення, напружено-деформований стан, твердість сталі

Вступ. Актуальність дослідження. Розвиток сучасної промисловості викликає необхідність дослідження прогресивних енергозберігаючих технологій підвищення експлуатаційних властивостей металевих конструкцій. Перспективною в цьому відношенні є розробка методів обробки металевих матеріалів і зварних з'єднань, заснованих на впливі імпульсного електромагнітного поля. Такими є електродинамічна обробка (ЕДО), обробка прямою дією (тиском) імпульсним електромагнітним полем (ОІЕМП) та обробка імпульсним бар'єрним розрядом (ОІБР) [1–6]. На базі ЕДО та ОІЕМП розробляються технології керування напружено-деформованим станом тонколистових зварних з'єднань. З урахуванням результатів [1], розроблено перспективну технологію ЕДО в процесі зварювання, яка дає такі переваги у порівнянні із ЕДО після зварювання: вплив термічного циклу зварювання сприяє більш інтенсивній релаксації зварювальних напружень в результаті ЕДО у порівнянні із обробкою металу шва при кімнатній температурі; зниження трудомісткості виготовлення зварної конструкції внаслідок переходу від послідовного до одночасного проведення технологічних операцій зварювання і ЕДО. Застосування ОІБР відкриває нові можливості підви-

щення твердості конструкційних сталей для спеціальної техніки.

Метою даної роботи є дослідження впливу ОІЕМП, ЕДО та ОІБР на залишкові напружені стани і механічні характеристики металевих матеріалів і зварних з'єднань.

Методика досліджень і матеріали. Електрофізичні моделі, покладені в основу дії ОІЕМП, ЕДО та ОІБР на метали, сплави і зварні з'єднання, представлені відповідно в роботах [4], [1] та [6]. Електрофізичні характеристики електродних систем і джерел живлення для ОІЕМП, ЕДО і ОІБР викладені, відповідно, в роботах [2, 4, 5], [1, 3] і [6].

В якості виконавчого інструменту для ОІЕМП використовували плаский індуктор (рис. 1, а), а для оцінки ефективності обробки застосовували пласкі зразки із алюмінієвого сплаву АМг6 у формі диску товщиною і діаметром відповідно $\delta = 1,0$ мм і $D_{\text{зр}} = 90$ мм (рис. 1, б). При обробці використовували екран, що проводить струм, у вигляді диску зі сплаву АМг6 діаметром і товщиною відповідно 90 і 5,0 мм (рис. 1, в). Кільцеві зварні шви виконували методом ТІГ у середовищі Аг вздовж лінії кола діаметром $D_{\text{зв}} = 45$ мм. Методом електронної спекл-інтерферометрії проводили оцінювання дотичної компоненти σ_{θ} (рис. 1, б) залишкового напруженого стану зварних з'єднань

Лобанов Л.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9296-2335>, Пашин М.О. – <http://orcid.org/0000-0002-2201-5137>,

Міходуй О.Л. – <http://orcid.org/0000-0001-6660-7540>

© Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, 2023

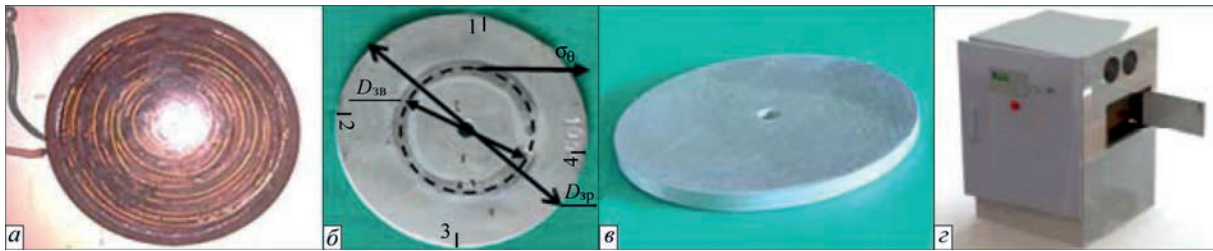


Рис. 1. Зовнішній вигляд: а – плоский індуктор; б – зразок кільцевого зварного з’єднання зі сплаву АМгб товщиною $\delta = 1,0$ мм, де $D_{zp} = 90$ мм і $D_{zv} = 45$ мм відповідно діаметри зразка і зварного шва; σ_0 – компонента залишкових напружень; в – екран, що проводить струм, діаметром 90 мм і завтовшки 5 мм; г – джерело живлення для ОІЕМП

та вертикальних переміщень f крайків дисків до та після ОІЕМП.

Для реалізації розрядного циклів ОІЕМП використовували джерело живлення на базі конденсаторної системи із зарядною напругою U до 800 В і амплітудою імпульсного струму до 10 кА (рис. 1, г), яке може здійснювати обробку в автоматичному режимі з періодами часу між імпульсами 1...5 с. Реєстрацію часових розподілів імпульсного струму I і сили електродинамічного тиску P при ОІЕМП зразків без та із застосуванням екрану виконували із застосуванням відповідно безіндукційного шунта і датчика прискорень Kistler Instrumente AG [7]. Виконували ОІЕМП зразків завтовшки $\delta = 1,0$ мм та збірки зразка $\delta = 1,0$ мм зі струмопровідним екраном $\delta = 5,0$ мм ($\Sigma\delta = 6$ мм). Обробку проводили серією імпульсів електричного струму на режимі при зарядній напрузі U до 800 В. Залишкові напружені стани зварних з’єднань досліджували із застосуванням методу електронної спекл-інтерферометрії [1].

Розроблено і виготовлено апаратний комплекс для автоматичного зварювання алюмінієвих сплавів в процесі ЕДО (рис. 2). До складу комплексу входить система для подання присадного дроту 1, пальник 2 для зварювання ТІГ, електродний пристрій ЕДО 3 і лінійний соленоїд переміщення 4 електроду для ЕДО. Складові комплексу конструктивно об’єднані в моноблок.

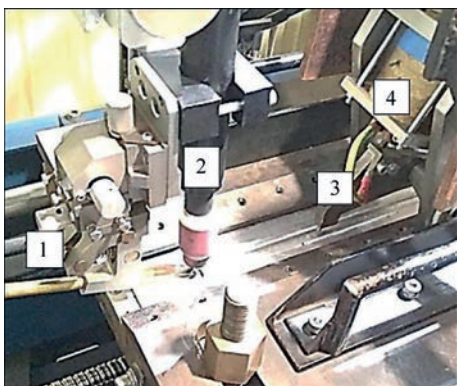


Рис. 2. Апаратний комплекс для автоматичного зварювання ТІГ, яке є сумісним із ЕДО зварного шва: 1 – система для подання присадного дроту; 2 – пальник для зварювання; 3 – електродний пристрій; 4 – лінійний соленоїд переміщення електроду ЕДО

Проводили математичне моделювання напружено-деформованих станів зварних з’єднань в результаті ЕДО в умовах підвищених температур (в процесі зварювання), яке було виконано із використанням спрощеної двовимірної плоскої постановки. Розрахункова схема задачі про процес ударної взаємодії електрода-індентора з пластинами [8] представлена на рис. 3. Розв’язання задачі проводилося за допомогою програми ANSYS/LS-DYNA.

Обробка імпульсним бар’єрним розрядом ІБР поверхні зразків сталі 25ХГНМТ проводилася із застосуванням електродної системи, конструктивна схема якої показана на рис. 4, а.

Ця система складалася із досліджуваного зразка 1 сталі 25ХГНМТ, високовольтного електрода 2 та скляного (кварцове скло) діелектричного бар’єру 3 ($100 \times 100 \times 1$ мм³). Для зменшення крайового ефекту електрод 2 мав заокруглені краї. Обробка велась при газовому проміжку δ завтовшки 1 мм між пластиною 1 та бар’єром 3. Висока напруга на електрод 2 подавалась від генератора імпульсів, який забезпечував уніполярні імпульси напруги амплітудою до 30 кВ зі швидкістю їх зростання $\approx 3 \cdot 10^{11}$ В/с та тривалістю близько 150 нс. Зовнішній вигляд розряду, який наведено на рис. 4, б (час експозиції 0,1 с), свідчить про однорідний характер в проміжку δ , а не ниткоподібний.

Обговорення результатів досліджень. Залежність сили тиску P при ОІЕМП від сили струму I для

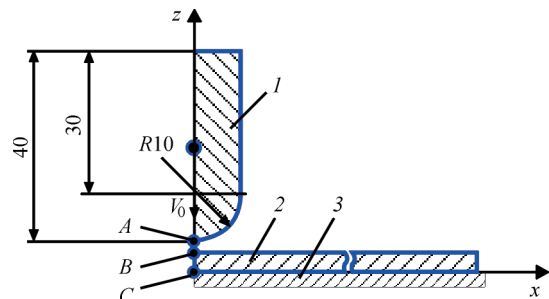


Рис. 3. Розрахункова схема процесу динамічного навантаження пластини при ЕДО: 1 – електрод-індентор; 2 – зразок, що обробляється; 3 – абсолютно жорстка основа; А – точка на зовнішній поверхні електрода-індентора; В – точка на зовнішній поверхні пластини; С – точка на зворотній поверхні пластини; V_0 – швидкість руху електрода-індентора

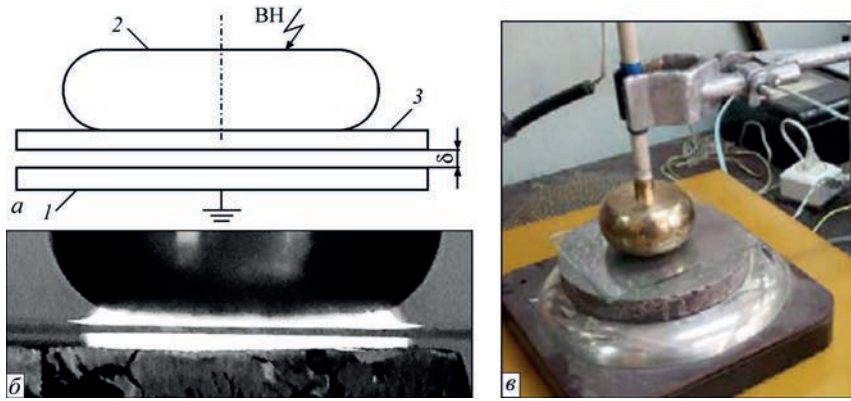


Рис. 4. Обробка сталі 25XГНМТ імпульсним бар'єрним розрядом: а – схема електродної системи для обробки зразків сталі 25XГНМТ (де 1 – досліджуваний зразок сталі 25XГНМТ; 2 – високовольтний електрод; 3 – діелектричний бар'єр; δ – газовий проміжок; ВН – висока напруга); б – дія імпульсного бар'єрного розряду; в – обробка сталі 25XГНМТ

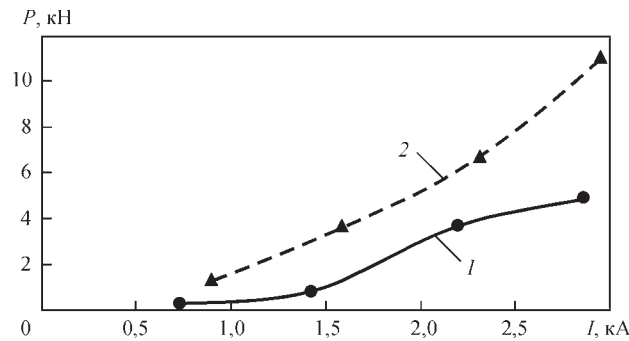


Рис. 5. Вплив амплітудних значень імпульсного електричного струму I на силу тиску P при ОІЕМП зразків кільцевих зварних з'єднань $\delta = 1,0$ мм зі сплаву АМг6, де крива 1 – ОІЕМП без екрану; 2 – ОІЕМП з екраном

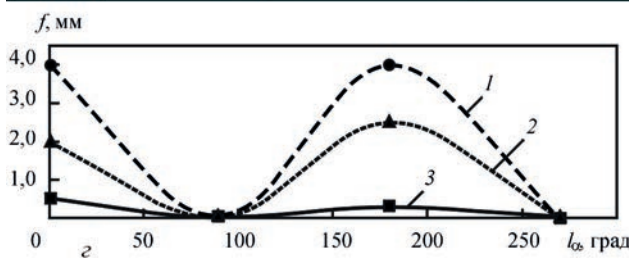
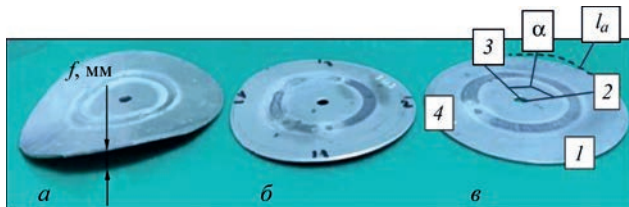


Рис. 6. Зовнішній вигляд залишкових формозмін зразків кільцевих зварних з'єднань зі сплаву АМг6: а – диск без обробки (f – переміщення крайків диска); б – ЗВ після ОІЕМП без екрану; в – після ОІЕМП із екраном (1–4 – номер точки вимірювання переміщень; α і l_α – відповідно кут і кутова відстань між точками 2-3); г – вертикальні переміщення f крайків диска (крива 1 – без ОІЕМП; 2 – після ОІЕМП без екрану; 3 – після ОІЕМП із застосуванням екрану)

різної товщини δ зразків наведено на рис. 5. У дослідженому діапазоні режимів обробки P зі збільшенням δ буде зростати, оскільки визначається як інтегральна величина в певному об'ємі струмопровідного середовища. При зростанні δ до 6,0 мм внаслідок застосування екрану (крива 2) зна-

чення P підвищуються вдвічі порівняно із ОІЕМП без екрану зразків $\delta = 1,0$ мм (крива 1).

Ефективність впливу ОІЕМП на залишко-ву формозміну зразків, оброблених за наведе-них вище умов, підтверджують дані, наведені на рис. 6, а–в. Значення вертикальних переміщень крайків дисків f (рис. 6, а) реєстрували у точках 1–4 (рис. 6, в) із фіксованою кутовою відстанню l_α у 90° між сусідніми точками. Виконання ОІЕМП без екрану (рис. 6, г, крива 2) і з його застосуван-ням (крива 3) дозволяє зменшити значення пере-міщень f крайків дисків відповідно до двох і восьми разів у порівнянні із зразками без ОІЕМП.

На рис. 7 наведено результати впливу ОІЕМП на компоненту σ_θ залишкових напружень у центрі зварного шва і у зоні на відстані 10 мм від лінії шва (ЗНШ). Враховуючи вигин дисків (рис. 6), наслідком якого є невірноваженість епор залишко-вих напружень, в якості оцінки впливу ОІЕМП на напружений стан визначали пікові значення σ_θ в ЗШ і в ЗНШ в зразках у вихідному стані та за заданих умов обробки. Можна бачити, що в ці-лому ОІЕМП позитивно впливає на залишковий

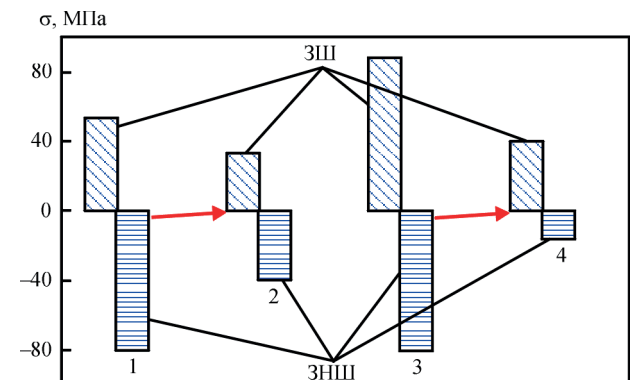


Рис. 7. Вплив ОІЕМП на компоненту σ_θ залишкових напру-жень у зварних швах (ЗШ) і в зоні на відстані 10 мм від лінії шва (ЗНШ) кільцевих зварних з'єднань зразків зі сплаву АМг6 завтовшки $\delta = 1$ мм: а – пікові значення σ_θ зразків у вихідному стані; б – σ_θ після ОІЕМП без застосування екрану; в – σ_θ зразків у вихідному стані; г – σ_θ після ОІЕМП із застосуванням екрану

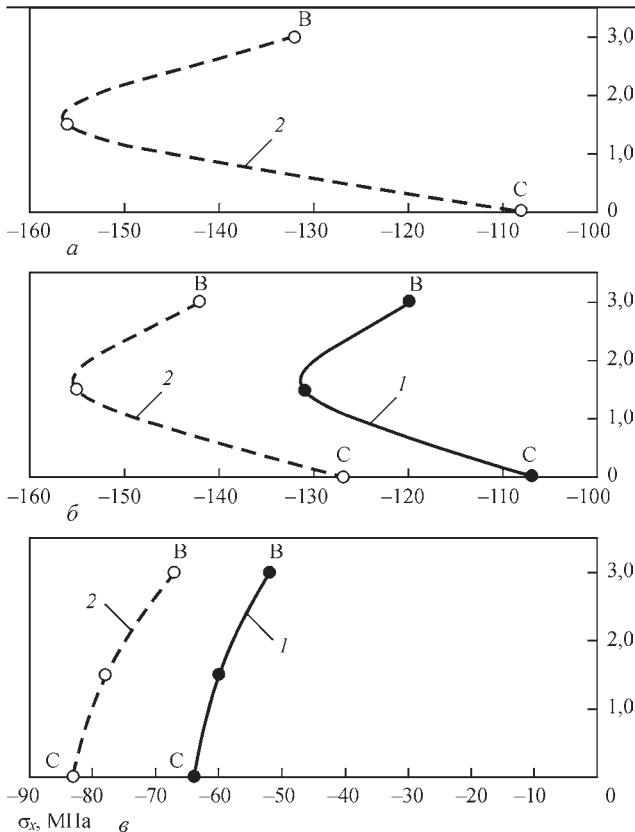


Рис. 8. Результати моделювання напружень σ_x вздовж лінії між точками В і С (рис. 3) пластин сплаву АМг61 $\delta = 3$ мм після ЕДО при температурі T (а – 20; б – 150; в – 300 °С) та вистиганні до $T = 20$ °С: де крива 1 – σ_x (миттєві) в момент завершення контактної взаємодії при підвищених температурах, крива 2 – σ_x при кімнатній температурі

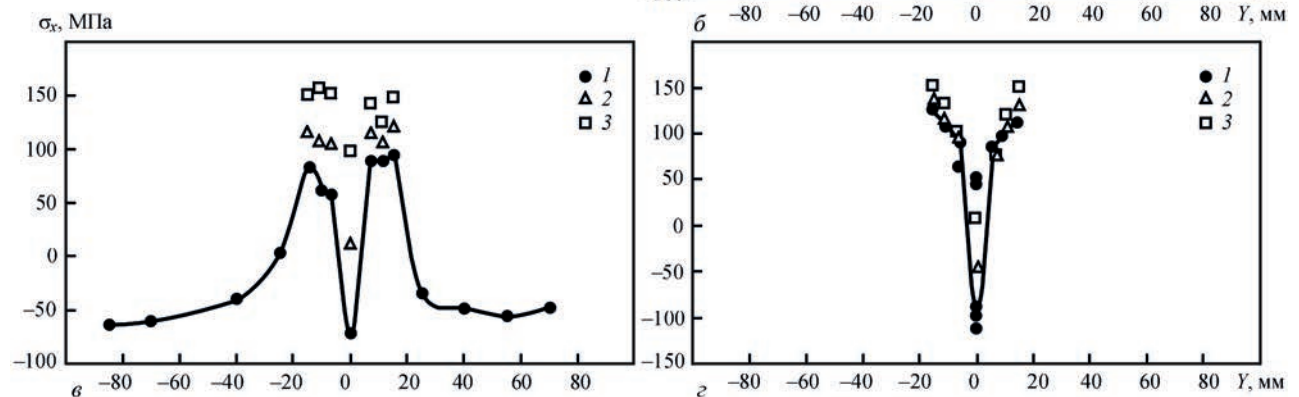
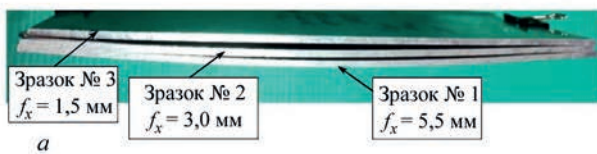


Рис. 9. Поздовжні прогини f_x і залишкові напруження σ_x зразків зварних з'єднань сплаву АМг61, $\delta = 3$ мм, де зразок № 1 – без ЕДО, зразок № 2 – ЕДО при $T = 20$ °С, зразок № 3 – ЕДО при $T = 150$ °С: а – зовнішній вигляд і значення f_x зразків № 1...3; б – розподіл σ_x у центральному поперечному перерізі зразка № 1, де крива 1 – верх (●) поверхня (т. В) на рис. 3, крива 2 – мембранні напруження, 3 – низ (□) поверхня (т. С) на рис. 3; в – аналогічно б – для зразка № 2; г – аналогічно б – для зразка № 3

напружений стан кільцевих зварних з'єднань зі сплаву АМг6 товщиною $\delta = 1$ мм.

Хоча початкові (до ОІЕМП) значення σ_0 при обробці без екрану (а) і з екраном (в) відрізняються, що пов'язано із малою жорсткістю дисків, можна бачити, що застосування екрану позитивно впливає на релаксацію напружень при ОІЕМП. Це підтверджує порівняння між собою діаграм а-б і в-г. Так, обробка без та із застосуванням екрану призвела до зменшення початкових значень σ_0 в активній зоні розтягування у центрі зварного шва відповідно на 36 і 56 %, а в реактивній стискуванн – на 50 і 80 %.

Результати математичного моделювання наведено на рис. 8, з якого можна бачити, що ЕДО в умовах підігріву пластини зі сплаву АМг61 до температури $T = 150$ °С (термопружності), забезпечує більші за значеннями поздовжні (вздовж вісі X на рис. 3) напруження σ_x стискування, ніж при $T = 20$ °С (кімнатній) та $T = 300$ °С (термопластичності). Це дозволяє вибрати відстань між пальником для зварювання 2 і електродом 3 для ЕДО (рис. 2), яка забезпечує оптимальний рівень залишкових σ_x стискування у зварному з'єднанні.

Верифікацію результатів моделювання проводили на зразках стикових з'єднань розмірами $300 \times 200 \times 3$ мм зі сплаву АМг61 (рис. 9), де зразок № 1 був без ЕДО, зразок № 2 – ЕДО при $T = 20$ °С, зразок № 3 – ЕДО при $T = 150$ °С. Значення залишкових поздовжніх прогинів f_x зразків

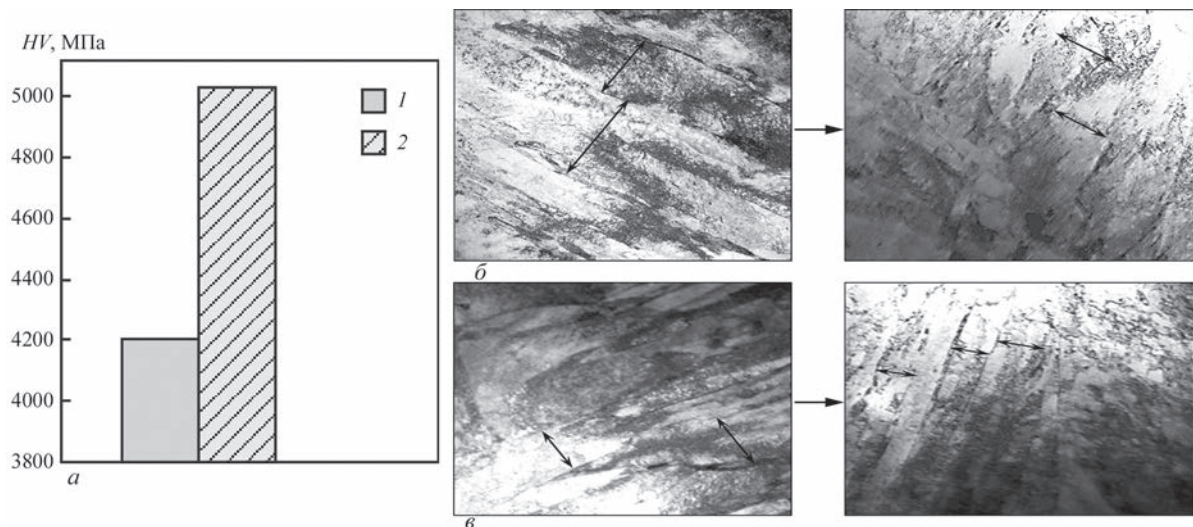


Рис. 10. Вплив обробки ІБР на структуру сталі 25ХГНМТ: а – значення твердості по Віккерсу (HV) до та після обробки ІБР; тонка структура до та після обробки ІБР: б – відпущений мартенсит (Мвдп) до та після ОІБР, в – нижній бейніт (Б_н) до та після ОІБР

та залишкових σ_x підтверджують як ефективність ЕДО, так і її зростання в умовах термодформаційного циклу зварювання. Значення f_x зменшуються в зразку № 2 у 1,8 рази у порівнянні із зразком №1, а в зразку № 3 – у 3,7 (рис. 9, а). При тому значення мембранних σ_x розтягування (крива 2 на рис. 9, б–з) у центрі шва на зразку № 2 у порівнянні із зразком № 1 зменшуються на 95 % (рис. 9, в), а у зразку № 3 трансформуються у стискання і становлять близько $0,3\sigma_{0,2}$ для сплаву АМг61 (рис. 9, з).

Встановлено, що максимальний вплив імпульсного бар'єрного розряду на твердість сталі 25ХГНМТ досягається за тривалості обробки зразків у 15 хв (на оптимальному режимі). Значення твердості HV після обробки зростають на 20 %, з 420 до 505 кг/мм² (рис. 10, а). По глибині від обробленої поверхні (від 0 мкм до 2200 мкм) у поперечному перерізі зразка виявлено зміну структурно-фазового складу, параметрів тонкої структури та щільності дислокацій: від 0 до 300 мкм формується виключно структура відпущеного мартенситу та нижнього бейніту при її подрібненні та рівномірному розподілі щільності дислокацій $\rho = (2 \dots 8) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 10, б). Отримані результати свідчать, що ОІБР сприяє підвищенню динамічної міцності зварних конструкцій із даної сталі при їх контактних взаємодіях.

Аналізуючи наведені вище результати, слід зазначити, що ОІЕМП, ЕДО в процесі зварювання та локальної обробки ІБР металів, сплавів та зварних з'єднань є перспективними напрямками для створення низки технологій, що направлені на подовження ресурсу нової техніки.

Висновки

1. Встановлено, що ОІЕМП дозволяє зменшити залишкові переміщення і напруження зразків кіль-

цевих зварних з'єднань зі сплаву АМг6 до восьми разів у порівнянні із необробленими.

2. На базі математичного моделювання та експериментальних досліджень доведено, що застосування ЕДО металу шва, яка виконується в єдиному процесі синхронно із дуговим зварюванням, є більш ефективним у порівнянні із роздільною ЕДО після зварювання, що виражається в більш оптимальному залишковому напружено-деформованому стані готового зварного з'єднання із алюмінієвого сплаву АМг61.

3. Встановлено, що в результаті обробки імпульсним бар'єрним розрядом (ІБР) сталі 25ХГНМТ відбувається підвищення її твердості по Віккерсу (HV) на 20 % – з 420 до 505 кг/мм², яке розповсюджується на глибину до 2 мм і супроводжується диспергуванням обробленої структури.

Список літератури/References

1. Lobanov, L., Kondratenko, I., Zhiltsov, A. et. al. (2018) Development of Post-weld Electrodynamic Treatment Using Electric Current Pulses for Control of Stress-Strain States and Improvement of Life of Welded Structures. *Materials Performance and Characterization*, 7, (4), 941–955. DOI: <https://doi.org/10.1520/MPC20170092>
2. Dubodelov, V.I., Goruk, M.S. et. al. (2018) The use of electromagnetic fields and magnetodynamic phenomena to intensify the effect on metal systems: world and Ukrainian experience. *Materials Science. Achievements and Prospects*, 2, 24–50.
3. Zhang, Jun, Liu, Ji-De, Zhang, Xin-Fang et. al. (2021) Effect of High Density Current Pulses on Microstructure and Mechanical Properties of Dual-Phase Wrought Superalloy. *Acta Metallurgica Sinica*, 34, (12), 1635–1644. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40195-021-01211-7>
4. Qin, Shuyang, Zhang, Xinfang (2022) Ultrafast regulation of nano-scale matrix defects using electrical property discrepancies to delay material embrittlement. *J. of Materials Science and Technology*, 119, 25–36. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2021.11.070>
5. Guo, J.D., Wang, X.L., Dai, W.B. (2015) Microstructure evolution in metals induced by high density electric current pulses. *Materials Science and Technology*, 31 (13a), 1545–1554. DOI: <https://doi.org/10.1179/1743284715Y.0000000001>

6. Zhang, Xinfang, Qin, Rongshan (2018) Exploring the Particle Reconfiguration in the Metallic Materials under the Pulsed Electric Current. *Steel Research International Open Access*, 89 (12), 1800062. DOI: <https://doi.org/10.1002/srin.201800062>
7. Kistler Instrumente AG. Quartz Accelerometer 8042. <https://www.datasheetarchive.com/kistler-datasheet.html>
8. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et. al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 2–11.

MODERN TECHNOLOGIES OF ELECTROPHYSICAL TREATMENT FOR REGULATION OF STRESS-STRAIN STATES OF ELEMENTS OF WELDED STRUCTURES

L.M. Lobanov, M.O. Pashchyn, O.L. Mikhodui

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

The development of industry stimulates the development of modern approaches to the optimization of welded structures. The use of pulsed electromagnetic fields, plasma currents, electrodynamic forces and their combined effects is a new trend in engineering practice. Treatment with a pulsed electromagnetic field (TPEMF) is a promising direction for optimizing the stress-strain states (SSS) of welded joints (WJ) made of non-ferromagnetic metal materials. Using the method of electron speckle interferometry, the effect of TPEMF on the SSS of samples of circumferential WJ with a thickness of $\delta = 1.0$ mm from aluminium alloy AMg6 was investigated. The kinetics of the action of the force P of the magnetic field pressure on the residual displacements f and SSS of the samples during their TPEMF were investigated. TPEMF of WJ samples was performed without and with the use of an additional screen ($\delta = 5.0$ mm) contributes to the reduction of f values by 2 and 4 times, respectively, and residual SSS by 50 and 80 %. The advantages of using electrodynamic treatment (EDT) of butt 3.0 mm alloy AMg61 (1561) in the TIG welding process are substantiated. It was proved that EDT during TIG contributes to the formation of peak values of residual compressive stresses in the weld zone by 60 % more than EDT during room temperature (T_k). The use of a pulsed barrier discharge (PBD), which generates a low-temperature plasma on the surface of the metal, contributes to the optimization of its structure. An increase in the hardness of HV structural steel 25KhGNMT as a result of its PBD treatment from 420 to 510 units was established. 8 Ref., 10 Fig.

Keywords: treatment of welded joints, pulsed magnetic field, pulsed barrier discharge; electrodynamic treatment, aluminium alloy, structural steel, residual displacements, stress-strain state, hardness of steel

Надійшла до редакції 21.06.2023

Високоякісні зварювальні матеріали українського виробництва



ВПЛИВ ЗАЛІЗА НА СТРУКТУРУ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРИПОЇВ СИСТЕМИ Cu–Mn–Co–Fe

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

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

Наведено результати комплексних досліджень припоїв системи Cu–Mn–Co–Fe, що леговані залізом в межах 1...5 мас. %. Розрахунковим шляхом визначено температури плавлення та показано, що підвищення концентрації заліза з 1 до 5 мас. % призводить до незначного (з 912 до 923 °C) підвищення температури солідусу та суттєвого підвищення температури ліквідусу (з 931 до 1027 °C). При цьому розширюється температурний інтервал плавлення, який становить 104 °C. Результатами експериментальних досліджень з розтікання припоїв по Ковару і корозійностійкій сталі встановлено, що підвищення концентрації заліза з 1 до 5 % сприяє не тільки підвищенню температури ліквідусу, а й збільшенню площі розтікання, що обумовлено температурою плавлення твердого розчину на основі міді. Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом визначено дискретний розподіл складових елементів і показано, що припій після розтікання містить два твердих розчини: на основі міді та на основі марганцю. Результатами досліджень паяних напускних пластинчастих з'єднань Ковар–корозійностійка сталь встановлено, що легування сплаву системи Cu–Mn–Co–Fe залізом сприяє підвищенню мікротвердості та міцності на зсув. *Бібліогр.* 22, табл. 5, рис. 11.

Ключові слова: припій мідь–марганець–кобальт–залізо, температурний інтервал плавлення, структура, мікротвердість, контактний кут змочування, твердий розчин

Вступ. З'єднання різнорідних матеріалів (Ковар–корозійностійка сталь) є одним з найскладніших завдань, що постають перед сучасними виробниками. Існують різні технології отримання з'єднань, зокрема найширше застосування набули паяння, дифузійне, електронно-променеове, лазерне зварювання та ін. [1–6]. Різнорідні з'єднання зазвичай використовуються в приладобудуванні, електроенергетичній, хімічній, нафтохімічній, атомній промисловості, де необхідно забезпечити стійкість форми та розміру при зміні температури [7–11].

Одним з основних способів отримання з'єднань такого типу є паяння. Технологічні процеси паяння дозволяють з'єднувати при необхідності деталі не по контуру, а одночасно по всій поверхні, забезпечуючи високу продуктивність процесу, можливість автоматизації зі збереженням вихідної структури основного металу за умови правильного вибору хімічного складу припою і температурного інтервалу плавлення [12].

Для паяння різних матеріалів широко використовуються в якості припоїв сплави на основі бінарної системи мідь–марганець, що характеризуються структурою твердого розчину [13]. На діаграмі стану системи мідь–марганець можна побачити наявність мінімуму на кривій ліквідусу, що відповідає температурі плавлення 870 °C і концентрації марганцю приблизно 37 ат. % [14]. При зниженні температури нагріву в бінарній системі протікають процеси упорядкування твердих

розчинів. Разом з тим слід зауважити, що двокомпонентні припої використовують не часто. Одним з важливих факторів є можливість випаровування марганцю в процесі нагріву, що впливає на хімічний склад припою та температуру плавлення. Для поліпшення технологічних характеристик паяних з'єднань застосовують додаткове легування сплавів даної системи іншими хімічними елементами [12]. До найпоширеніших відносяться нікель, залізо, кобальт, які підвищують механічні властивості не тільки припоїв, але й паяних з'єднань.

Мета даної роботи полягає в дослідженні впливу заліза на технологічні властивості припоїв системи Cu–Mn–Co–Fe, їх температурний інтервал плавлення, хімічну неоднорідність, мікротвердість та контактний кут змочування, що формується при розтіканні по Ковару і корозійностійкій сталі.

Методи досліджень та матеріали. Експериментальні сплави на базі системи Cu–Mn–4,5Co–Fe виготовляли шляхом аргоно-дугового плавлення неплавким вольфрамовим електродом на холодній мідній підкладці в середовищі аргону високої чистоти (об'ємна частка аргону не менше 99,993 %). Рівномірність розподілу легуючих елементів по об'єму зливка досягалась за рахунок п'ятикратного переплаву з перевертанням зливку.

У якості основного матеріалу використовували пластинчасті зразки розміром 20×20×2 мм з Ковару і корозійностійкої сталі 12X18H10T (рис. 1, табл. 1). Припій застосовували в литому стані.

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

В.В. Воронов — <https://orcid.org/0000-0002-0410-1154>, І.І. Дацюк — <https://orcid.org/0009-0008-1763-1382>

© С.В. Максимова, П.В. Ковальчук, В.В. Воронов, І.І. Дацюк, 2023

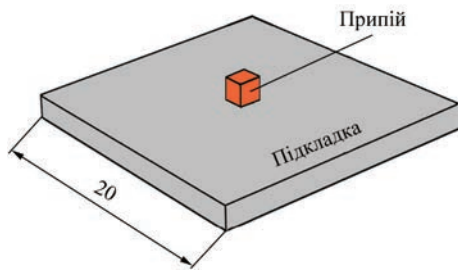


Рис. 1. Схематичне зображення підкладки-припоїв

Розтікання експериментальних припоїв проводили в вакуумній печі (СГВ 2,4-2/15-13) з радіаційним нагрівом (розрідження робочого простору $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па) зі швидкістю нагріву $18 \dots 20$ °С/хв, охолодження — $(10 \dots 15) \pm 5$ °С/хв. Температуру нагріву ($T_n + 30$ °С) контролювали за допомогою термопари, яку фіксували на зразку (витримка становила 3 хв).

Для термодинамічних розрахунків температурного інтервалу плавлення досліджуваних припоїв використовували спеціалізовану програму для моделювання властивостей багатокомпонентних сталей та сплавів JMatPro v.7.0. компанії «Sente Software». Даний програмний комплекс дозволяє здійснювати термодинамічні розрахунки для багатокомпонентних систем. Ці розрахунки базуються на оцінці енергетичних функцій Гіббса для кожної фази при заданій температурі [16–18].

Металографічні дослідження та мікрорентгеноспектральний аналіз експериментальних припоїв проводили на литих зразках з полікристалічною структурою (після плавлення). При цьому всі сплави охолоджували до кімнатної температури з однаковою швидкістю. За стандартною методикою готували мікрошліфи та проводили дослідження їх мікроструктури із застосуванням скануючого електронного мікроскопа TescanMira 3 LMU. Локаль-

ний розподіл елементів в окремих фазах визначали мікрорентгеноспектральним аналізом з використанням енергодисперсійного спектрометра Oxford Instruments X-max 80. Шліфи досліджували без хімічного травлення в режимі BSE. Локальність вимірювань складала до 1 мкм.

Мікротвердість припоїв за Віккерсом (HV) у вихідному стані досліджували із застосуванням стаціонарного твердоміра NOVOTEST TC-MKB-1M з навантаженням 0,05 Н ($\tau = 15$ с), похибка вимірювань становила 5 %. Для вимірювання площі розтікання використовували програму Image-Pro Plus 6.0. Застосування даної програми дозволило провести точні вимірювання та аналіз отриманих даних щодо розтікання. Крім того, програма дозволяє отримувати візуальне представлення результатів у зручному для подальшого використання форматі. Міцність на зріз паяних напускних пластинчастих з'єднань визначали при кімнатній температурі із застосуванням випробувальної машини ZDM 10 Zwick-1488.

Результати досліджень та обговорення. Термодинамічними розрахунками визначено температури солідусу та ліквідусу досліджуваних припоїв системи Cu–Mn–4,5Co–Fe (табл. 2).

Проведеними розрахунками встановлено, що збільшення концентрації заліза з 1 до 5 % у сплаві системи Cu–Mn–Co–Fe призводить до підвищення температури ліквідусу з 931 до 1027 °С. Температура солідусу змінюється незначно (з 912 до 923 °С). За результатами визначених температур побудовано графік, який відображає вплив заліза на інтервал плавлення сплавів і показує, що з підвищенням концентрації заліза температурний інтервал плавлення значно розширюється (рис. 2).

Подальша обробка даних методами статистичного аналізу дозволила отримати залежності кіль-

Таблиця 1. Хімічний склад основного матеріалу [15]

Марка матеріалу	Хімічний елемент, мас. %									
	Fe	Ni	Co	C	Si	Mn	Cr	Ti	Al	Cu
Ковар 29НК	51,14...54,5	28,5...29,5	17...18	0,03	0,3	0,4	0,1	0,1	0,2	0,2
12X18H10T	67	9...11	–	0,12	0,8	2	17...19	0,4...1	–	0,3

Таблиця 2. Склад і розрахункові температури солідусу та ліквідусу експериментальних припоїв

№ припою	Склад, мас. %	Температура, °С	
		T_c	T_n
1	Cu–Mn–4,5Co–1Fe	912	931
2	Cu–Mn–4,5Co–2Fe	915	946
3	Cu–Mn–4,5Co–2,5Fe	917	957
4	Cu–Mn–4,5Co–5Fe	923	1027

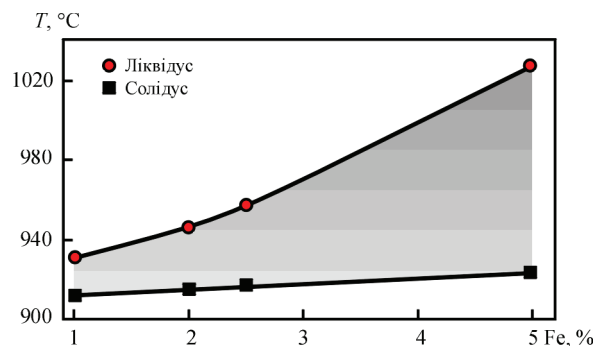


Рис. 2. Вплив заліза на інтервал плавлення сплавів системи Cu–Mn–4,5Co–Fe

кості рідкої фази від температури нагріву для кожного сплаву, які свідчать про плавне збільшення кількості рідкої фази при підвищенні концентрації заліза з 1 до 2,5 % (рис. 3, а–в).

При нагріві сплавів, що містять 5 % заліза, з підвищенням температури з 925 до 937 °С кількість рідкої фази стрімко збільшується (рис. 3, г). Подальше підвищення температури (з 937 до 1027 °С) незначно впливає на збільшення кількості рідкої фази (у межах 83...100 %). Отримані дані добре узгоджуються з результатами експериментів з розтікання припоїв по основному металу (Ковару і корозійностійкій сталі), які будуть наведені нижче.

Проведеними металографічними дослідженнями і результатами мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що сплави Cu–Mn–4,5Co–(1–5)Fe характеризуються двофазною структурою, яка утворена двома твердими розчинами. Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом визначено дискретний розподіл складових елементів в окремих фазах.

На прикладі досліджень сплаву системи Cu–Mn–Co–Fe, який містить 5 % Fe, показано, що його структура є двофазною і складається з двох твердих розчинів, які характеризуються явно вираженою ліквіацією, притаманною сплавам сис-

теми Cu–Mn [19]. Основною фазою є твердий розчин (рис. 4, табл. 3, спектр 2) на основі міді (α -Cu), по границях зерен якого виділяються дендрити твердого розчину на основі марганцю (γ -Mn), що збагачені залізом, кобальтом та міддю (рис. 4, табл. 3, спектр 1).

Електронні зображення мікроструктури сплавів Cu–Mn–Co–(1–5)Fe (у вихідному стані) свідчать про деякі морфологічні зміни, що обумовлені впливом легуючого елементу — заліза (рис. 5). На підставі аналізу даних структур можна дійти висновку, що збільшення концентрації заліза з 1 до 5 % у сплавах системи Cu–Mn–Co–Fe призводить до подрібнення структурних складових і формування дрібнокристалічної структури (рис. 5).

На підставі мікрорентгеноспектральних досліджень встановлено взаємозв'язок між концентрацією заліза в припої і в окремих фазах. Так, підвищення концентрації заліза з 1 до 5 % в експериментальних припоях призводить до незначного

Таблиця 3. Хімічний склад окремих фаз сплаву Cu–Mn–4,5Co–5Fe

Спектр	Хімічні елементи, мас. %			
	Mn	Fe	Co	Cu
1	39,41	22,59	16,73	21,27
2	32,97	3,37	4,48	59,18

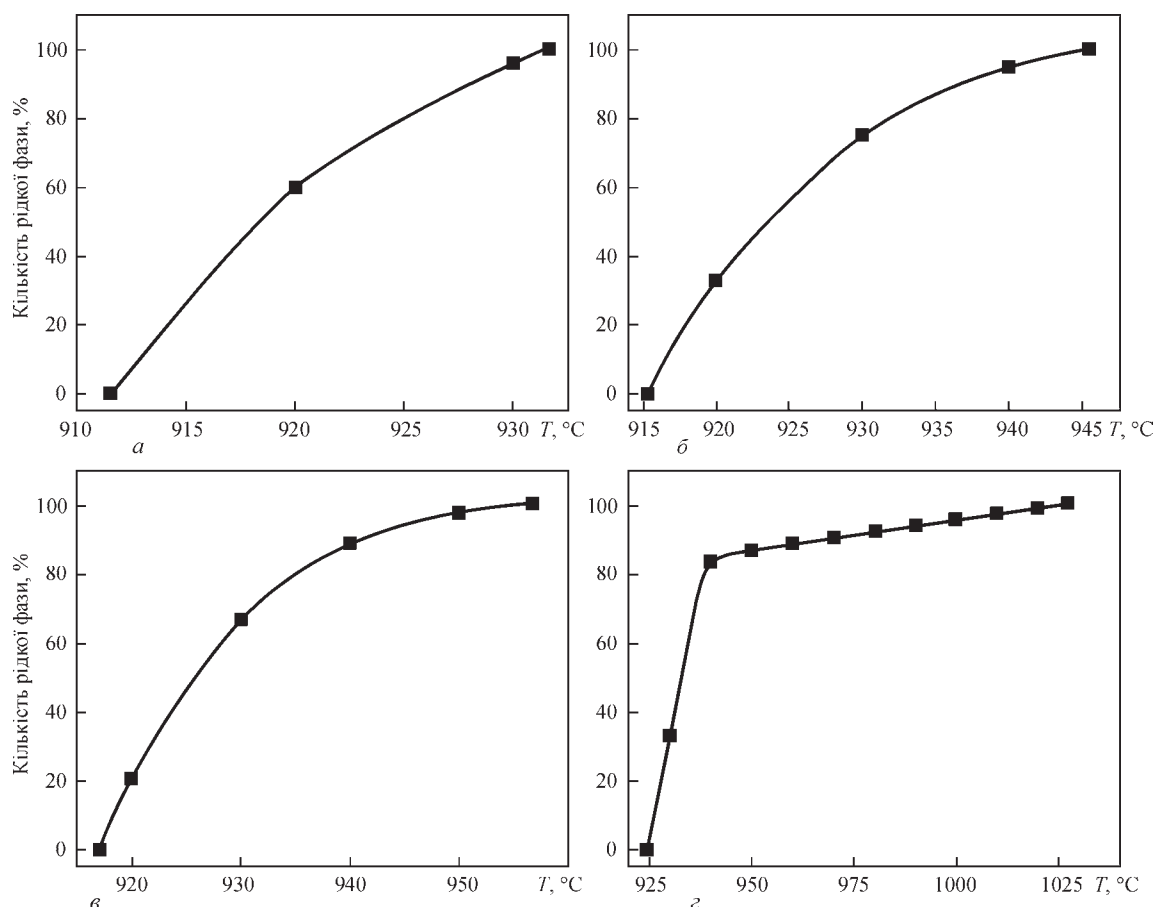


Рис. 3. Кількість рідкої фази в сплавах системи Cu–Mn–Co–Fe в залежності від температури та від вмісту Fe в %: 1 (а); 2 (б); 2,5 (в) та 5 (г)

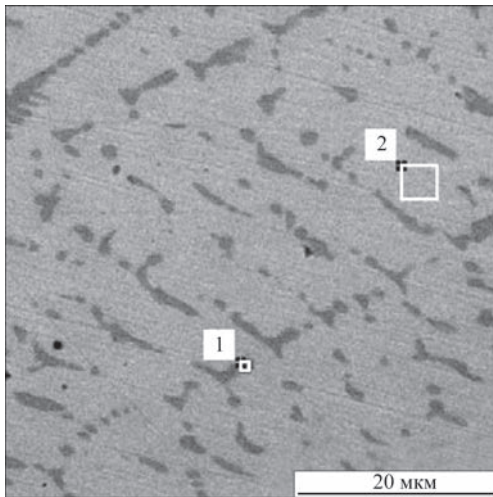


Рис. 4. Мікроструктура сплаву Cu–Mn–4,5Co–5Fe

збільшення його кількості з 0,3 до 3,37 % в α -твердому розчині на основі міді. При цьому в γ -фазі (на основі марганцю) спостерігається значне підвищення концентрації заліза — до 22,59 мас. % (при легуванні залізом в кількості 5 %) (рис. 6). Така структурна гетерогенність обумовлює підвищення мікротвердості припоїв (рис. 7).

Результати експериментів з розтікання експериментальних припоїв по Ковару і корозійностійкій сталі (відповідно до розрахованих температур плавлення) свідчать про задовільне змочування основних металів в умовах вакууму. При цьому формуються контактні кути невеликих розмірів у межах $4...22^\circ$ по Ковару і $6...10^\circ$ — по корозійностійкій сталі. Слід зауважити, що розтікання супроводжується певними кінетичними особливостями. Спочатку плавиться твердий розчин на основі міді, який у вигляді плоского фронту поширюється по основному металу і утворює ореол по периметру тугоплавкої складової припою, яка зосереджена в центральній зоні пластинчастого зразка (рис. 8).

Це є результатом того, що в процесі нагрівання відбувається часткове випарування марганцю [20], що обумовлено високою пружністю пари останнього. Це наглядно підтверджується кольором припою після розтікання (рис. 8). Окрім того, у γ -фазі (на основі марганцю) значно підвищується концентрація тугоплавких елементів: заліза і кобальту, що підтверджено результатами мікрорентгеноспектральних досліджень. У твердому розчині на основі міді кількість заліза теж під-

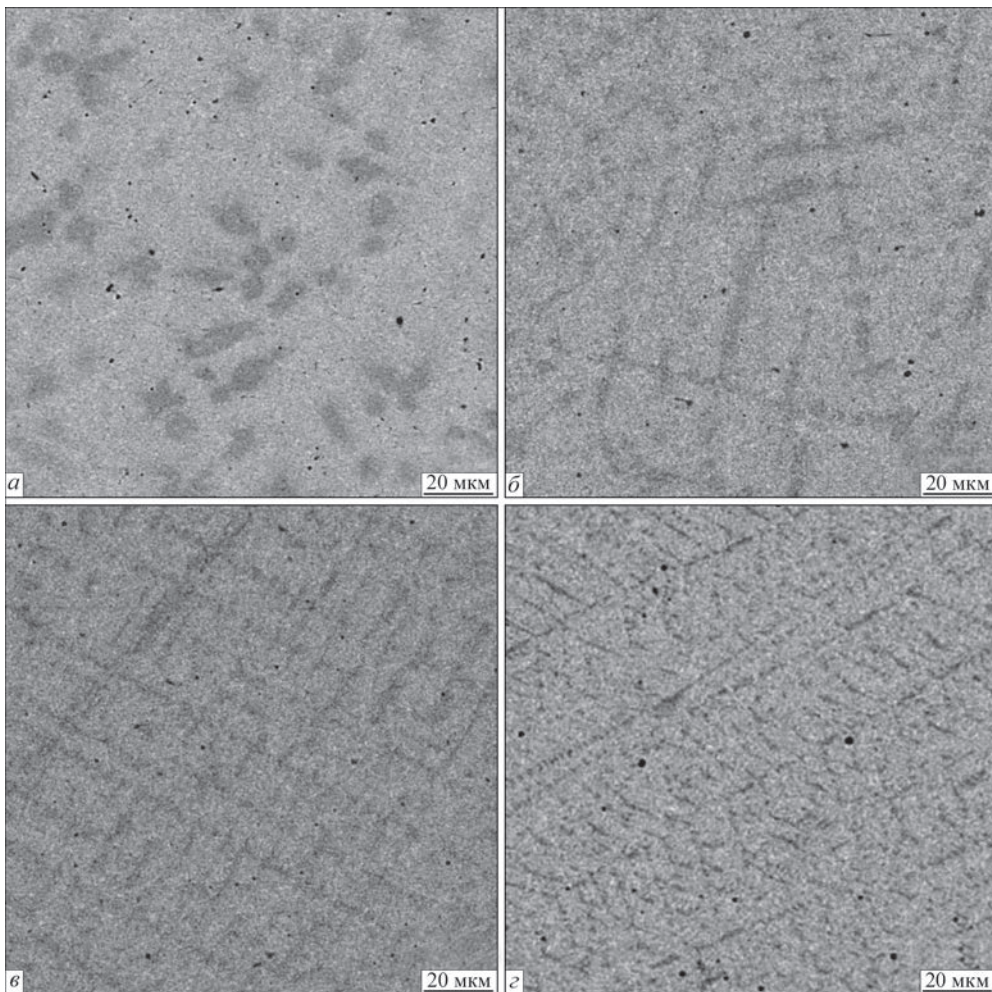


Рис. 5. Мікроструктура сплавів системи Cu–Mn–Co–Fe, що містять різну концентрацію Fe в %: 1 (а); 2 (б); 2,5 (в) та 5 (г)

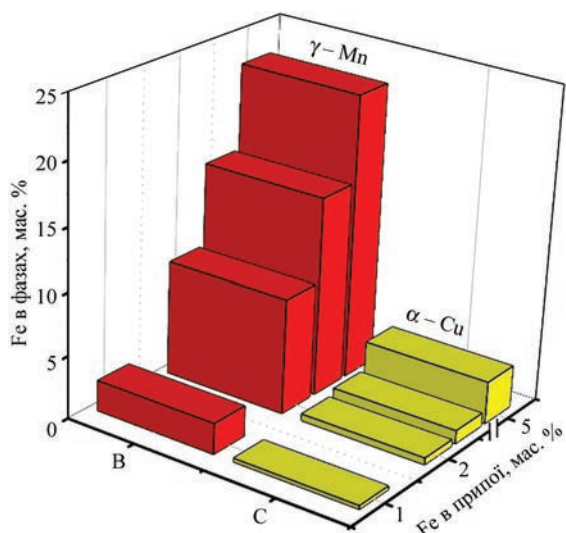


Рис. 6. Залежність концентрації Fe в окремих фазах від вмісту в вихідному припої

вищується, але незначно, що встановлено мікрорентгеноспектральним аналізом краплі припою після розтікання. Суттєва гетерогенність за хімічним складом краплі припою (при розтіканні) призводить до збільшення різниці між температурами

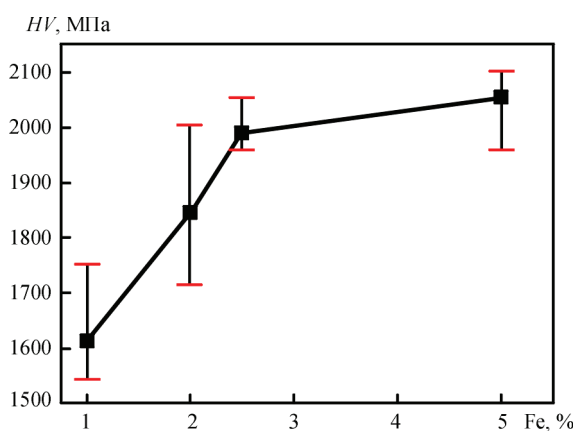


Рис. 7. Вплив концентрації заліза на мікротвердість припоїв системи Cu–Mn–Co–Fe

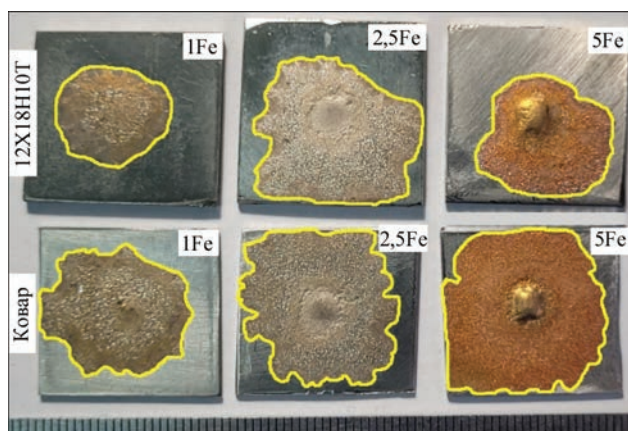


Рис. 8. Зовнішній вигляд зразків після розтікання припоїв з різною кількістю заліза по корозійностійкій сталі та Ковару плавлення обох складових. Оскільки два твердих розчини характеризуються різною температурою плавлення, то при змочуванні основного металу спочатку розтікається твердий розчин мідь–марганець, який і утворює ореол по периметру краплі припою. Схематичне зображення припою після розтікання наведено на рис. 9.

Таким чином, при збільшенні концентрації заліза в припоях системи Cu–Mn–Co–Fe підвищується температура ліквідусу, що потребує відповідного підвищення температури нагріву при проведенні експериментів з розтікання. Це сприяє кращому розтіканню легкоплавкої складової — твердого розчину на основі міді [21].

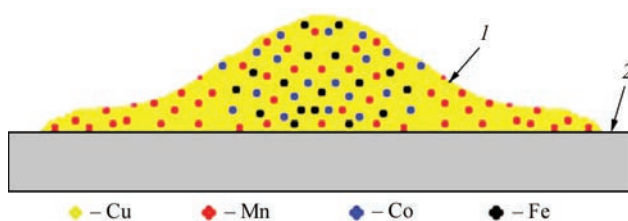


Рис. 9. Схематичне зображення припою після розтікання: крапля припою (1) і підкладка основного металу (2)

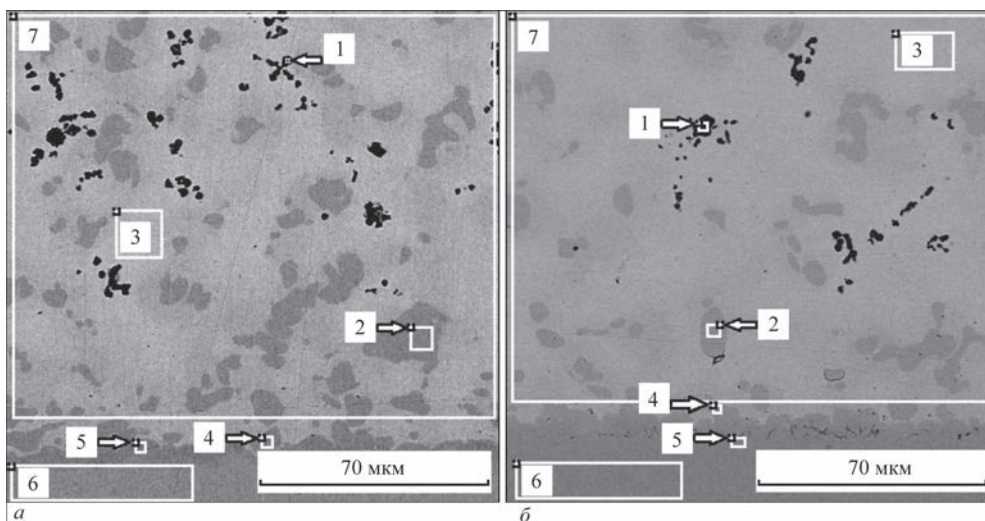


Рис. 10. Мікроструктура припою № 1 після розтікання по Ковару (а) і корозійностійкій сталі (б)

Аналіз отриманих результатів мікрорентгеноспектральних досліджень і локального розподілу елементів у краплі припою №1 (після розтікання) вказує на аналогічну тенденцію формування структури (як і у вихідному припої). Емпіричним шляхом доведено, що зі збільшенням кількості заліза в припої підвищується його концентрація в твердих розчинах на основі міді та на основі марганцю. Зокрема визначено, що фаза на основі системи марганець-мідь теж збагачується залізом — до 13,47 % і кобальтом — до 27,85 % (рис. 10, табл. 4, спектр 2). Разом з тим, під час дослідження виявлено дендрити на основі марганцю (86,06 % Mn) (рис. 10, а, табл. 4, спектр 1).

При розтіканні даного припою по корозійностійкій сталі також формуються тверді розчини на основі міді та на основі марганцю (рис. 10, б). Концентрація заліза в зернах фази на основі марганцю та на основі міді практично не змінюється (рис. 10, б, табл. 5).

Таблиця 4. Хімічний склад основного металу та окремих фаз при розтіканні по Ковару

Спектр	Хімічні елементи, мас. %				
	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
1	86,06	0,83	1,15	0,27	11,70
2	40,71	13,47	27,85	0,52	17,47
3	27,15	1,10	3,92	0,39	67,44
4	39,51	14,91	27,97	0,78	16,73
5	34,50	24,52	24,94	3,34	12,60
6	0,51	52,97	17,58	28,61	0,33
7	3,93	3,66	9,76	0,50	54,15

Після розтікання припою № 1 по корозійностійкій сталі формується аналогічна структура, яка теж утворена двома твердими розчинами та включеннями фази на основі марганцю (рис. 10, б). Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом визначено, що зерна на основі марганцю, які кристалізуються на тлі твердого розчину α -Cu, містять таку ж кількість заліза (13,37 %), як і при розтіканні по Ковару. Концентрація заліза у твердому розчині теж не змінюється.

Децю вищу концентрацію легуючих елементів в окремих фазах після розтікання припою по основному металу можна пояснити нерівноважними термодинамічними умовами кристалізації припою, наявністю градієнта концентрацій складових елементів на міжфазній границі припою з основним металом, що призводить до протікання дифузійних процесів і структурної гетерогенності.

Отриманими результатами досліджень доведено, що збільшення кількості заліза у вихідному припої з 1 до 5 % призводить до підвищення його концентрації в структурних складових. Так, у твердому розчині Cu–Mn (матриця) спостерігається незначне підвищення концентрації заліза з 1,1 до 3,0 % при розтіканні по Ковару та з 0,36 до 2,6 % — по корозійностійкій сталі (рис. 11, а).

Слід зазначити, що в твердому розчині на основі γ -Mn виявлено стрімке підвищення концентрації заліза (з 13,47 до 42,65 %) після розтікання припою № 4 по Ковару (рис. 11, б). Аналогічне

Таблиця 5. Хімічний склад основного металу та окремих фаз при розтіканні припою № 1 по корозійностійкій сталі

Спектр	Хімічні елементи, мас. %							
	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu
1	16,73	0,11	0,00	79,72	0,43	0,23	0,32	2,46
2	0,00	0,00	0,68	42,00	13,37	28,10	0,00	15,85
3	0,00	0,00	0,00	28,61	0,36	2,66	0,00	68,36
4	0,00	0,00	0,89	41,84	13,86	27,20	0,00	16,22
5	0,31	0,24	15,28	11,40	60,55	4,28	6,57	1,38
6	0,53	0,28	17,65	1,27	71,21	0,34	8,72	0,00
7	0,00	0,00	0,21	32,16	2,88	7,69	0,00	57,06

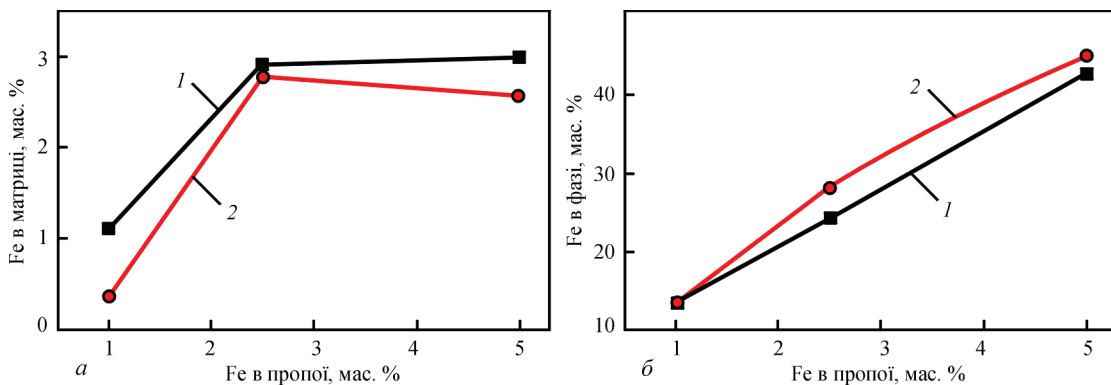


Рис. 11. Вплив Fe на його концентрацію в: твердому розчині на основі α -Cu (а) та на основі γ -Mn (б) після розтікання припоїв по Ковару (1) і корозійностійкій сталі (2)

збільшення кількості заліза (з 13,37 до 44,82 %) спостерігається і при розтіканні по корозійностійкій сталі (рис. 11, б). Результати електронної мікроскопії і мікрорентгеноспектрального аналізу добре корелюють з результатами механічних випробувань.

Попередніми дослідженнями встановлено [22], що при паянні різнорідних напускних з'єднань Ковар-корозійностійка сталь припоєм Cu–Mn–4,5Co міцність на зсув становить 434 МПа. Легування даного припою залізом в кількості 1 % призводить до зміцнення двох твердих розчинів залізом і, відповідно, до підвищення міцності на зсув з 434 до 488 МПа.

Комплексні результати проведених досліджень відкривають додаткові можливості підвищення технологічних властивостей мідно-марганцевих припоїв, що застосовуються при створенні паяних вузлів з різних матеріалів.

Висновки

Розрахунковим шляхом визначено, що збільшення вмісту Fe у сплавах системи Cu–Mn–Co–Fe з 1 до 5 % призводить до підвищення температури ліквідусу з 931 до 1027 °С, тоді як температура солідусу зростає незначно (з 912 до 923 °С). При цьому спостерігається значне (104 °С) розширення інтервалу плавлення припою.

Результатами мікрорентгеноспектральних досліджень та з урахуванням будови діаграм плавкості доведено, що сплави системи Cu–Mn–4,5Co–(1–5)Fe характеризуються двофазною структурою, яка складається з двох твердих розчинів. Основною фазою є твердий розчин на основі міді, який містить дендрити твердого розчину на основі марганцю, що збагачені залізом, кобальтом та міддю. Підвищення концентрації заліза в припої сприяє значному збільшенню його кількості в твердому розчині на основі марганцю (γ -фазі) і, відповідно, підвищенню мікротвердості.

Встановлено, що збільшення кількості заліза у вихідному припої з 1 до 5 % призводить до підвищення його концентрації в структурних складових після розтікання. Так, спостерігається незначне підвищення концентрації заліза (з 1,1 до 3,0 %) в твердому розчині Cu–Mn (матриці) при розтіканні по Ковару та з 0,36 до 2,6 % — при розтіканні по корозійностійкій сталі. У твердому розчині на основі марганцю спостерігається стрімке підвищення концентрації заліза з 13,47 до 42,65 % після розтікання припоїв по Ковару та з 13,37 до 44,82 % при розтіканні по корозійностійкій сталі.

Механічними випробуваннями паяних напускних з'єднань Ковар-корозійностійка сталь

доведено, що легування припою системи Cu–Mn–Co–Fe залізом у кількості 1 % сприяє підвищенню міцності на зсув з 434 (базового припою) до 488 МПа.

Список літератури/References

1. Mai, T.A., Spowage, A.C. (2004) Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel–kovar, copper–steel and copper–aluminium. *Materials Science and Engineering, A*, **374**, 1–2, 224–233. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.02.025>
2. Fadhali, M.M. A., Zainal, S.J., Munajat Y., Jalil, A., Rahman, R. (2010) Laser welding characterization of kovar and stainless steel alloys as suitable materials for components of photonic devices packaging. *AIP Conference Proceedings*, **1217**, 147–152. DOI: <https://doi.org/10.1063/1.3377802>
3. Калетина Ю.В., Ефимова Е.Д., Романов М.К. (2014) Проблемы свариваемости деталей из аустенитной стали 12X18H10T и прецизионного сплава 29НК. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **6**, 26–29. Kaletina, Yu.V., Efimova, E.D., Romanov, M.K. (2014) Problems of weldability of parts made of austenitic steel 12Kh18N10T and precision alloy 29NK. *Metal Science and Heat Treatment of Metals*, **6**, 26–29 [in Russian].
4. Sun, Z., Moio, T. (1994) Melting ratio in laser welding of dissimilar metals. *J. Mater. Sci. Lett*, **13**, 980–982. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00701444>
5. Xin, C., Jiazhen, Y., Li, N., Liu, W., Du, J., Cao, Y., Shi, H. (2016) Microstructural evolution during the brazing of Al₂O₃ ceramic to kovar alloy by sputtering Ti/Mo films on the ceramic surface. *Ceramics International*, **42**, 11, 12586–12593. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.04.094>
6. Baghjari, S.H., Gholambargani, M., Akbari Mousavi S.A. (2019) Application of the pulsed Nd:YAG laser welding to investigate the effect of laser beam position on weld characteristics of AISI 420 stainless steel to kovar alloy. *Lasers Manuf. Mater. Process.* **6**, 14–25. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40516-018-0078-y>
7. Qiao, G.J., Wang, H.J., Gao, J.Q., Jin, Z.H. (2005) Brazing Al₂O₃ to kovar alloy with Ni/Ti/Ni interlayer and dramatic increasing of joint strength after thermal cycles. *Materials Science Forum*, **486–487**, 481–484. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.486-487.481>
8. Fang, Y.J., Jiang, X.S., Mo, D.F., Song, T.F., Shao, Z.Y., Zhu, D.G., Zhu, M.H., Luo, Z.P. (2018) Microstructure and mechanical properties of electron beam-welded joints of titanium TC4 (Ti–6Al–4V) and kovar (Fe–29Ni–17Co) alloys with Cu/Nb multi-interlayer. *Advances in Materials Science and Engineering*, **2018**, 1–11. DOI: <https://doi.org/10.1155/2018/2042871>
9. Sun, Z., Ion, J.C. (1995) Laser welding of dissimilar metal combinations. *J. Mater. Sci.*, **30**, 4205–4214. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00361499>
10. Xiao, R., Dong, P., Chen, K. (2009) Laser beam welding of dissimilar materials. *ICALEO 2009–28th International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics*, Orlando, FL, USA, 102, 660–665.
11. Wang, J.L., Yang, Z.W., Wang, Y., Wang, D.P., Li, H.J. (2021) Microstructural stability and mechanical properties of Al₂O₃/Kovar 4 J34 joint vacuum brazed using Ag–5Cu–1Al–1.25Ti (wt.%) filler metal. *J. of Manufacturing Processes*, **72**, 553–564. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.10.057>

12. Сромолаєв Г.В., Квасницький В.В., Квасницький В.Ф., Максимова С.В. та ін. (2015) *Паяння металів. Підручник*. НУК, Миколаїв.
Ermolaev, G.V., Kvasnitsky, V.V., Kvasnitsky, V.F., Maksymova, S.V. et al. (2015) *Metal brazing. Textbook*. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
13. Салли А. (1959) *Марганець*. Москва, Metallurgizdat.
Sally A. (1959) *Manganese*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
14. Massalski, T.B. (1990) *Binary alloy phase diagrams*. American Society for metals. Ohio, Metals Park, ASM International, CD.
15. *Марочник сталі у сплавов*. <http://www.splav-kharkov.com>
Steel and Alloy Grader: <http://www.splav-kharkov.com>
16. *Practical software for materials properties*. <https://www.sentencesoftware.co.uk/jmatpro>
17. Saunders, N., Guo, Z., Li, X., Miodownik, A.P., Schillé, J-Ph. (2003) Using JMatPro to model materials properties and behavior. *JOM*, **55**, 12, 60–65. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0013-2>
18. Schillé, J-Ph., Guo, Z., Saunders, N., Miodownik, P.A. (2011) Modeling phase transformations and material properties critical to processing simulation of steels. *Materials and Manufacturing Processes*, **26**, 1, 137–143. DOI: <https://doi.org/10.1080/10426910903153059>
19. (1997) *Діаграмми состояния двойных металлических систем*. Лякишев Н.П. (ред.), Т. 2, Москва, Машиностроение. (1997) *State diagrams of binary metallic systems*. Lyakishev N.P. (Ed.), Vol. 2, Moscow, Mechanical engineering.
20. (2007) *Brazing handbook 5th ed Miami*. American Welding Society.
21. Maksymova, S.V., Kovalchuk, P.V., Voronov, V.V. (2021) Vacuum brazing of kovar–molybdenum dissimilar joints. *The Paton Welding J.*, **7**, 13–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.07.03>
22. Максимова С.В., Ковальчук П.В., Воронов В.В. (2021) Вплив Со на структуру і механічні властивості лютованих з'єднань ковар–неіржавка сталь. *Металофізика та новітні технології*, **43**(4), 553–566. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.04.0553>
Maksymova, S.V., Kovalchuk, P.V., Voronov, V.V. (2021) Influence of Co on structure and mechanical properties of kovar–stainless steel brazed joints. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**(4), 553–566 [in Ukrainian].

THE INFLUENCE OF IRON ON THE STRUCTURE AND TECHNOLOGICAL CHARACTERISTICS OF Cu–Mn–Co BRAZING FILLER METAL

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

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

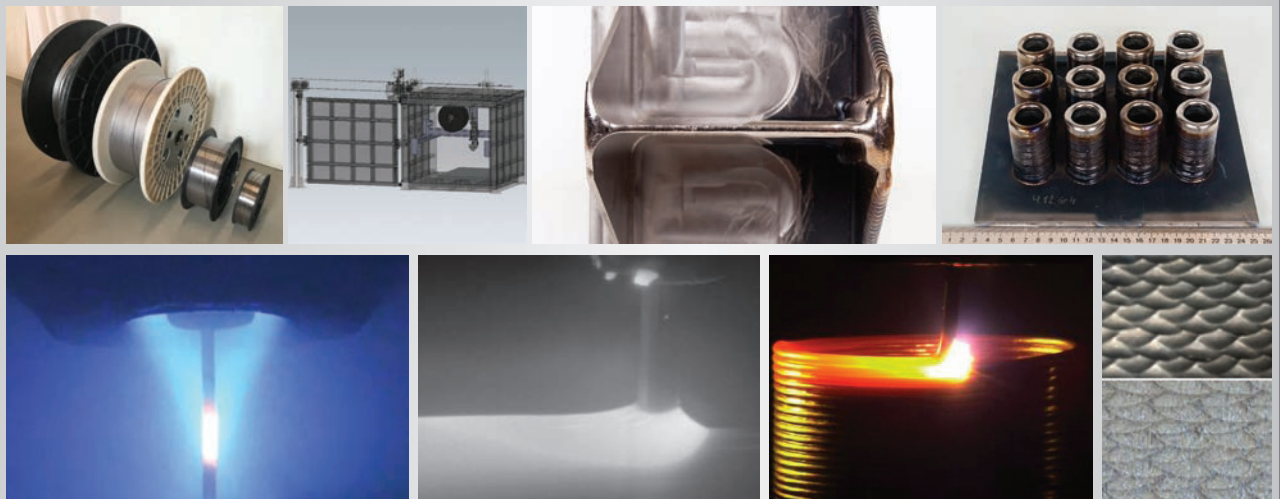
E-mail: maksymova.svitlana15@ukr.net

The results of complex studies on the brazing filler metal of the Cu–Mn–Co system alloyed with iron in the range of 1...5 wt. % are presented. The melting point was determined through calculation, and it was shown that increasing the concentration of iron from 1 to 5 wt. % leads to a slight (from 912 to 923 °C) increase in the temperature of the solidus and a significant increase in the temperature of the liquidus (from 931 to 1027 °C). At the same time, the melting temperature range expands to 104 °C. The results of experimental studies on the spread of brazing filler metal on Kovar and corrosion-resistant steel have established that an increase in the iron concentration up to 5 % contributes not only to an increase in the temperature of the liquidus but also to an increase in the spread area, which is due to the melting temperature of a copper-based solid solution. Local micro-X-ray spectral analysis established a discrete distribution of constituent elements and showed that the brazing filler metal, after spreading, contains two solid solutions: copper-based and manganese-based. The research results on the Kovar-corrosion-resistant steel brazed joints have demonstrated that the addition of iron to the Cu–Mn–Co–Fe alloy leads to an increase in microhardness and shear strength. 22 Ref., 5 Tabl., 11 Fig.

Keywords: copper–manganese–cobalt–iron brazing filler metal, melting temperature range, X-ray microanalysis, structure, microhardness, wetting angle, solid solution

Надійшла до редакції 08.06.2023

Електронно-променевий 3D друк металевим дротом



<https://xbeam3d.com/>

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ РІЗНОПОЛЯРНИМ АСИМЕТРИЧНИМ СТРУМОМ НА ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

В.М. Коржик¹, А.А. Гринюк¹, В.Ю. Хаскін¹, Є.В. Ілляшенко¹, С.І. Пелешенко², А.О. Альошин²,
І.О. Скачков³, О.В. Долянівська³

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

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

³НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, просп. Перемоги, 37.
E-mail: mail@kpi.ua

Розглянуто вплив зміни швидкості переміщення джерела нагрівання при плазмово-дуговому зварюванні алюмінієвих сплавів завтовшки 2,0 мм трьох систем легування Al–Mg–Mn (AMg5M, AMg6), Al–Cu–Mn (1201), Al–Cu–Li (1460) на мікроструктуру і твердість металу шва та навколошовної зони, на утворення внутрішніх пор та на механічні властивості зварних з'єднань. Проаналізовано зміни розподілу температурних полів і показників напружено-деформованого стану зварних зразків розглянутих сплавів. Встановлено, що для кожного типу сплавів є певна «пікова» швидкість зварювання, при перевищенні якої не відбувається суттєвого зменшення залишкових деформацій та напружень, а також зменшення ширини зони нагрівання основного металу. Натомість, механічні властивості зварних з'єднань погіршуються за рахунок збільшення кількості пор в металі шва та утворення недопустимих підрізів у верхній частині шва в зоні переходу від шва до основного металу. На прикладі сплаву Al–Mg–Mn показано, що такі закономірності характерні також не тільки для товщини 2,0 мм, а також спостерігаються і при зварюванні зразків в інтервалі товщин 4...8 мм. Це дозволяє використовувати дані результати для прогнозування показників міцності зварного з'єднання та металу шва для цих товщин при збільшенні швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом вище «пікового» значення. Бібліогр. 15, табл. 2, рис. 23.

Ключові слова: плазмово-дугове зварювання, різнополярні імпульси, алюмінієві сплави, структура швів, пори, формування з'єднання, міцність, розподіл температури, напружено-деформований стан

Вступ. Конструкції, які виготовляються з високоміцних алюмінієвих сплавів, застосовують у багатьох галузях сучасної промисловості, а саме в авіакосмічній галузі, при виготовленні наземного та водного транспорту [1]. З метою зменшення загальної ваги таких конструкцій доцільно використовувати високоміцні алюмінієві сплави (наприклад, Al–Mg–Mn, Al–Cu–Mn, Al–Cu–Li). Алюмінієві сплави систем легування Al–Cu–Mn та Al–Cu–Li мають високі показники питомої міцності, але при цьому дані сплави чутливі до надмірного нагріву під час зварювання, тому існує потреба створення технологій зварювання, які зменшать загально внесення тепла в основний метал під час зварювання, в тому числі і за рахунок використання більших швидкостей зварювання. Традиційно з'єднання деталей із сплавів Al–Cu–Mn та Al–Cu–Li виконували за допомогою добре відомого процесу аргонодугового зварювання неплавким електродом різнополярним струмом (АДЗНЕ) [2]. Даний процес

характеризується невисокою концентрацією енергії в плямі нагрівання, при цьому формуються широкі та неглибокі шви. Така невисока проплавлення здатність джерела нагріву при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом різнополярним струмом обумовлює необхідність виконання розробки крайок при зварюванні деталей завтовшки більше 4 мм. Тепло, яке виділяється під час зварювання АДЗНЕ з невисокою концентрацією енергії в плямі нагрівання, викликає розміщення високоміцних алюмінієвих сплавів в зоні термічного впливу під впливом тепла дуги [3]. Крім того, алюмінієві сплави з вмістом літію схильні до утворення в процесі аргонодугового зварювання дефектів у вигляді оксидних включень. Для вирішення такої задачі доцільно застосовувати методи зварювання, які забезпечують збільшення концентрації енергії в плямі нагрівання і дозволяють підвищити швидкість зварювання, за рахунок цих факторів зменшити тепловкладання в основний метал, що дозволить

Коржик В.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>,
Хаскін В.Ю. – <http://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Ілляшенко Є.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,
Пелешенко С.І. – <http://orcid.org/0000-0001-6828-2110>, Альошин А.О. – <https://orcid.org/0000-0001-9696-6800>,
Скачков І.О. – <https://orcid.org/0000-0001-6933-1148>, Долянівська О.В. <https://orcid.org/0000-0001-8396-2894>
© В.М. Коржик, А.А. Гринюк, В.Ю. Хаскін, Є.В. Ілляшенко, С.І. Пелешенко, А.О. Альошин, І.О. Скачков,
О.В. Долянівська, 2023

зменшити рівень розміщення основного металу в зоні термічного впливу джерела нагріву та збільшити механічні властивості зварних з'єднань.

Попри досить великий вік існування процесу плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом на ринку (перші публікації відносяться до середини 1980-х років), даний спосіб зварювання є актуальним і має попит і в наш час за рахунок використання джерел живлення зварювального струму на базі інверторної технології перетворення струму та широкого використання зварювальних роботів [4–7].

Аналіз літературних даних і постановка проблеми. Для формування зварних з'єднань із високоміцних алюмінієвих сплавів доцільно використовувати плазово-дугове зварювання різнополярним асиметричним струмом, яке забезпечує щільність потужності не менш 300 Вт/мм^2 , що в 5 разів перевищує цей показник порівняно з АДЗНЕ, а також збільшити до 3 разів швидкість зварювання для деталей певних товщин [8]. Швидкість зварювання є одним з досить важливих факторів для підвищення продуктивності отримання зварного з'єднання. При цьому зі збільшенням швидкості зварювання спостерігається зростання показників міцності зварних з'єднань, а також зменшення деформації конструкції під час зварювання. Попри переваги зварювання на високих швидкостях потребує використання більш потужних джерел живлення зварювального струму, більш складних у конструкції плазмотронів та складних та більш точних механізмів переміщення плазмотронів. Постає логічне запитання, до якої межі слід підвищувати швидкість зварювання, і чи існує така межа швидкості зварювання, при досягненні якої вже не спостерігається суттєвого зменшення рівня деформації конструкції та суттєвого зростання показників міцності. За критерії оцінки досягнення такої межі швидкості зварювання слід розглядати суттєве зменшення приросту показників міцності, негативні зміни в формуванні геометрії зварного з'єднання, появу можливих дефектів в металі шва. Дане питання доцільно розглянути як з позицій впливу швидкості на формування макрогеометрії та мікроструктур шва, так і з позицій її впливу на залишковий напружено-деформований стан конструкції.

Дослідження впливу швидкості плазово-дугового зварювання на одержувані з'єднання із різних матеріалів тою чи іншою мірою проводилися різними дослідниками. Наприклад, такі дані одержували при оптимізації процесу плазово-дугового зварювання (PAW) дуплексної нержавіючої сталі 2205 завтовшки 2 мм [9]. Параметри, які розглядалися для експериментування та оптимізації, це зварювальний струм, швидкість зварю-

вання та довжина пілотної дуги відповідно. Експеримент включав зміну параметрів і подальшу реєстрацію глибини проплавлення та ширини шва. Зварювальний струм 60...70 А, швидкість зварювання 25,0...30,0 см/хв і довжина пілотної дуги 1...2 мм – це діапазон, у якому змінювалися параметри режиму. При здійсненні експериментів використовували нейронну мережу зі зворотним зв'язком. Для прогнозування ширини і глибини проплавлення використовували генетичний алгоритм і методи Тагучі. Встановлено, що розрахункові прогнози добре підтверджуються експериментально досягнутими результатами, а зварювання на оптимізованих параметричних значеннях забезпечує підвищення міцності зварного шва зі скороченням витрат і часу.

В роботі [10] досліджувалося питання впливу швидкості плазово-дугового зварювання в режимі утворення кейхолу (K-PAW) на якість проплавлення і утворення гарячих тріщин при зварюванні сплаву hastelloy X. Зварювання K-PAW проводили за один прохід при швидкостях 21,0, 19,0, 17,0 і 15,0 см/хв. Зварювання зі швидкістю 170 мм/хв забезпечило найкраще співвідношення глибини до ширини шва порівняно з усіма іншими швидкостями, а гарячі тріщини були виявлені при 15,0 см/хв через високе тепловкладання при малій швидкості. При швидкостях зварювання 21,0 см/хв і 19,0 см/хв була виявлена недостатня глибина проплавлення через зменшення підведення тепла і відсутність проникнення кейхолу зі зворотного боку. Максимальна мікротвердість за Віккерсом спостерігалася при швидкості зварювання 21,0 см/хв, найменша – при 15,0 см/хв, тобто величина мікротвердості обернено пропорційна швидкості зварювання. Швидкість 170 мм/хв забезпечила найкращу якість зварювання з огляду на співвідношення глибина/ширина і майже найвище значення мікротвердості.

Порівняння плазового зварювання зі звичайним TIG-зварюванням показало [11], що у разі використання плазового процесу є можливість підвищити швидкість зварювання, що викликає зростання міцності з'єднань при випробуваннях на розрив, зростання показників пластичності, зменшення розміру дендритів, величини ЗТВ і залишкових деформацій. Тим не менш дослідниками в роботах [12] було встановлено, що при значному збільшенні швидкості зварювання (до 150...200 см/хв) стиснена дуга починає горіти нестабільно, а при ще більшому зростанні швидкості зварювання навіть припиняється формуватися зварний шов.

Однак дослідження по визначенню межі швидкості плазово-дугового зварювання, після досягнення якої вже не відбувається значне прирощення показників міцності, а також зменшення

ширини ЗТВ та деформація конструкції, комплексно не проводилися.

Мета і завдання дослідження. Мета роботи – встановити обґрунтовані межі збільшення швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом на підставі визначення впливу цього параметру на формування швів, структури, зміни механічних властивостей з'єднань, розподілу температурних полів та напружено-деформованого стану зварних з'єднань.

Для досягнення цієї мети вирішували наступні задачі:

– встановлення залежностей формування структури та зміни механічних властивостей стикових з'єднань сплавів систем легування Al-5Mg-Mn, Al-3Cu-1,8Li та Al-6Cu-Mn від швидкості

плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом;

– визначення розподілу температурних полів у зварюваних пластинах з алюмінієвих сплавів в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання;

– дослідження показників залишкової деформації зварних з'єднань, одержаних плазмово-дуговим зварюванням (стисненою дугою) з різними швидкостями зварювання.

Матеріали, обладнання та методи дослідження. В якості зварюваних зразків розглядали алюмінієві сплави систем легування Al-Mg-Mn, Al-Cu-Mn, Al-Cu-Li із товщиною листів 2,0 мм (табл. 1).

Дослідження проводили за допомогою роботизованого комплексу плазмово-дугового зварю-

Таблиця 1. Хімічний склад зварюваних алюмінієвих сплавів, мас. %

Марка	Al	Cu	Mg	Mn	Zr	Ti	Zn	Fe	Si	Li
AMg5	Основа	0,1	5,0	0,8	–	0,02-		0,5	0,5	–
1201	->-	6,0	–	0,4	–	0,06	0,2	0,4	0,4	–
1460	->-	1,8	0,7	0,06	0,03	0,02	–	0,08	0,10	1,8



Рис. 1. Загальний вигляд роботизованого комплексу обладнання PLAZER PAW-R для плазмово-дугового зварювання довгомірних зварних з'єднань на різнополярному асиметричному струмі із вильотом руки робота до 2000 мм і системою переміщення робота до 3000 мм (а, б) і стійки із джерелами живлення робота, плазмотрона, шафою адаптації команд для робота і інтелектуальною автоматичною системою моніторингу зварювального обладнання (в): 1 – антропоморфний зварювальний робот; 2 – зварювальний плазмотрон; 3 – інтелектуальна система керування процесом роботизованого зварювання; 4 – плазмовий модуль; 5 – джерело живлення плазмового зварювання; 6 – зварювальний стіл зі складально-зварювальним пристроєм; 7 – система лінійного переміщення робота по рейках; 8 – двохосовий обертач-маніпулятор; 9 – механізм подавання присадного дроту

вання на різнополярному асиметричному струмі PLAZER PAW-R із інтелектуальною автоматичною системою управління і моніторингу зварювального обладнання (ТОВ «Науково-виробничий Центр «ПЛАЗЕР», Україна) (рис. 1). Окрім плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом роботизований комплекс дозволяє виконувати комбіноване та гібридне зварювання із поєднанням плазово-дугового зварювання різнополярним із зварюванням плавким електродом в середовищі інертного газу як без утворення спільної ванни між двома процесами (комбіноване зварювання), так із утворенням однієї спільної ванни (гібридне зварювання).

Для проведення досліджень зварюваності вибраних алюмінієвих сплавів в широких діапазонах різнополярного асиметричного струму використовували плазмотрон ПД-174М2 (рис. 2, а, б), розроблений в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [13]. Даний плазмотрон включає комплект змінних плазموутворюючих сопел з діаметрами отворів від 2,0 до 4,5 мм з кроком 0,5 мм. Для зварювання сплавів з підвищеною плинністю рідкого металу в комплект плазмотрона входять плазмоутворюючі сопла з 2-ма або 4-ма додатковими отворами діаметром 1,0 мм. Завдання додаткових отворів зменшити надмірний тиск газу по осі плазмоутворювального сопла та забезпечити додаткове витягування плазової дуги. Та-

кож для ефективної роботи даного плазмотрону в заявленому діапазоні струмів передбачено можливість використання вольфрамових електродів діаметром від 3,2 до 6,0 мм, шляхом заміни цанги та шайби-токопідведення електродного вузла, а також керамічного ізолятора-центратора, який виготовлено із спеціальної термостійкої кераміки. Для зварювання на високих швидкостях (вище 120 см/хв) за допомогою даного плазмотрону використовували сопло подовженого газового захисту довжиною 200 мм та шириною 50 мм (рис. 2, в).

За критерій «швидкісне зварювання» обирали перевищення в 2 або більше разів швидкості базового процесу дугового зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів (з міцністю вище 300 МПа) – аргонодугового зварювання різнополярним струмом (АДЗНЕ). Обмежуючим фактором при плазово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом у нашому випадку виступали технологічні можливості зварювальних плазмотронів, а саме максимальне струмове навантаження до 325 А.

Максимальні швидкості плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом у нижньому положенні на підкладці з формуючою канавкою та використанням присадного дроту наведено в табл. 2. На рис. 3 приведено зовнішній вигляд зварного з'єднання сплаву АМг5М

Таблиця 2. Максимальні швидкості зварювання в залежності від теплофізичних властивостей алюмінієвих сплавів

Сплав	Товщина, мм	Максимальна швидкість зварювання, см/хв
АМг5М (Al-5%Mg-0,8%Mn)	2,0	300
1201 (Al-6%Cu-0,4%Mn)	1,8	200
1460 (Al-3,0%Cu-1,8%Li)	2,0	300

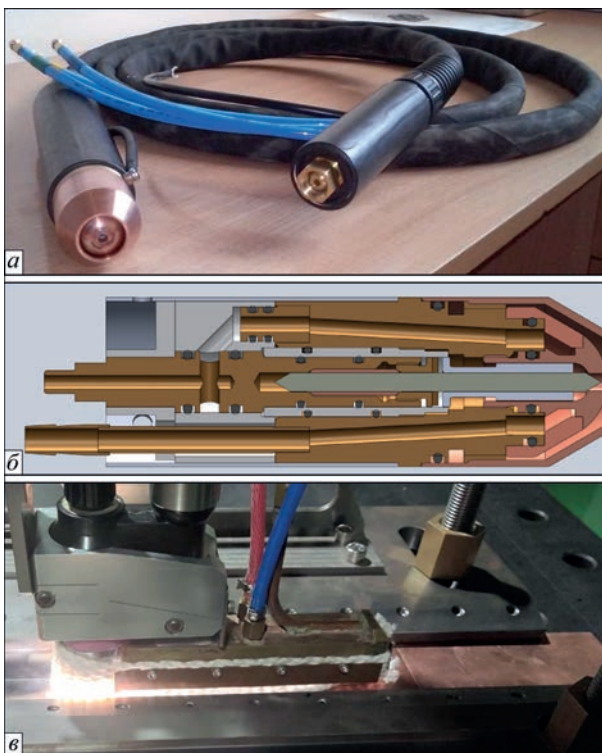


Рис. 2. Зовнішній вигляд (а), перетин 3D-моделі (б) зварювального плазмотрона ПД-174М2 для зварювання алюмінієвих сплавів на різнополярному асиметричному струмі в діапазоні від 80 до 350 А при ПВ 100 % і процес роботизованого зварювання із використанням сопла подовженого газового захисту (в).



Рис. 3. Зовнішній вигляд зварного з'єднання сплаву АМг5М в збирально-зварювальному пристрої одразу після закінчення плазово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом зі швидкістю 200 см/хв

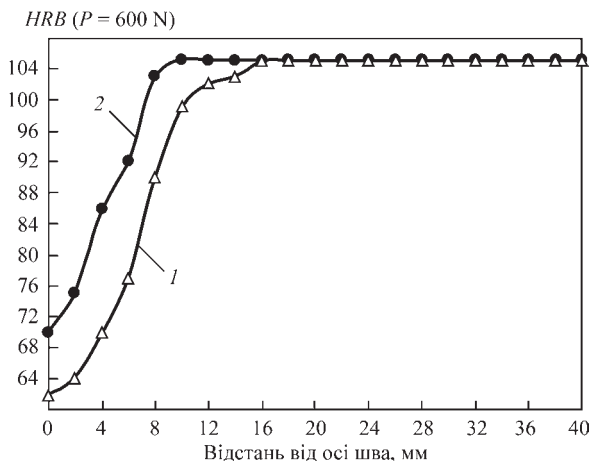


Рис. 4. Розподіл твердості у поперечних шліфах з'єднань листів сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) завтовшки 1,8 мм, отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом у нижньому положенні зі швидкістю 30 та 300 см/хв (1 – 18, 2 – 180 м/год)

в збирально-зварювальному пристрої одразу після закінчення плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом зі швидкістю 200 см/хв. При зварюванні враховували зміну показників міцності зварного з'єднання та металу шва. Розглядали сплави: АМг5М (Al-5%Mg-0,8%Mn), який термічно незміцнений і має бути мало чутливим до втрати міцності в зоні термічного впливу, термічно зміцнені сплави 1201 (Al-6%Cu-0,4%Mn) та алюміній-літєвий сплав 1460 (Al-3,0%Cu-1,8%Li). Основний метал спла-

вів 1201 і 1460 схильний втрачати міцність в зоні термічного впливу дуги.

Результати дослідження впливу швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом.

Дослідження впливу швидкості плазмового зварювання на формування швів, їх структуру та механічні властивості.

Збільшення швидкості плазмово-дугового зварювання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-6Cu-Mn) з 30 до 300 см/хв обумовлює зменшення на 40 % величини погонної енергії (з 124 до 74 кДж/м), а також звуження на 33% зони розміцнення основного металу під впливом дії тепла від зварювальної дуги (рис. 4).

При зварюванні із високою швидкістю дендрити орієнтовані чітко перпендикулярно до осі шва, на відміну від варіанту з малою швидкістю, де спостерігається закрутка дендритів і їх стиківка по осі шва під гострим кутом. Мікроструктура зварних з'єднань листів завтовшки 1,8 мм із сплаву 1201, отриманих плазмово-дуговим зварюванням зі швидкістю 30 см/хв, наведено на рис. 5.

У металі шва сплаву 1201 системи легування Al-Cu-Mn, отриманого стисненою дугою різнополярного асиметричного струму на швидкості зварювання 30 см/хв, спостерігаються пори розміром до 60 мкм. Локалізація цих пор, переважно, по границях зони сплавлення з основним металом. В металі шва спостерігаються дендрити, осі першого порядку яких розташовані переважно вздовж

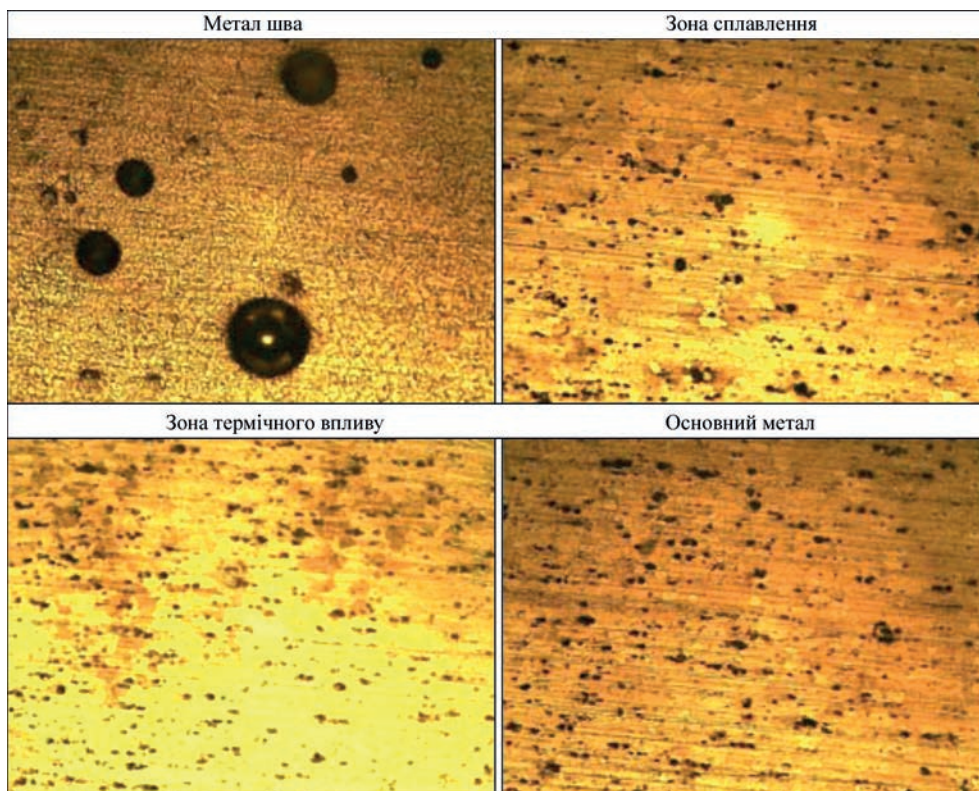


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 150$) зварного з'єднання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-6Cu-Mn), отриманого плазмово-дуговим зварюванням у нижньому положенні без присадки зі швидкістю 30 см/хв

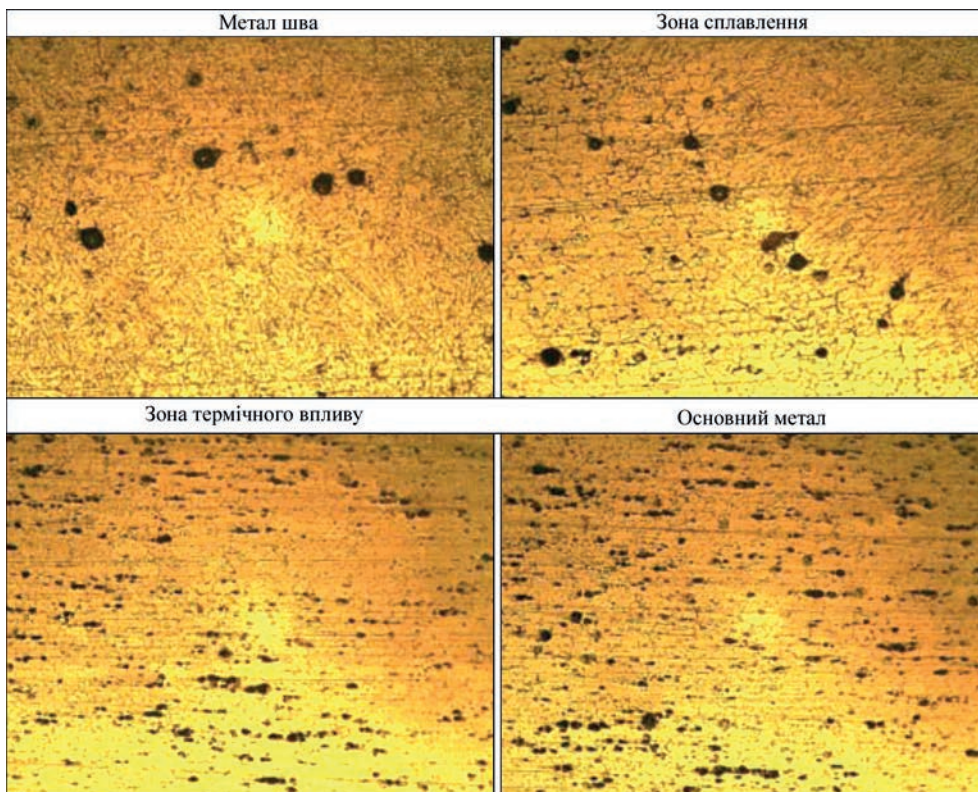


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 150$) зварного з'єднання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn), отриманого плазмово-дуговим зварюванням у нижньому положенні без присадки зі швидкістю 300 см/хв

осі шва. По границях зерен спостерігаються грубі скупчення евтектики. Зустрічаються зони рихлот.

Мікроструктура з'єднань листів сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом зі швидкістю 300 см/хв у нижньому положенні на підкладці без використання присадки, наведено на рис. 6. Порівняння швів, зварених при 30 см/хв до 300 см/хв показало, що зі збільшенням швидкості плазмово-дугового зварювання кількість пор у металі шва зростає, але їх розміри зменшуються у 1,5...2,0 рази.

При плазмово-дуговому зварюванні листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) на швидкості 300 см/хв з присаджувальним дротом розплавлений метал, що утворюється під час плавлення дроту, не встигає перемішатися з розплавленим металом зварювальної ванни. Надлишок металу, який має формувати верхній валик зварного шва, нормально не розтікається і відбувається нерівномірне формування верхнього валика шва та утворюються глибокі подрізи по границі зони сплавлення шва з основним металом. Використання присадки у вигляді вставки зі стрічки, вирізаної з основного металу, також не забезпечує якісного формування поверхні шва. Стрічка плавиться нерівномірно. Спостерігається випліскування розплавленого металу під впливом плазмового струменя. На поверхні по центру шва залишається ланцюжок пор, які виходять на поверхню.

Наявність глибоких подрізів (до 0,5 мм і більше) та наявність пор по всьому металі шва, звареного на швидкості 300 см/хв, обумовлюють не надто високу міцність зварного з'єднання (249...251 МПа). При зменшенні швидкості зварювання до 200 см/хв зникає з поверхні ярко виражений ланцюжок поверхневих пор, а також покращуються умови формування переходу від шва до основного металу. При цьому міцність зварного з'єднання становить 279...280 МПа, що перевищує міцність зварного з'єднання сплаву 1201 завтовшки 2,0 мм (246 МПа), отриманого АДЗНЕ зі швидкістю зварювання 20 см/хв (рис. 7).

Шви, отримані на швидкості 40 см/хв (24 м/год), мають типову комірчасто-дендритну структуру, характерну для литого стану, з утворенням централь-

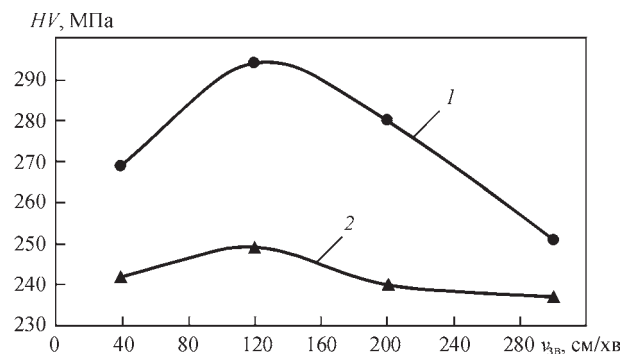


Рис. 7. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

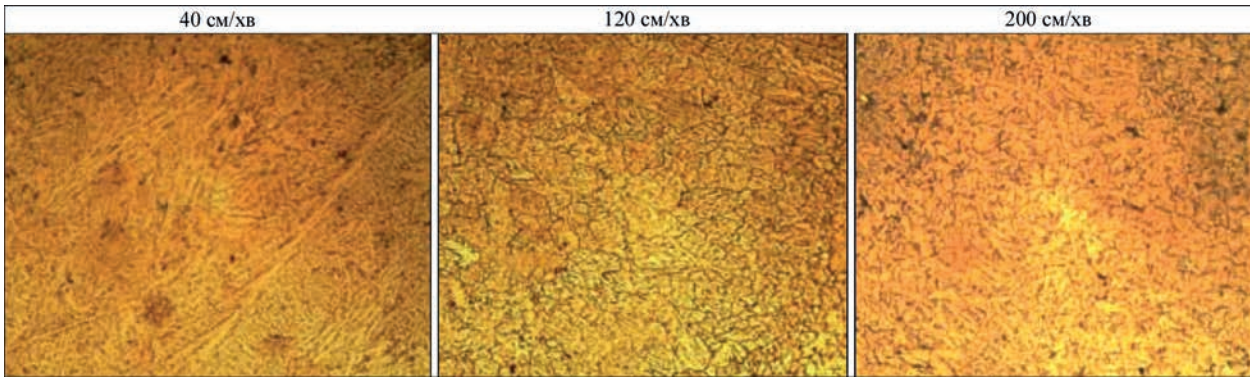


Рис. 8. Мікроструктура ($\times 150$) металу шва, отриманого плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al–Cu–Mn) при різних швидкостях зварювання

ного кристаліту. Структура швів, отриманих на швидкостях 120 і 200 см/хв, характеризується відсутністю центрального кристаліту та більш вузькою зоною стовпчастих витягнутих дрібних кристалів зі значною кількістю комірок і дрібними рівновісними дендритами у центральній частині шва. Збільшення швидкості кристалізації при швидкості зварювання 120 см/хв забезпечує утворення розгалужених дендритів твердого розчину та рівномірно розташованих між ними фаз, що не увійшли до їх складу, форма і розміри яких визначаються значенням швидкості кристалізації (рис. 8).

В структурі швів, одержаних при 120 см/хв, спостерігаються дендрити у 3...4 рази менші ніж при зварюванні зі швидкістю 40 см/хв. Змінюється направленість осей дендритів першого порядку. На відміну від зварювання з малою швидкістю ці осі направлені перпендикулярно поздовжній осі шва, що, можливо, є наслідком не лише високої швидкості зварювання, але й концентрації енергії в плазмовому струмені та додатковому силовому впливі плазмоутворюючого газу.

Зміна показників міцності при різних швидкостях зварювання спостерігається також при плазмово-дуговому зварюванні термічно зміцнюваного сплаву 1460, який містить Cu та Li. Введення в хімічний склад сплаву 1460 1,9...2,3 % Li дозволило зменшити питому вагу сплаву 1460 у порівнянні зі сплавом 1201 і збільшити його міцність до 574 МПа (порівняно із 439 МПа для сплаву 1201).

Збільшення інтервалу наростання показників міцності та плавне зменшення їх при швидкості 300 см/хв можна пояснити більшою плинністю рідкого металу сплаву 1460 у порівнянні зі сплавом 1201 за рахунок введення Li. Зниження міцності при швидкості зварювання 300 см/хв обумовлюється початком утворення підрізів та погіршенням умов дегазації шва (рис. 9).

У сплаві 1460 процес зменшення міцності починається після зростання швидкості зварювання вище 200 см/хв. Як і у сплаві 1201 процес зниження міцності також обумовлений утворенням підрізів по зоні сплавлення та зростанням пористості в металі шва.

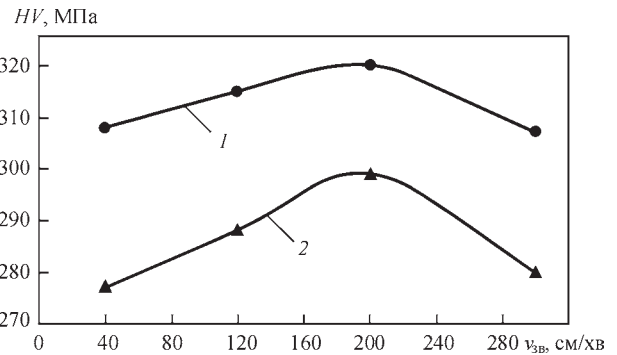


Рис. 9. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 2,0 мм зі сплаву 1460 (Al–Cu–Li), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

При плазмово-дуговому зварюванні термічно незміцнюваного сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) завтовшки 2,0 мм також спостерігається збільшення показників міцності зварного з'єднання з ростом швидкості плазмово-дугового зварювання (рис. 10). Але на відміну від сплавів 1201 та 1460, які термічно зміцнюються та більш чутливі до внесення тепла, у даного сплаву зростання показників міцності відбувається більш повільно. При цьому при збільшенні швидкості зварювання вище 200 см/хв спостерігається зменшення показників міцності зварного з'єднання також за рахунок утворення підрізів по зоні сплавлення. При цьому величина підрізів менша у порівнянні зі сплавами, що містять Cu.

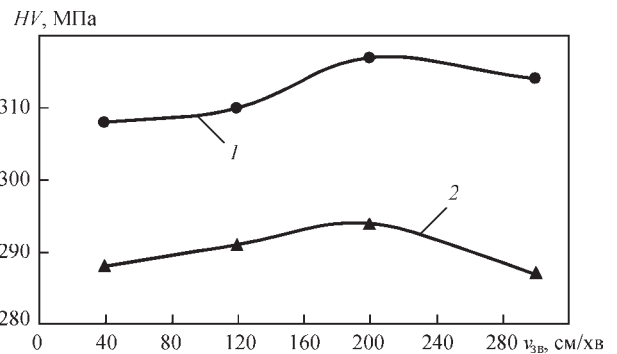


Рис. 10. Графік зміни міцності зварних з'єднань в залежності від швидкості зварювання листів завтовшки 2,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn), отриманих плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом: 1 – зварне з'єднання; 2 – метал шва

Вплив швидкості плазмового зварювання на розподіл температурних полів у зварюваних зразках. Для розрахунків закономірностей зміни температури в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання використали методику для розрахунку температурного поля в пластині при швидкостях зварювання до 20 см/хв (12 м/год) та від 30 до 300 см/хв (від 18 до 180 м/год) [14]. Розрахунок здійснювали методом кінцевих елементів. Для швидкостей зварювання до 20 см/хв обрали схему розрахунку з використанням точкового рухливого джерела нагрівання, а для швидкостей зварювання вище 30 см/хв – потужного лінійного джерела нагрівання.

Максимальні температури визначалися із графіків розподілу температур для зварювання зі швидкістю до 20 см/хв (рис. 11) та графіків термічних циклів для процесів зі швидкістю вище 30 см/хв, наприклад, 200 см/хв (рис. 12).

На рис. 13 та 14 наведено одержані завдяки виконаним розрахункам графіки максимальних температур у поперечному перерізі зварного з'єднання.

При аналізі графіків розподілу максимальних температур (рис. 13, 14) при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 та швидкостями зварювання від 40 до 300 см/хв

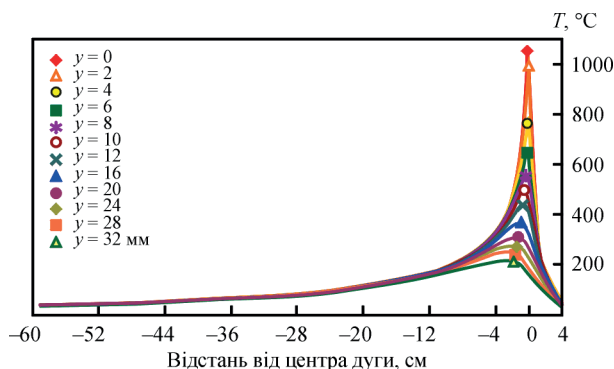


Рис. 11. Графік розподілу температур при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним струмом алюмінієвого сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) завтовшки 6,0 мм у нижньому положенні зі швидкістю 20 см/хв (12 м/год)

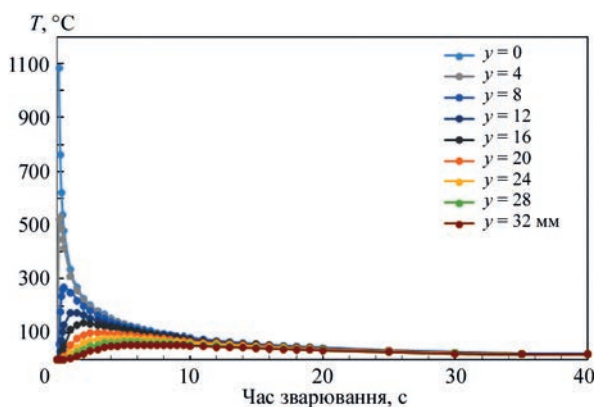


Рис. 12. Термічний цикл при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al-Cu-Mn) та швидкістю 200 см/хв (120 м/год)

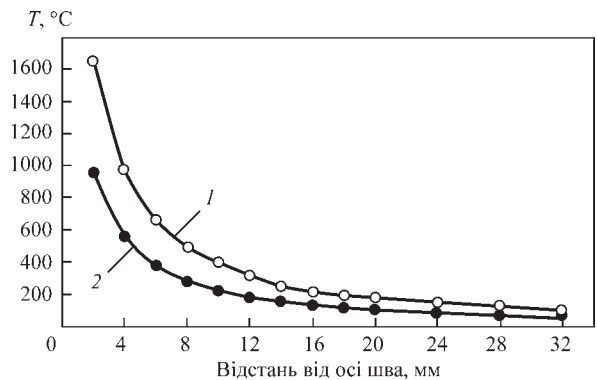


Рис. 13. Розподіл максимальних температур, які виникають у листах сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, з'єднаних плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом при швидкостях зварювання 40 (крива 1) та 120 см/хв (крива 2)

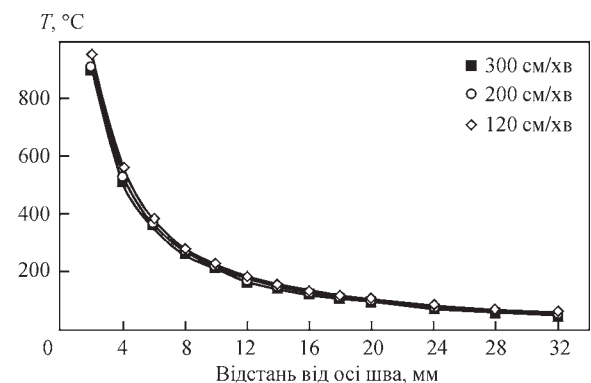


Рис. 14. Розподіл максимальних температур, які виникають у листах сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм, з'єднаних плазмово-дуговим зварюванням різнополярним струмом при швидкостях зварювання від 120 до 300 см/хв

було встановлено, що при однаковому кроці між швидкостями 80 см/хв різниця у температурі між кривими графіку розподілу максимальних температур залежить від діапазону зміни швидкостей (у діапазоні від 40 до 120 см/хв різниці в температурі між точками на відстані 5 мм від осі шва у 3...4 рази вище, ніж у діапазоні швидкостей від 120 до 200 см/хв).

На відстані від осі більше 4 мм при плазмово-дуговому зварюванні різнополярним асиметричним струмом алюмінієвого сплаву 1201 завтовшки 1,8 мм при зміні швидкості зварювання від 120 до 180 см/хв температура змінюється в середньому на $50 ^\circ\text{C}$, що суттєво не впливає як на зміну твердості, так і на зміну механічних властивостей зварних з'єднань.

Напружено-деформований стан у зварних з'єднаннях, отриманих зварюванням стисненою дугою з різними швидкостями зварювання. Для покращення оцінки впливу швидкості плазмово-дугового зварювання на одержувані результати провели дослідження напружено-деформованого стану за методикою, описаною в роботі [15], із виконанням необхідних розрахунків у програмі MatCAD. Розрахунок проводився по декількох показниках напружено-деформованого стану плоских зразків після зварювання. В розрахунках

враховували товщину зварюваних пластин та їх теплофізичні та механічні властивості.

На рис. 15 наведено особливості зміни ширини зони пластичних деформацій залежно від швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом алюмінієвих сплавів зразків завтовшки 2,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) та зразків завтовшки 1,8 мм зі сплаву 1201 (Al–Cu–Mn). Аналогічна закономірність спостерігається і для інших показників, таких як повздовжнє скорочення зразка (рис. 16) та сила усадки шва при зварюванні (рис. 17).

Більш явно виражена тенденція експоненційного зменшення інтенсивності показників напружено-деформованого стану зі збільшенням

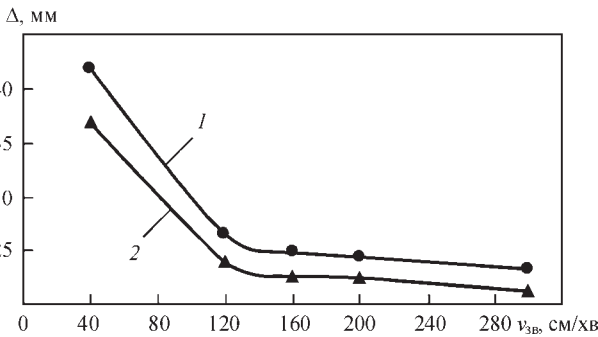


Рис. 15. Зміна ширини зони пластичних деформацій у зварних зразках завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

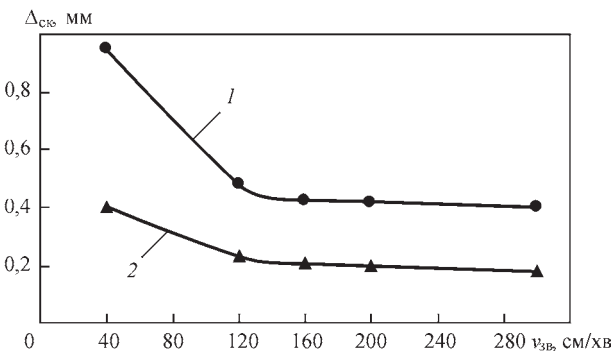


Рис. 16. Зміна повздовжнього скорочення зразка завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

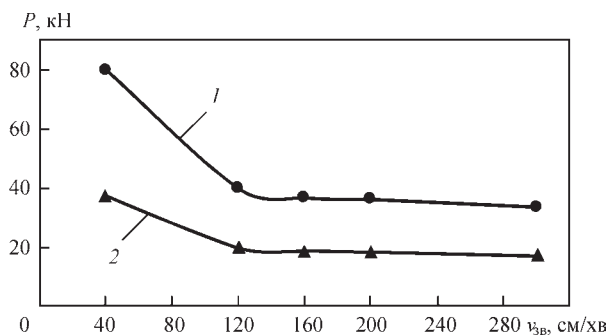


Рис. 17. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 1,8...2,0 мм сплавів АМг5М (Al–Mg–Mn) та 1201 (Al–Cu–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання: 1 – Al–6Cu–Mn, 2 – Al–5Mg–Mn

швидкості зварювання спостерігається при плазмово-дуговому зварюванні зразків завтовшки 4,0 мм (рис. 18–20). Як видно з наведених графіків, існує певна швидкість, після якої подальше підвищення швидкості зварювання майже не призводить до зменшення залишкових деформацій та напружень у досліджених сплавах.

Закономірність стрімкого зменшення показників напружено-деформованого стану в зразках після зварювання спостерігається і при плазмово-дуговому зварюванні листів сплаву системи легування Al–Mg–Mn у двох станах поставки даного сплаву АМг6М та АМг6Н. Сплави мають подібний хімічний склад, але відрізняються показниками міцності основного металу та межею плинності (рис. 21, 22). У сплаві АМг6Н за рахунок пластичної деформації (нагартування) збільшено показники міцності та межі плинності у порівнянні зі

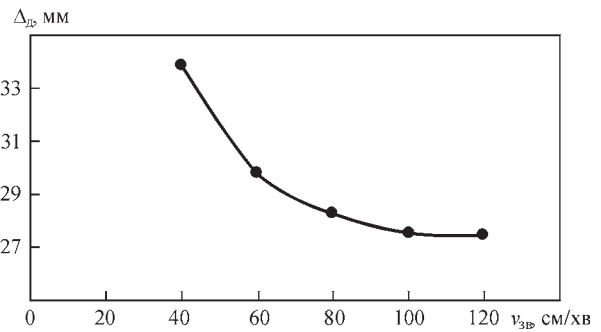


Рис. 18. Зміна ширини зони пластичних деформацій в зварних зразках завтовшки 4,0 мм сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

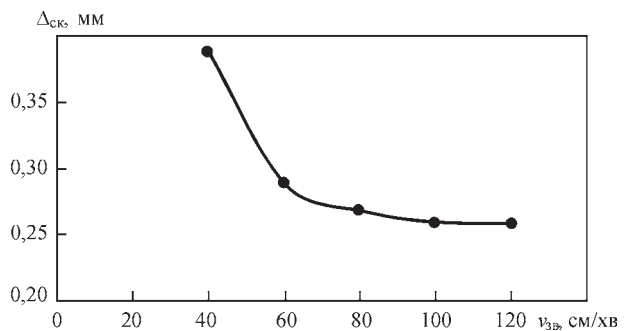


Рис. 19. Зміна повздовжнього скорочення зразка завтовшки 4,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

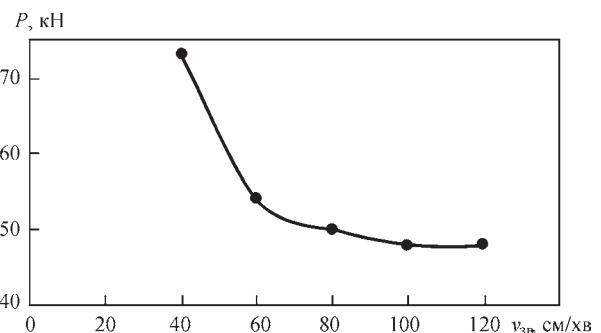


Рис. 20. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 4,0 мм зі сплаву АМг5М (Al–Mg–Mn) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

сплавом АМг6М. Враховуючи подібний хімічний склад сплавів, плазмово-дугове зварювання виконували на однакових режимах струму, балансу різнополярного струму, частоти різнополярного струму та витрат плазмоутворюючого газу.

Аналізуючи закономірності зміни показників напружено-деформованого стану при плазмово-дуговому зварюванні можна зробити висновок, що швидкість зварювання, при якій стрімке зменшення показників напружено-деформованого стану закінчуються та починаються зміни на 1...2 %, в першу чергу залежить від товщини зварюваного металу. На рис. 23 наведено графік залежності такої швидкості від товщини алюмінієвих сплавів.

Обговорення результатів досліджень впливу технологічних прийомів на особливості структури утворення. Згідно металографічного аналізу структура шва сплаву 1201 являє собою твердий розчин із дрібнодисперсними включеннями фази CuAl_2 та евтектики типу $(\alpha + \text{CuAl}_2)$. Включення оксидних плівок і мікротріщин не спостерігаються, але в місцях знаходження виділень надлишкових фаз мають місце окремі мікропори розміром менше 0,1 мкм і мікрорихлоти, кількість і характер розташування яких залежить від швидкості зварювання та кристалізації.

Структура шва сплаву 1201, отриманого плазмово-дуговим зварюванням на швидкості 40 см/хв, містить кристаліти, які відрізняються поміж собою за формою та направленням. Побли-

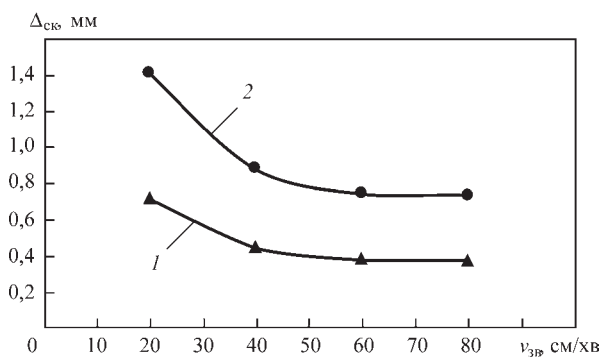


Рис. 21. Зміна поздовжнього скорочення зразка завтовшки 6,0 мм сплавів АМг6М (1) та АМг6Н (2) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

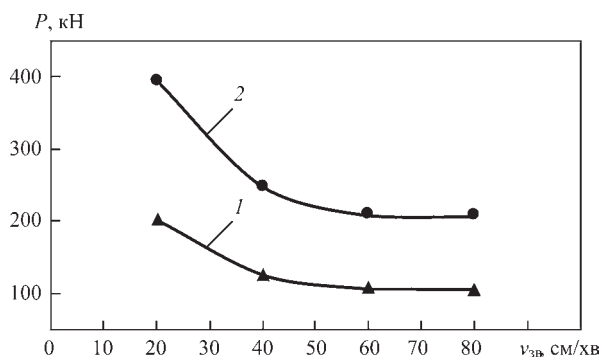


Рис. 22. Зміна сили усадки шва зразка завтовшки 6,0 мм сплавів АМг6М (1) та АМг6Н (2) в залежності від швидкості плазмово-дугового зварювання

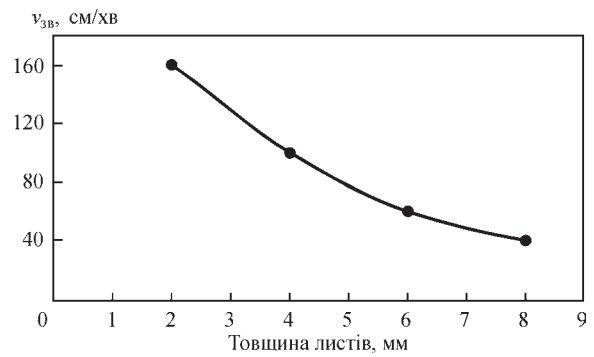


Рис. 23. Залежність швидкості зварювання від товщини зварюваного металу, при якій закінчується зменшення показників напружено-деформованого стану в зварних зразках алюмінієвих сплавів

зу границі сплавлення, де відбувається перший етап кристалізації, структура переважно дрібнокристалічна. Процеси тепловідводу та кристалізаційного переохолодження, що протікають у зварювальній ванні під час охолодження металу та його кристалізації, сприяють формуванню зони стовпчастих кристалітів, які зорієнтовані переважно до вектору ізотерм плавлення. В центрі шва спостерігається центральний кристаліт, границя якого примикає до бокових кристалітів. При збільшенні швидкості зварювання до 120 і 200 см/хв утворення центрального кристаліту не спостерігається.

Особливістю мікроструктури швів сплаву 1201 при збільшенні швидкості зварювання з 40 до 120 см/хв є зменшення розмірів дендритів з 10...40 до 3...14 мкм та кількості проміжних фаз θ' (CuAl_2) і S' (Al_2CuMg) при незмінній кількості стійкої до термічного впливу фази θ (CuAl_2). Ще більша тенденція щодо зменшення розмірів і кількості зазначених фаз спостерігається у структурі швів, отриманих на швидкості 200 см/хв.

Аналогічні тенденції структуроутворення спостерігаються при зварюванні інших досліджених сплавів. Скорочення етапу кристалізації, на якому відбувається поява та розвиток зародків фаз та періоду переплетіння дендритів, сприяє збільшенню об'єму твердого розчину, що може бути основою для підвищення міцності металу шва. Проміжки між гілками дендритів заповнюються рідким металом, міжфазні границі стабілізуються. В результаті цього тверда фаза становиться комірчастою, а розміри кристалітів у шві зменшуються приблизно у 3 рази.

При зростанні швидкості зварювання в 5 разів (з 40 до 200 см/хв) процеси перетворення відбуваються більш інтенсивно, що викликає перехід мікробудови швів до дендритної структури з високою щільністю і дисперсністю виділень часток і зміцнюючих фаз. Це зумовлено зміною величини градієнта температури на поверхні розділення твердого розчину рідкого металу та фаз, швидкості зростання і розподілу розчину на міжфазній границі їх зростання (вдовж фронту кристалізації).

Металографічні і мікродюрOMETричні дослідження показали, що при високій швидкості зварювання (300 см/хв) формуються дендрити у 3...4 рази менші ніж при зварюванні зі швидкістю 30 см/хв. Змінюється направленість осей дендритів першого порядку. На відміну від зварювання зі швидкістю 30 см/хв, ці осі дендритів направлені перпендикулярно поздовжній осі шва. Подрібнення дендритів може пояснювати збільшення мікротвердості шва (наприклад, для сплаву 1201 на 5...25 %), одержаного зі швидкістю 300 см/хв, порівняно зі швом, одержаним зі швидкістю 30 см/хв (рис. 4).

Встановлено, що зі зростанням швидкості зварювання з 30 см/хв (рис. 5) до 300 см/хв (рис. 6) відбувається збільшення кількості пор при зменшенні їх розміру (приблизно у 1,5...2,0 рази). Поясненням цього явища може служити те, що внаслідок більшої швидкості зварювання пори не встигали вирости до великих розмірів, а малий час існування ванни у рідкому стані погіршує умови дегазації шва. Пори локалізуються переважно по зоні сплавлення шва з основним металом.

Механічні випробування показали зменшення міцності зварних з'єднань алюмінієвих сплавів при збільшенні швидкості зварювання з 200 до 300 см/хв (рис. 7, 9, 10). Це пояснюється погіршенням формування переходу від шва до основного металу і утворенням підрізів, а також утворенням ланцюжка поверхневих пор на осі з'єднання через погіршення умов дегазації металу шва. У разі плазмово-дугового зварювання різнополярним струмом сплаву АМг5М (Al-Mg-Mn) (рис. 7) ефект зменшення міцності при збільшенні швидкості з 200 до 300 см/хв виражений не так явно, як для сплавів 1201 (Al-Cu-Mn) (рис. 4) і 1460 (Al-Cu-Li) (рис. 6). Це викликано тим, що на відміну від сплавів 1201 і 1460 сплав АМг5М термічно не зміцнюється, а також меншою величиною підрізів у з'єднаннях сплаву АМг5М порівняно зі сплавами, що містять Cu. Відмітимо, що в цілому міцність плазмово-дугового зварювання алюмінієвих сплавів більша за міцність АДЗНЕ цих сплавів. Це пов'язано із підвищенням тепловкладання при АДЗНЕ, що призводить до збільшення розмірів дендритів і ЗТВ.

Встановлено, що при зменшенні кількості міді в складі алюмінієвого сплаву 1460 (Al-3%Cu-1,8%Li) швидкість плазмово-дугового зварювання у меншій мірі впливає на зміну міцності зварного з'єднання (4...5 %), у дещо більшому ступені спостерігається вплив міді на міцність металу шва (зростає на 7 %) при збільшенні швидкості зварювання від 40 до 200 см/хв. Подальше збільшення швидкості призводить до спаду показників міцності, що обумовлено початком утворення підрізів та погіршенням дегазації металу шва.

Аналіз зміни розподілу температурних полів при плазмово-дуговому зварюванні сплаву 1201 завтов-

шки 1,8 мм показав поступове зменшення розміру ЗТВ при зміні швидкості зварювання від 40 до 120 см/хв і стабілізацію цього параметру при збільшенні швидкості зварювання від 120 до 300 см/хв.

Дослідження показників напружено-деформованого стану при плазмово-дуговому зварюванні зразків розглянутих сплавів показало, що із збільшенням швидкості спостерігається тенденція майже експоненційного зменшення величини даних показників (рис. 12–19). Як видно з наведених графіків, існує певна швидкість (наприклад, 100 см/хв для випадку сплаву АМг5М (рис. 15–17), після якої подальше підвищення швидкості зварювання майже не призводить до зменшення залишкових деформацій та напружень у досліджених сплавах. Така швидкість залежить не лише від марки сплаву, але й від його товщини (рис. 20).

Висновки

1. Виявлена тенденція зменшення, щонайменше, у 2...3 рази розмірів дендритів та зміни направленості осей дендритів першого порядку на орієнтацію перпендикулярно поздовжній осі зварного шва при збільшенні швидкості зварювання високоміцних алюмінієвих сплавів систем легування Al-5Mg-Mn, Al-3Cu-1,8Li та Al-6Cu-Mn з 40 до 120 см/хв. Встановлено ефект зростання показників міцності зварних з'єднань до досягнення екстремуму швидкості зварювання у діапазоні 120...200 см/хв, з їх подальшим спадом, обумовленим погіршенням умов формування зварного з'єднання за рахунок утворення підрізів та збільшення пор в металі шва. Показано, що для алюмінієвих сплавів Al-6Cu-Mn та Al-3Cu-1,8Li, які термічно зміцнюються, спостерігається стрімке зростання показників міцності при досягненні екстремуму швидкості зварювання, при цьому зменшення кількості міді в основному металі з 6,0 до 3,0 % дозволяє збільшити показник екстремуму швидкості зварювання зі 120 до 200 см/хв.

2. Встановлено, що при зростанні швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом листів завтовшки 1,8 мм зі сплаву Al-Cu-Mn з 40 до 120 см/хв максимальна температури у точці на відстані 5 мм від осі шва зменшується з 850 до 450 °С. Подальше збільшення швидкості зварювання до 200 і 300 см/хв призводить до зменшення максимальної температури в цій точці до 425 і 400 °С, відповідно. Тобто спостерігається зменшення інтенсивності падіння температури в точці 5 мм від осі шва з ростом швидкості зварювання вище 120 см/хв.

3. Показано, що величина залишкових деформацій різко зменшується у 2 рази при досягненні певного екстремуму швидкості зварювання у діапазоні 120...200 см/хв, а подальше збільшення швидкості зварювання не викликає суттєвого зменшення залишкових деформацій, тобто зміна величини деформації становить не більше 5 %. На прикладі

сплаву Al–Mg–Mn показано, що такі закономірності характерні також не тільки для товщини 2,0 мм, а також спостерігаються і при зварюванні зразків в інтервалі товщин 4...8 мм. Це дозволяє використовувати дані результати для прогнозування показників міцності і напружено-деформованого стану зварного з'єднання, а також металу шва для цих товщин при збільшенні швидкості плазмово-дугового зварювання різнополярним асиметричним струмом вище «пікового» значення.

Список літератури/References

- Guan, R., Lou, H., Huang, H. et al. (2020) Development of Aluminum Alloy Materials: Current Status, Trend, and Prospects. *Strategic Study of Chinese Academy of Engineering*, 22, 5, 68–75. DOI: <https://doi.org/10.15302/J-SS-CAE-2020.05.013>
- Samiuddin, M., Li, J.-L., Taimoor, M. et al. (2021) Investigation on the process parameters of TIG-welded aluminum alloy through mechanical and microstructural characterization. *Defence Technology*, 17, 4, 1234–1248. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2020.06.012>
- Lis, A., Mogami, H., Matsuda, T. et al. (2018) Hardening and softening effects in aluminium alloys during high-frequency linear friction welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 255, 547–558. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.01.002>
- Xu, B., Chen, S., Jiang, F. et al. (2019) The influence mechanism of variable polarity plasma arc pressure on flat keyhole welding stability. *Journal of Manufacturing Processes*, 37, 519–528. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.12.026>
- Xu, B., Tashiro, S., Jiang, F. et al. (2019) Effect of Arc Pressure on the Digging Process in Variable Polarity Plasma Arc Welding of A5052P Aluminum Alloy. *Materials*, 12, 1071, 1–17. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12071071>
- Lang, R., Han, Y., Bai, X., Hong, H. (2020) Prediction of the Weld Pool Stability by Material Flow Behavior of the Perforated Weld Pool. *Materials*, 13, 303, 1–20. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma13020303>
- Klett, J., Bongartz, B., Wolf, T. et al. (2023) Plasma welding of aluminum in an oxygen-free argon atmosphere. *Advances in Materials Science*, 23, 1(75), 5–18. DOI: <https://doi.org/10.2478/adms-2023-0001>
- Labur, T.M., Grinyuk, A.A., Poklyatsky, A.G. (2006) Mechanical properties of plasma welded joints on aluminum-lithium alloys. *The Paton Welding J.*, 6, 32–34.
- Selva Bharathi, R., Siva Shanmugam, N., Murali Kannan, R., Arungalai Vendan, S. (2018) Studies on the Parametric Effects of Plasma Arc Welding of 2205 Duplex Stainless Steel. *High Temperature Materials and Processes*, 37, 3, 219–232. DOI: <https://doi.org/10.1515/htmp-2016-0087>
- Sathishkumar, M., Manikandan, M., Subramani, P. et al. (2020) Effect of Welding Speed on Aspect Ratio of Hastelloy X Weldment by Keyhole Plasma Arc Welding (K-PAW). *Materials Today*, 22, 4, 3297–3304. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.03.291>
- Batool, S., Khan, M., Jaffery, S. et al. (2015) Analysis of weld characteristics of micro-plasma arc welding and tungsten inert gas welding of thin stainless steel (304L) sheet. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, 230, 6. DOI: <https://doi.org/10.1177/1464420715592>
- Korzhyk, V., Khaskin, V., Grynyuk, A. et al. (2022) Comparison of the features of the formation of joints of aluminum alloy 7075 (Al–Zn–Mg–Cu) by laser, microplasma, and laser-microplasma welding. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, 1/12(115), 38–47. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2022.253378>
- Гринюк А.А., Коржик В.Н., Бабич А.А. и др. (2016) Унифицированный плазматрон для сварки сжатой дугой неплавящимся электродом. *Технологические системы*, 4, 86–89. Grinyuk, A.A., Korzhyk, V.N., Babich, A.A. et al. (2016) Unified plasmatron for consumable electrode constricted arc welding. *Tekhnologicheskie Sistemy*, 4, 86–89 [in Russian].
- Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mikhodui, O.L. et al. (2021) Modeling of stress-strain states of AMg6 alloy due to impact action of electrode-indenter in electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 6, 2–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.06.01>
- (2018) *Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент*: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. Киев, Международная Ассоциация «Сварка». (2018) *Physical processes in welding and treatment of materials. Theoretical studies, mathematical modeling, computing experiment*: Collect. of articles and reports. Ed. by I.V. Krivtsun. Kyiv, IAW [in Russian].

INFLUENCE OF THE SPEED OF PLASMA-ARC WELDING AT A VARIABLE POLARITY ASYMMETRICAL CURRENT ON THE FORMATION OF JOINTS OF HIGH-STRENGTH ALUMINIUM ALLOYS

V.M. Korzhyk¹, A.A. Grynyuk¹, V.Yu. Khaskin¹, E.V. Ilyashenko¹, S.I. Peleshenko², A.O. Alohyn², I.O. Skachkov³, O.V. Dolyanivska³

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

E-mail: vnkorzhyk@gmail.com

²LLC “Foreign Economic Representation of the E.O. Paton Chinese-Ukrainian Institute of Welding, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

³National Technical University of Ukraine “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”, 37 Peremohy Prosp., 03056, Kyiv, Ukraine

The effect of change in the speed of movement of the heating source in plasma-arc welding of aluminium alloys of 2.0 mm thick of three Al–Mg–Mn (AMg5M, AMg6), Al–Cu–Mn (1201) and Al–Cu–Li (1460) alloying systems on the microstructure and hardness of the weld metal and near-weld zone, on the formation of inner pores and mechanical properties of welded joints was considered. Changes in the distribution of temperature fields and indices of the stress-strain state of welded specimens were analyzed. It was found that for each type of alloys there is a certain “peak” welding speed, with exceeding of which there is no significant reduction in residual deformations and stresses, as well as a decrease in the width of the base metal heating zone. Instead, mechanical properties of welded joints are deteriorated because of an increase in the number of pores in the weld metal and the formation of inadmissible undercuts in the upper part of the weld in the area of transition from the weld to the base metal. On the example of Al–Mg–Mn alloy it is shown that such regularities are also typical not only for the thickness of 2.0 mm, but also observed during welding of specimens with the range of thicknesses of 4–8 mm. This allows using these results to predict indices of strength of the welded joint and weld metal for these thicknesses when the speed of plasma-arc welding at a variable polarity asymmetrical current is increased higher than the “peak” value. 15 Ref., 2 Tabl., 23 Fig.

Keywords: plasma-arc welding, variable polarity pulses, aluminium alloys, weld structure, pores, joint formation, strength, temperature distribution, stress-strain state

Надійшла до редакції 19.06.2023

ВПЛИВ ЗУПИНКИ ПРОЦЕСУ ПЛАВЛЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗРАЗКІВ ЗІ СПЛАВУ Co–Cr–Mo, ВИГОТОВЛЕНИХ ЗА SLM-ТЕХНОЛОГІЄЮ

С.А. Аджамський^{1,2}, Г.А. Кононенко^{1,3}, Р.В. Подольський^{1,3,4}

¹ТОВ «Адитивні лазерні технології України». 49000, м. Дніпро, вул. Сергія Подолинського, 31в.
E-mail: info@alt-print.com

²Інститут транспортних систем і технологій НАН України. 49000, м. Дніпро, вул. Писаржевського, 5.
E-mail: itst@westa-inter.com

³Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України. 49000, м. Дніпро, пл. Академіка Стародубова, 1.
E-mail: office.isi@nas.gov.ua

⁴Український державний університет науки і технологій. 49000, м. Дніпро, просп. Гагарина, 4,
E-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

У сучасному виробництві деталей з металевих порошків широкого поширення набув метод селективного лазерного плавлення – Selective Laser Melting (SLM). В Україні розробкою обладнання для виробництва деталей із металевих порошків за SLM-технологією займається компанія ТОВ «Адитивні лазерні технології України». У даний час для даного обладнання актуальним завданням є розробка методики вибору параметрів процесу плавлення металевих порошків, що забезпечують необхідні механічні та експлуатаційні властивості деталей. Для досліджень були виготовлені у вертикальному напрямі три дослідні циліндричні зразки зі сплаву Co–Cr–Mo для випробування на розтяг за ISO 6892:2019 – з діаметром робочої зони 5 мм, з контрольованою зупинкою на висоті 18 мм від початку робочої зони, загальна довжина якої складає 28 мм. В результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що тимчасовий опір дослідних зразків з контрольованою зупинкою протягом 24 год. сплаву Co–Cr–Mo, виготовленого за SLM-технологією, зменшується в порівнянні зі зразками, виготовленими без контрольованої зупинки – на ~13 %, відносно подовження – на ~1 % та відносно звуження – на ~17 %. Встановлено, що для дослідних зразків з зупинкою в процесі виготовлення відхилення від середніх значень складало: для тимчасового опору ~11 %, відносного подовження ~62 % та відносного звуження ~21 %. Це обумовлено руйнуванням одного зі зразків в місці зупинки. Використання деталей з дефектом виробництва (зупинка) має бути суттєво обмежено, відповідно до можливого значного зменшення та окрихнення виробу. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: селективне лазерне плавлення, контрольована зупинка, сплав Co–Cr–Mo, механічні властивості, щільність

Вступ. У сучасному виробництві деталей з металевих порошків широкого поширення набув метод селективного лазерного плавлення – Selective Laser Melting (SLM). Дана технологія заснована на пошаровому сплавленні частинок металевих порошків, при якому процес плавлення здійснюється переміщенням лазерного променя відповідно до цифрової тривимірної моделі об'єкта, що створюється.

В даний час основні виробники обладнання для виготовлення деталей за SLM-технологією знаходяться в Європі та Америці, наприклад, компанії 3D Systems (США), Electro Optical Systems – EOS (Німеччина), Concept Laser GmbH (Німеччина) та в інших країнах світу. Пропоновані на ринку рішення є дорогими та потребують додаткового придбання програмного забезпечення під різні матеріали, а також закупівлі порошків у виробника обладнання.

В Україні розробкою обладнання для створення деталей із металевих порошків за SLM-тех-

нологією займається компанія ТОВ «Адитивні лазерні технології України» («АЛТ Україна»). Перевагою обладнання вітчизняного виробника є можливість самостійно коригувати параметри виготовлення для різних матеріалів та для врахування геометричних особливостей виробу (значна зміна перерізу, похилі поверхні тощо).

Дослідженню технологічних аспектів виготовлення деталей шляхом пошарового нанесення порошкового шару з наступним плавленням присвячено велику кількість публікацій [1–4]. Дані дослідження спрямовані на отримання високої щільності [5–8], визначенні раціональних параметрів [9–12] та застосування їх при виробництві деталей [13–15]. Виходячи з аналізу вказаних робіт встановлено, що в більшості випадків велика кількість факторів відіграють значну роль в процесі виготовлення деталей для реальних умов друку. Але слід зазначити, що при цьому є ряд причин, через які можуть відбуватися зупинки

Аджамський С.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6095-8646>, Кононенко Г.А. – <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>,
Подольський Р.В. – <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>

© С.А. Аджамський, Г.А. Кононенко, Р.В. Подольський, 2023

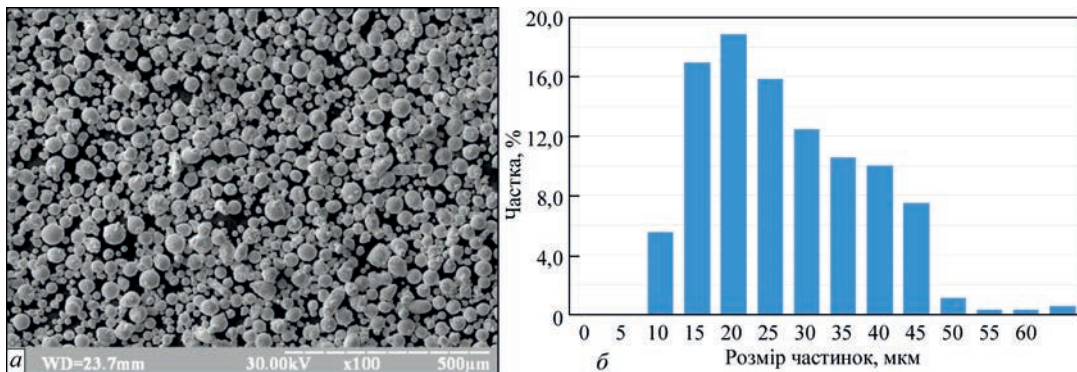


Рис. 1. Частинки вихідного матеріалу Co–Cr–Mo при збільшенні 100 (а) та результати гранулометричного аналізу (б)

процесу: зменшення швидкості нанесення нового шару, нерівномірність нанесення порошку, підбив деталі через викривлення та ін. Це може відігравати значну роль у зміні кінцевих механічних властивостей через різні швидкості охолодження та вплив ламінарних потоків інертного газу на надрукований шар.

Виходячи з попередніх досліджень жароміцного сплаву Inconel 718 [16] (що застосовується для деталей та вузлів авіа- та космічного призначення) було достатньо чітко вказано, що зупинка друку з послідовним відновленням процесу не має значного впливу на механічні властивості (відхилення приблизно 5%), середній рівень яких відповідав зарубіжним аналогам. При мікроструктурних дослідженнях авторами було встановлено ділянку зі зниженим проплавленням матеріалу, що знаходилась в зоні зупинки.

Проблема впливу зупинки в процесі виготовлення деталей способом SLM потребує подальшого дослідження, в тому числі при застосуванні інших матеріалів, з метою визначення рівня відхилень механічних властивостей та прогнозування можливості експлуатації таких виробів. Сплав Co–Cr–Mo широко застосовується в стоматологічній галузі, а саме в ортопедії для виготовлення зубних протезів з нанесенням керамічного покриття. Застосування Co–Cr–Mo сплаву в стоматологічній імплантації обумовлено високим рівнем значень механічних властивостей та показників зносостійкості в поєднанні з малим коефіцієнтом температурного розширення та біосумісністю.

В роботі проведені дослідження кобальт-хромового сплаву Co–Cr–Mo після зупинки в процесі друку та порівняння характеристик сплаву у стані, отриманому за раціональних умов друку.

Метою даної роботи є дослідження впливу разової зупинки в процесі виготовлення деталі за SLM-технологією на механічні властивості зразків з Co–Cr–Mo сплаву, щоб встановити придатність до експлуатації деталей, які мають таку особливість.

Матеріал та методика досліджень. В роботі були досліджені випробувані зразки на розтяг, виготовлені на машині для 3-D друку Alfa-150D виробництва «АЛТ Україна» з металевого порошку кобальт хромового сплаву Co–Cr–Mo наступного хімічного складу, мас. %: 17,79 Cr; 12,63 Ni; 2,35 Mo; 0,78 Mn; 0,64 Si; C 0,016, гранулометричний аналіз представлено на рис. 1.

Металографічні шліфи виготовляли за стандартними методиками з застосуванням алмазних паст. Металографічні дослідження проводились з застосуванням світлових мікроскопів «Neophot 30» і «Axiovert 200M MAT» для визначення щільності зразків. Розрахунок розмірів та кількості пор та оксидів проводився за допомогою програмного модулю «ImageJ». Гранулометричний аналіз був проведений на растровому електронному мікроскопі PEM 106.

Були виготовлені три дослідні циліндричні зразки для випробування на розтяг за ISO 6892:2019 з діаметром робочої зони 5 мм. При побудові зразки були розташовані в робочому просторі в вертикальному положенні, контрольована зупинка протягом 24 год була виконана на висоті 18 мм робочої зони, загальна довжина якої складає 28 мм (рис. 2). Раціональні параметри друку були встановлені у роботі [17]: нанесеному шарі завтовшки – 20 мкм; відстань між треками – 0,1 мм, потужність – 130 Вт, швидкість проходу про-

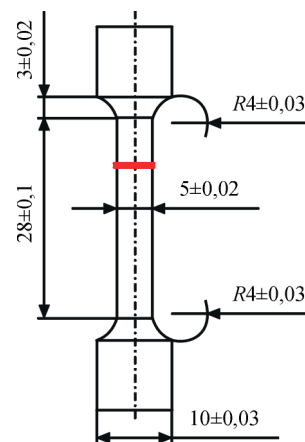


Рис. 2. Схема розташування місця контрольованої зупинки друку випробувального зразка

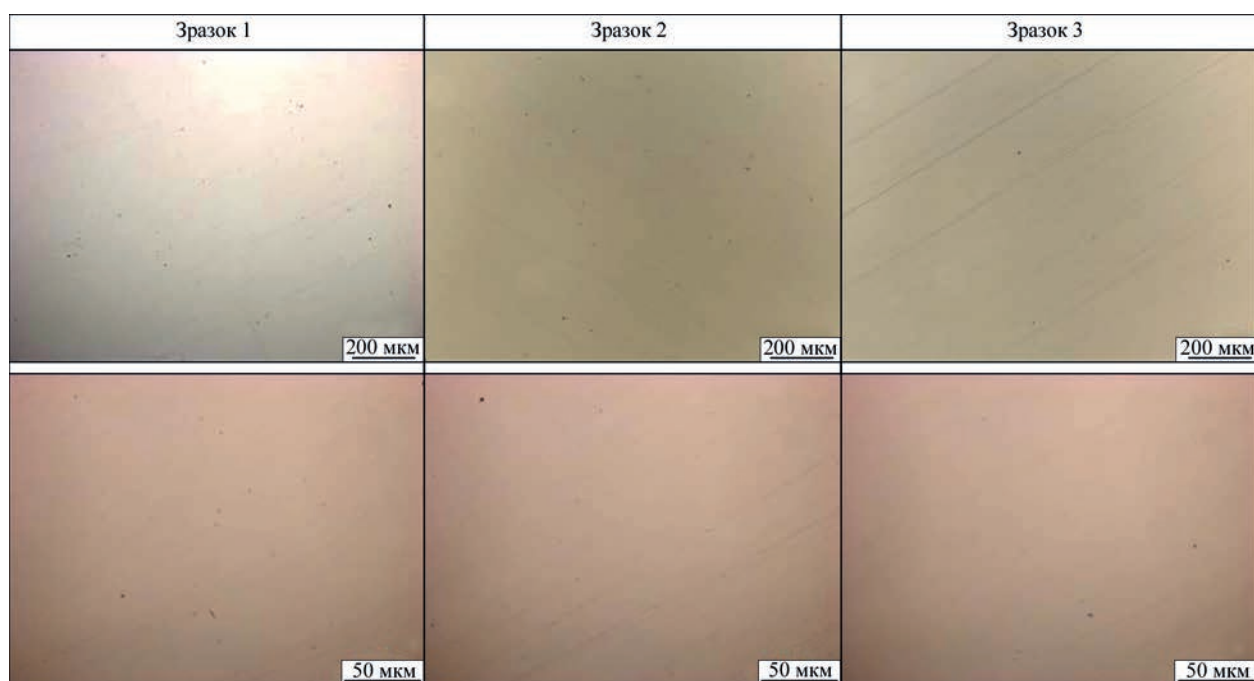


Рис. 3. Мікроструктура дослідних зразків в області зупинки

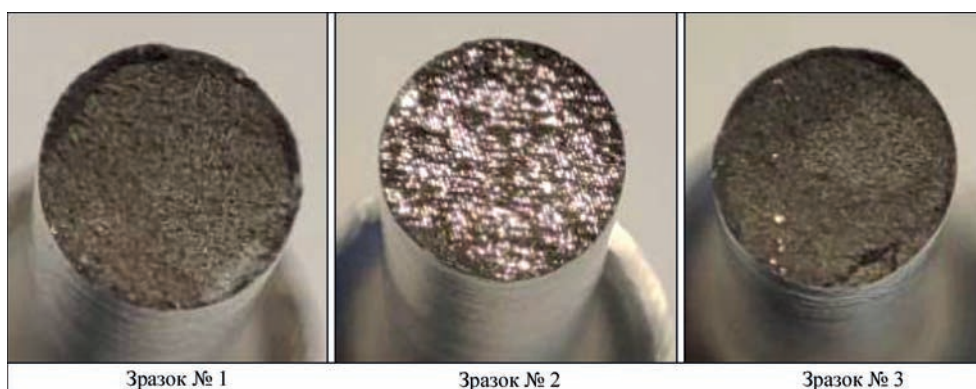


Рис. 4. Злами дослідних зразків з контрольованою зупинкою

меню – 900 мм/с. Механічна обробка зразків до чистових розмірів проводилась з застосуванням токарного верстату HAAS ST10.

Механічні властивості визначали при випробуванні на розтяг за стандартною методикою на машині «РНУВЕ».

Результати досліджень. Дослідження зразків в полірованому стані показали, що всі вони мають щільність близько ~99,97 % (рис. 3), в більшості випадків дефектами є окремі глобулярні пори ді-

аметром 1...2 мкм. За результатами досліджень встановлено, що на мікроструктурному рівні не виявлено жодних дефектів впливу зупинки на суцільність дослідних зразків.

За результатами візуально-оптичного контролю руйнування дослідних зразків № 1 та 3 відбулось поза місцем контрольованої зупинки, а поверхня зламу мала в'язку структуру. Слід зазначити, що руйнування дослідного зразка № 2 відбулось в області

Механічні властивості дослідних зразків, виготовлених зі сплаву Co–Cr–Mo сплаву за SLM-технологією у вихідному стані з механічною обробкою робочої зони

Номер п/п	Стан	σ_b , МПа	$\Delta\sigma_{вб}$, %	δ_3 , %	$\Delta\delta_3$, %	ψ , %	$\Delta\psi_6$, %	Джерело
1	З зупинкою	1067,6	+5,6	6,9	+0,5	13,9	+14,3	–
2	->-	895,2	-11,1	2,6	-62,0	9,4	-21,0	–
3	->-	1060,1	+4,9	11	+37,6	12,3	+3,25	–
Середнє		1007,6	0	6,86	0	11,9	0	–
4	Без зупинки	1157	-0,19	1,8	-74,13	17,9	+23,78	[17]
5	->-	1162	+0,23	8,7	+25	10,1	-30,15	[17]
6	->-	1159	-0,02	10,4	+49,42	15,4	+6,50	[17]
Середнє		1159,3	0	6,96	0	14,46	0	[17]

контрольованої зупинки та мала блискучий злам з видимою характерною текстурою треків (рис. 4).

За результатами аналізу значень механічних властивостей (таблиця) встановлено, що значення механічних властивостей зразків з контрольованою зупинкою зазнають змін в порівнянні з вихідним станом без контрольованої зупинки [17].

Співставний аналіз середніх значень тимчасового опору всіх дослідних зразків з контрольованою зупинкою дозволяє встановити зменшення показників на 13 % порівняно зі станом без зупинки виготовлення. Середні значення відносно подовження дослідних зразків з зупинкою зазнають незначних змін (~ 1 % порівняно зі станом без зупинки). При аналізі зміни середніх значень відносного звуження встановлено, що для дослідних зразків з контрольованою зупинкою спостерігається зменшення даної характеристики на ~17 %, порівняно зі зразками без зупинки в процесі виготовлення. Також слід зазначити, що дослідні зразки з контрольованою зупинкою мають великі розбіжності значень в рамках дослідження, а саме: тимчасовий опір –11,1...+4,9 %, відносне подовження –62...+37,6 %, відносне звуження –21...+14,3 % в порівнянні зі зразками, що виготовлялись без зупинки – 0,19...+0,23 %, +1,8...+10,4 %, –30,15...+23,78 % відповідно. Мала розбіжність значень вказує на стабільність процесу виготовлення зразків та циклу нагрів-охолодження при виготовленні. Значне зниження механічних властивостей зразку № 2, що був виготовлений з зупинкою та зруйнувався по місцю її розташування вказує на те, що використання деталей з таким дефектом виробництва має бути суттєво обмеженим, відповідно до можливого значного знеміцнення та окрихчення виробу.

Висновки

1. В результаті аналізу значень механічних властивостей встановлено, що тимчасовий опір дослідних зразків з контрольованою зупинкою зі сплаву Co–Cr–Mo, виготовленого за SLM-технологією, зазнає зменшення в порівнянні зі зразками, виготовленими без контрольованої зупинки – на ~13 %, відносне подовження – на ~1 % та відносного звуження – на ~17 %.

2. Встановлено, що для дослідних зразків з зупинкою в процесі виготовлення відхилення від середніх значень складало: для тимчасового опору ~11 %, відносного подовження ~62 % та відносного звуження ~21 %. Це обумовлено руйнуванням одного зі зразків в місці зупинки.

3. Використання деталей з дефектом виробництва (зупинка) має бути суттєво обмеженим, відповідно до можливого значного знеміцнення та окрихчення виробу.

Список літератури/References

1. Mahoney, M.W. (1989) *Superplastic Properties of Alloy 718*. «Superalloy 718 Metallurgy and Applications». Eds. E.A. Loria, TMS, 391–405.
2. Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Badyuk, S. (2022) *Implementation Of Selective Laser Melting Technology In Ukraine*. Kyiv, Naukova Dumka. 116p. [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.15407/978-966-00-1856-3>
3. Conner, B.P., Manogharan, G.P., Martof A.N. et al. (2014) Making sense of 3-D printing; map of additive manufacturing products and services. *Additive Manufacturing*, 1–4, 64–74.
4. Viňáš, J., Brezinová, J., Brezina, J., Maruschak, P.O. (2019) Structural and Mechanical Features of Laser-Welded Joints of Zinc-Coated Advanced Steel. *Materials Science*, 55.
5. Dudda, W. (2019) Influence of High Temperatures on the Mechanical Characteristics of 26H2MF and ST12T STEELS. *Materials Science*, 55.
6. Frazier, W.E. (2014) Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and performance*, 23, 6, 1917–1928.
7. Коваленко В.С., Головка Л.Ф., Меркулов Г.В., Стрижак А.И. (1981) *Упрочнение деталей лучом лазера*. Київ, Техніка. Kovalenko, V.S., Golovko, L.F., Merkulov, G.V., Strizhak, A.I. (1981) *Strengthening of parts by laser beam*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
8. Kruth, J.-P., Leu, M.-C., Nakagawa, T. (1998) Progress in additive manufacturing and rapid prototyping, *CIRP Ann.-Manuf. Technol.*, 47, 2, 525–540.
9. Kamath, C. (2016) Data mining and statistical inference in selective laser melting. *Int J. Adv. Manuf. Technol.*, 86, 1659–1677.
10. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2021) Вплив параметрів SLM-процесу на формування області кордонів деталей з жароміцного нікелевого сплаву Inconel 718. *Космічна наука і технологія*, 27, 6 (133), 105–114. <https://doi.org/10.15407/knit2021.06.105>
11. Adzhamskiy, S.V., Kononenko, G.A., Podolskiy, R.V. (2021) Influence of parameters of SLM-process on formation of boundary area of parts from heat-resistant nickel alloy Inconel 718. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya*, 27(6), 105–114. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2021.06.105>
12. Williams, C.B., Mistree, F., Rosen, D.W. (2005) Towards the design of a layerbased additive manufacturing process for the realization of metal parts of designed mesostructured. *Proc. 16th Solid Free. Fabr. Symp.*, 217–230.
13. Loh, L.-E., Chua C.-K., Yeong W.-Y. et al. (2015) Numerical investigation and an effective modelling on the Selective Laser Melting (SLM) process with aluminium alloy 6061. *Int. J. Heat Mass Transf.*, 80, 288–300.
14. Аджамський С.В., Кононенко Г.А., Подольський Р.В. (2020) Вплив технологічних параметрів SLM-процесу на пористість металовиробів. *Автоматичне зварювання*, 10, 14–20. <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
15. Adzhamskiy, S.V., Kononenko, G.A., Podolskiy, R.V. (2020) Influence of technological parameters of SLM-process on porosity of metal products. *The Paton Welding J.*, 10, 13–18. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2020.10.03>
16. (2002) ASM Metals Handbook V.2. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. ASM International.
17. Callister, W.D., Callister, Jr W.D. (2000) *Fundamentals of Materials Science and Engineering: An Interactive: Text, 5th Edition*. Wiley.
18. Adjamskiy, S.V., Sazanishvili, Z.V., Tkachov, Y.V. et al. (2021) Influence of the Time Interval between the Deposition of Layers by the SLM Technology on the Structure and Properties of Inconel 718 Alloy. *Mater Sci* 57, 9–16. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00508-3>
19. Adjamskiy, S., Kononenko, G., Podolskiy, R., Baduk, S. (2022) Studying the Influence of Orientation and Layer Thickness on the Physico-Mechanical Properties of Co–Cr–Mo Alloy Manufactured by the SLM Method. *Science and Innovation*, 18(5), 85–94. <https://doi.org/10.15407/scine18.05.085>

INFLUENCE OF A STOP IN THE PROCESS OF MELTING ON MECHANICAL PROPERTIES OF SPECIMENS FROM THE Co–Cr–Mo ALLOY MADE BY SLM TECHNOLOGY

S.V. Adzhamskyi^{1,2}, G.A. Kononenko^{1,3}, R.V. Podolskyi^{1,3,4}

¹LLC “Additive Laser Technologies of Ukraine”, 31 v Serhiy Podolynskiy Str., 49000, Dnipro, Ukraine

²Institute of Transport Systems and Technologies of NASU, 5 Pysarzhevskiy Str., 49000, Dnipro, Ukraine

³Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of NASU, Akademik Starodubov Sq., 49000, Dnipro, Ukraine

⁴Ukrainian State University of Science and Technologies, 4 Haharina Prosp., 49000, Dnipro, Ukraine

In the modern manufacturing of parts of metal powder, the method of Selective Laser Melting (SLM) has become widespread. In Ukraine, the LLC “Additive Laser Technologies of Ukraine” is engaged in the development of equipment for manufacturing parts of metal powders by SLM technology. Nowadays, for this equipment, the relevant task is the development of a procedure for choosing the parameters of the process of melting metal powder, providing the necessary mechanical and service properties of parts. For the investigations, three experimental cylindrical specimens of Co–Cr–Mo alloy were made in the vertical direction for tensile test according to ISO 6892:2019 – with a diameter of the working zone of 5 mm, with a controlled stop at a height of 18 mm from the beginning of the working zone, the total length of which is 28 mm. As a result of the analysis of the values of mechanical properties, it was found that the ultimate strength of the experimental specimens of Co–Cr–Mo alloy made by SLM technology with a controlled stop during 24 h decreases compared to the specimens made without a controlled stop — by ~13 %, relative elongation — by ~1 % and reduction in area — by ~17 %. It was found that for the experimental specimens with a stop in the manufacturing process, the deviation from the average values was: for ultimate strength ~11 %, relative elongation ~62 % and reduction in area of ~21 %. This is predetermined by failure of one of the specimens at the place of a stop. The use of parts with a production defect (stop) should be significantly restricted respective to a probable significant softening and embrittlement of a product. 17 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: selective laser melting, controlled stop, Co–Cr–Mo alloy, mechanical properties, density

Надійшла до редакції 16.06.2023



ВИГОТОВЛЕННЯ СТІЛЬНИКОВИХ ПАНЕЛЕЙ НА ОСНОВІ ФОЛЬГИ ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$, ОТРИМАНОЇ МЕТОДОМ EB-PVD

А.І. Устінов, Ю.В. Фальченко, С.О. Демченков, Л.В. Петрушинець

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

У роботі показана можливість виготовлення тонких фольг високоентропійних сплавів (ВЕС) системи Co-Cr-Fe-Ni-Si методом високошвидкісного (до 10 мкм/хв) електронно-променевого осадження у вакуумі (EB-PVD). Встановлено, що вміст в складі сплаву кремнію у кількості близько 5 мас. % підвищує показники жаростійкості базового ВЕС CoCrFeNi. Показано, що при витримці на повітрі при температурі 1000 °С протягом 28 год питома зміна маси зразка фольги $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ не перевищує 0,9 мг/см². Запропоновано технологічну схему виготовлення зварюванням тришарових теплозахисних стільникових панелей з низькою питомою вагою на основі тонких фольг високоентропійного сплаву $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$. Установлено, що виготовлені за запропонованою схемою тришарові теплозахисні панелі здатні витримувати багаторазове термоцикування від 25 до 1000 °С на повітрі без руйнування конструкції. Отримані результати можуть слугувати основою для створення технології виготовлення легких стільникових конструкцій, здатних забезпечити тепловий захист елементів аерокосмічної техніки при їх взаємодії з атмосферою. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: жаростійкість; високоентропійні сплави; тонкі фольги; електронно-променево осадження; тришарові стільникові панелі; тепловий захист

Вступ. Для успішної експлуатації сучасних літальних апаратів, які рухаються в атмосфері з гіперзвуковими швидкостями, і передбачають багаторазові цикли зльоту та посадки, необхідний надійний тепловий захист їх оболонки від перегрівання та пошкодження в результаті взаємодії з атмосферою [1]. Досвід експлуатації теплозахисних конструкцій на основі керамічних матеріалів, які застосовували на літальних апаратах «Буран» та «Space Shuttle», показав недостатню надійність та складність в обслуговуванні. Технічні проблеми експлуатації таких систем та їх низька економічність зумовлює необхідність продовження досліджень, спрямованих на створення нових систем як в частині розробки конструкції теплозахисних панелей, так і жаростійких матеріалів для їх виготовлення. Легкі теплозахисні стільникові панелі (ЛТСП) розглядають, як один з найбільш перспективних і ефективних способів вирішення проблеми захисту конструкційних елементів аерокосмічної техніки від розігріву при взаємодії з атмосферою. Особливу увагу привертають тришарові стільникові конструкції теплозахисних панелей на основі металевих систем. Тришарова панель представляє собою конструкцію, яка складається з двох тонких кришок з розміщенням між ними заповнювачем. Кришки сприймають поздовжні навантаження (розтягування, стиснення та зсув) у його площині. Заповнювач сприймає попе-

речні сили у згині тришарової конструкції та забезпечує перерозподіл зусиль між кришками. Така конструкція теплозахисних панелей може забезпечити поєднання високої міцності і жорсткості з низькою питомою вагою за рахунок використання тонколистових металевих матеріалів [2, 3]. При цьому тонколистові матеріали для виготовлення ЛТСП повинні мати комплекс властивостей, таких як жаростійкість, міцність та низьку питому вагу. Найчастіше в якості матеріалів для кришок ЛТСП розглядають сплави на основі системи Ni-Cr, Ti-Al, Ti-Nb-Al та деякі інші широковідомі жаростійкі сплави. Тонкі фольги, зазвичай, отримують шляхом прокатки об'ємних заготовок, які формують з розплаву або методами порошкової металургії. Проте такий підхід значно ускладнює процес отримання тонколистових матеріалів. Крім того, термо-деформаційна обробка заготовок супроводжується утворенням на поверхні фольги стійкої оксидної плівки, що значно ускладнює отримання нероз'ємних з'єднань. У зв'язку з цим, отримання тонкої фольги з необхідним комплексом властивостей і методи її з'єднання залишаються актуальними до теперішнього часу.

З іншого боку, нами було показано, що тонкі фольги на основі жаростійких сплавів можна отримати безпосередньо в процесі конденсації парової фази у вакуумі при випаровуванні сплаву заданого хімічного складу [4]. Такий підхід доз-

Устінов А.І. – <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=7102930399>,

Фальченко Ю.В. – <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=7801687476>,

Демченков С.О. – <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=56148728300>,

Петрушинець Л.В. – <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=55521777800>

© А.І. Устінов, Ю.В. Фальченко, С.О. Демченков, Л.В. Петрушинець, 2023

воляє отримувати тонколистові металеві матеріали з контрольованою структурою та товщиною, уникаючи обмежень, що властиві традиційним методам металургії та термомеханічної обробки. Це значно розширює можливості використання широкого класу жаростійких сплавів, а також дає можливість запобігти утворенню на поверхні фольг щільних оксидних плівок, які перешкоджають застосуванню зварювання при виготовленні конструкцій з таких матеріалів.

Разом з цим, при створенні технології виготовлення теплозахисних панелей важливим є також розробка нових сплавів з необхідним комплексом властивостей. З цієї точки зору значну увагу привертають так звані ВЕС [5]. Відмічається, що ці сплави характеризуються стабільністю в широкому діапазоні температур, мають відносно високі показники міцності та жаростійкості.

У попередніх роботах авторами [6–8] було показано, що метод високошвидкісного електронно-променевого осадження дозволяє отримувати тонкі фольги ВЕС CoCrFeNiCu із досить широким діапазоном мікромеханічних характеристик, високими демпфуючими властивостями та гарною здатністю до зварювання. Також було показано, що при випробуванні на жаростійкість при температурі $900\text{ }^\circ\text{C}$ в середовищі атмосферного повітря фольги сплаву CoCrFeNi демонструють досить високі показники жаростійкості завдяки формуванню на поверхні малodefектної суцільної окалини на основі оксиду Cr_2O_3 [9].

Зважаючи на це метою даної роботи було створення наукових засад технології виготовлення легких теплозахисних стільникових панелей, використовуючи тонкі фольги високоентропійного сплаву на основі системи Co-Cr-Fe-Ni , отриманих методом електронно-променевого осадження у вакуумі.

Експериментальна частина. Фольги сплаву системи Co-Cr-Fe-Ni-Si отримували методом високошвидкісного електронно-променевого випаровування відповідного злитка-мішені з наступним осадженням парової фази на підкладку з нержавіючої сталі (AISI 302), нагрітої до заданої температури. Фольги завтовшки $80\text{...}100\text{ }\mu\text{m}$ осаджували із швидкістю приблизно $8\text{...}10\text{ }\mu\text{m/хв}$ при температурі підкладки $550\text{...}600\text{ }^\circ\text{C}$. Для забезпечення відділення фольги від підкладки на неї попередньо осаджували тонкий шар солі CaF_2 . Вихідні злитки-мішені діаметром $50\text{ }\text{mm}$ були виплавлені в індукційній печі.

Мікроструктурні дослідження та локальний хімічний аналіз проводили на поперечних перерізах виготовлених фольг за допомогою скануючого електронного мікроскопу (СЕМ) CamScan4, оснащеного мікроаналізатором ENERGY 200. За-

гальна товщина фольги була оцінена з електронно-мікроскопічних зображень поперечного перерізу. Рентгенівський дифрактометр ДРОН-4М (Cu-K α -випромінювання) використовувався для проведення фазового аналізу.

Оцінка жаростійкості виготовлених фольг проводилась за зміною питомої маси зразків у процесі довготривалих відпалів при температурах 900 і $1000\text{ }^\circ\text{C}$ в електropечі шахтного типу СШОЛ-2,4/12,5 в середовищі атмосферного повітря.

Для виготовлення стільникового заповнювача використовувалась фольга з нержавіючої сталі марки AISI 304 завтовшки $100\text{ }\mu\text{m}$. Порізки фольги проводили за умов забезпечення необхідної точності за довжиною зразка і запобіганню появи надривів та задирок. Формування профільованої стрічки стільникового заповнювача проводили з використанням методу прокатки у профільюючих роликах, який дозволяє з високою продуктивністю отримувати гофровані смуги [10].

Стільниковий заповнювач виготовляли шляхом точкового зварювання отриманих профільованих стрічок, відповідно до схеми, описаної в роботі [10]. Поверхні профільованих стрічок перед їх складанням у блоки знежирювали спиртом. Стрічки розміщувались на графітовому електроді, який виготовляли, виходячи з габаритних розмірів стільників. Оптимальними параметрами процесу для даної товщини фольги є струм $I = 300\text{ }\text{mA}$, напруга $U = 5\text{ }\text{V}$ при діаметрі електрода з міді $2\text{ }\text{mm}$.

З'єднання стільникового заповнювача з кришками проводили методом дифузійного зварювання у вакуумі. Для зварювання використовували спеціально сконструйоване оснащення, яке складається з нижнього, верхнього фланців та обмежувальної втулки. Фланці забезпечують притискання по всій площі контакту кришок до стільникового заповнювача у процесі зварювання, а обмежувача втулка, дозволяє вирівняти температурне поле в зварюваному виробі. На рис. 1 представлена схема робочої камери установки для дифузійного зварювання з розміщеним у ній оснащенням. Контроль температури зварювання проводився за показниками хромель-алюмелевої терморпарі розміщеної в оснащенні. Тиск до деталей, що зварюються, прикладали від пресу через клин 6 і нижній шток 5 . Контроль величини тиску здійснювали за допомогою динамометра. Нагрів оснащення із встановленою в ній стільниковою панеллю проводили зі швидкістю $25\text{...}30\text{ }^\circ\text{C/хв}$; тиск прикладався після досягнення температури зварювання ($800\text{ }^\circ\text{C}$). Час витримки при температурі зварювання становив 15 хв , після чого рівень тиску знижували до нуля і проводили охолодження до кімнатної температури в умовах вакууму.

Результати і обговорення. Попередніми дослідженнями було встановлено, що вміст міді суттєво впливає на показники жаростійкості сплавів системи Co–Cr–Fe–Ni–Cu: із зменшенням вмісту міді у складі сплаву його жаростійкість зростає [9]. Також в роботах [11, 12] було показано, що легування базового сплаву CoCrFeNi невеликою кількістю кремнію може призводити до значного зростання його жаростійкості внаслідок формування на поверхні сплаву комбінованої окалини на основі Cr_2O_3 і SiO_2 . Передбачалось, що вміст кремнію у кількості 5 мас. % не вплине на структуру ВЕСу, але буде сприяти підвищенню жаростійкості при більш високих температурах внаслідок формування на поверхні фольги захисних шарів на основі оксидів кремнію або силіцидів хрому. Зважаючи на це, методом електронно-променевого осадження у вакуумі було виготовлено серію фольг сплаву $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ завтовшки 80...100 мкм. На рис. 2 наведено зовнішній ви-

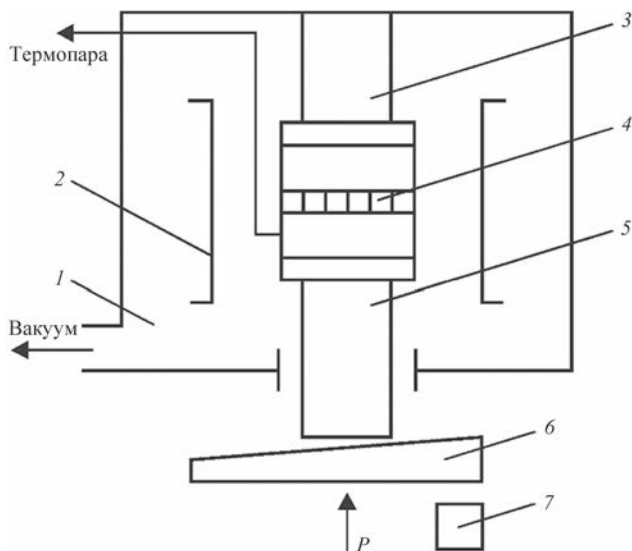


Рис. 1. Схема робочої камери установки для дифузійного зварювання; 2 – нагрівач з молібдену; 3 – верхній шток; 4 – тришарова панель, поміщена в обмежувальну втулку; 5 – нижній шток; 6 – клин; 7 – прес

гляд та характерна мікроструктура поперечного перерізу отриманих фольг. Аналіз мікроструктури показав, що відпрацьовані режими забезпечують формування однорідної структури фольги без макродефектів (тріщин, пор, розшарувань тощо) з рівномірним розподілом компонент по товщині (табл. 1). При цьому середня концентрація елементів в фольгах відповідає концентрації вихідного злитку-мішені. Питома вага фольги становить $8,1 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$.

Оцінка жаростійкості виготовлених фольг показала, що витримка при температурі $900 \text{ }^\circ\text{C}$ протягом 28 год супроводжується лише незначним збільшенням маси зразків: менше $0,2 \text{ мг/см}^2$ (рис. 3, крива 2). При температурі $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ кінетика окислення фольги сплаву $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ підпорядковується параболічному закону, що може свідчити про формування на поверхні суцільної захисної оксидної плівки. При цьому інтенсивність наростання питомої маси зразків фольг $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ при температурі $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ є нижчою, навіть порівняно з фольгами ВЕС без кремнію при температурі $900 \text{ }^\circ\text{C}$ [9]. Тобто, додавання кремнію в кількості близько 5 мас. % сприяло зростанню жаростійкості, а також дозволяє підняти потенційну температуру застосування матеріалу до $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3, крива 1).

Аналіз мікроструктури і хімічного складу фольг $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ показав (рис. 4, а, б), що після відпалів на повітрі при температурі $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ на поверхні фольги формуються прошарки окалини завтовшки до 10 мкм, структура масиву фольги лишається безпористою, а в приповерхневих ділянках помітне формування невеликої кількості мікропор

Таблиця 1. Хімічний склад (мас. %) ділянок фольги $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ (рис. 2, б)

Номер ділянки	Cr	Fe	Co	Ni	Si
Спектр 1	22,8	22,6	23,7	25,0	5,9
Спектр 2	24,1	22,3	23,2	24,4	6,1
Спектр 3	24,3	22,6	23,6	23,9	5,6

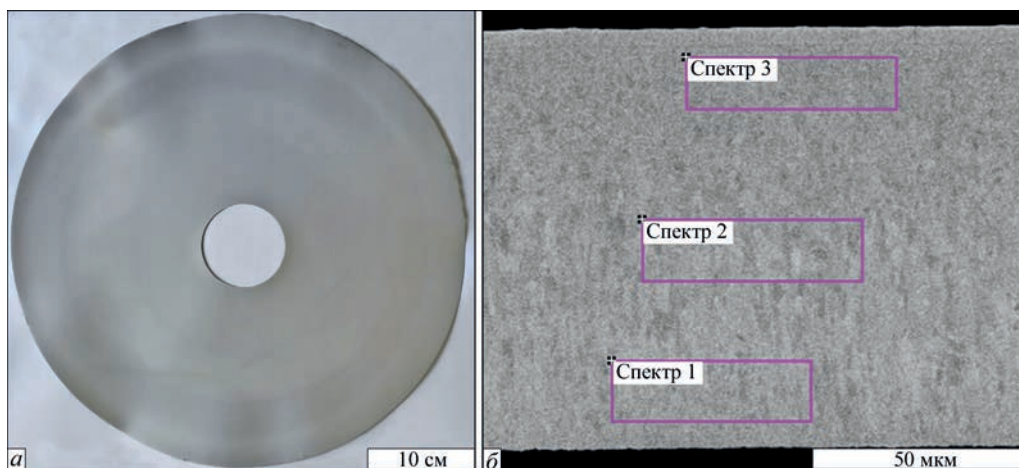


Рис. 2. Зовнішній вигляд (а) та СЕМ зображення характерної мікроструктури поперечного перерізу осаджених фольг ВЕС $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$

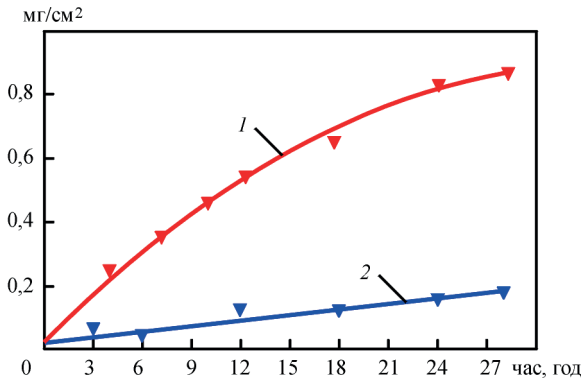


Рис. 3. Кінетика окислення фольги сплаву $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ при температурі $1000\text{ }^\circ\text{C}$ (крива 1) і $900\text{ }^\circ\text{C}$ (крива 2)

закритого типу, розташованих по границях зерен. Разом з тим присутності кисню в приповерхневих ділянках фольги не виявлено. Поверхня окалини характеризується достатньо високим ступенем щільності та низькою дефектністю (рис. 4, в). Хімічний аналіз свідчить, що окалина складається переважно з хрому, кремнію і кисню з незначним вмістом решти компонент (табл. 2).

Методом рентгеноструктурного аналізу встановлено, що структура окалини формується на ос-

нові оксиду хрому Cr_2O_3 (рис. 4, з). Зважаючи на те, що дифракційних ознак формування силіцидів чи інших сполук кремнію не спостерігається, а за даними енергодисперсійного мікроаналізу окалини і поверхневий шар фольги містять кремній, припускається, що кремній може сприяти пригніченню дифузії кисню по границям зерен, чим запобігає утворенню нестійких оксидів заліза і, як наслідок, швидкому «вигоранню» матеріалу фольги. Разом з тим, більша спорідненість хрому до кисню сприяє, в такому випадку, формуванню на поверхні фольги захисного шару на основі оксиду хрому.

Відповідно до літературних даних найширше застосування отримали тришарові панелі з шестигранним заповнювачем, в яких стінки комірок направлені перпендикулярно до основних шарів (кришок). Широке використання таких стільникових заповнювачів пов'язано з їх здатністю забезпечувати високу питому міцність і технологічність при виготовленні [13].

Окрім того, зважаючи, що розмір теплозахисної стільникової панелі, зазвичай, набагато менший за розмір поверхні, яку необхідно «за-

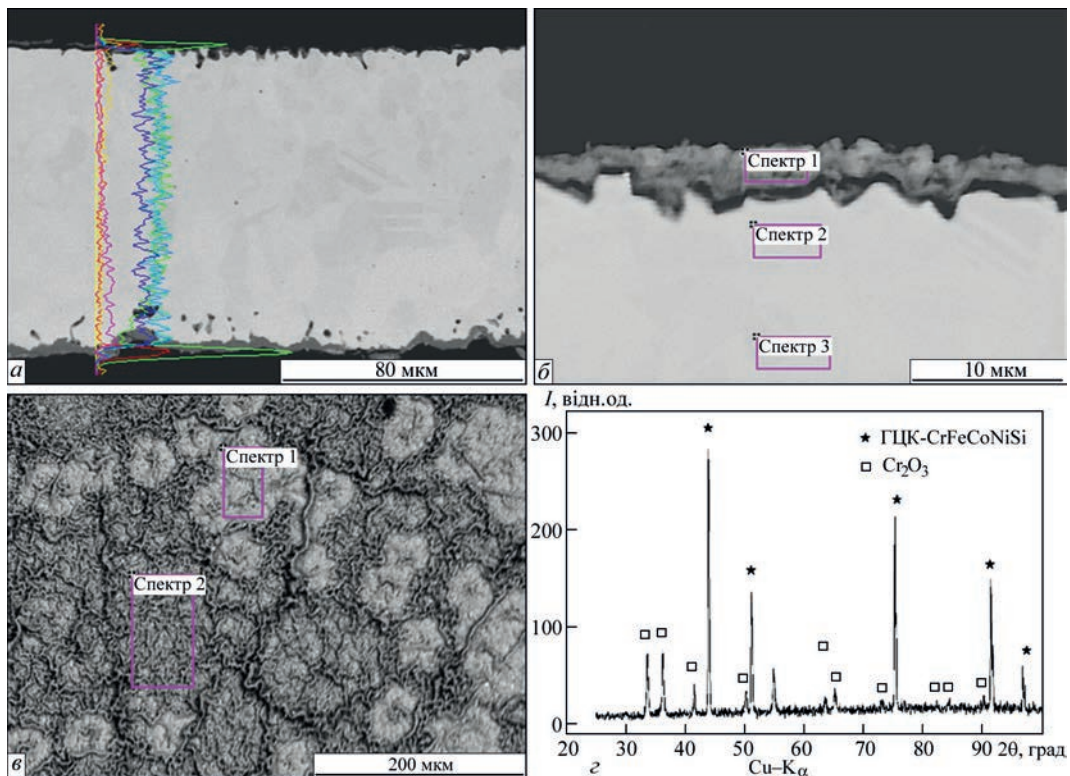


Рис. 4. СЕМ зображення мікроструктури поперечного перерізу (а, б) та поверхні (в) і дифрактограма (з) фольги ВЕС $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ після випробувань на жаростійкість при температурі $1000\text{ }^\circ\text{C}$

Таблиця 2. Хімічний склад (мас. %) ділянок фольги $\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$ (рис. 4)

Рисунок	Номер ділянки	Cr	Fe	Co	Ni	Si	O
Рис. 4, б	Спектр 1	39,3	8,5	6,8	4,7	8,4	32,3
	Спектр 2	16,4	25,2	27,8	28,3	2,3	0
	Спектр 3	14,2	25,1	28,9	29,6	2,2	0
Рис. 4, в	Спектр 1	44,9	6,3	7,0	6,7	7,4	27,7
	Спектр 2	54,8	3,5	4,1	3,9	6,5	27,2

хищати» важливу роль відіграє форма самої тришарової панелі. Як відомо, замостити площу без проміжків можна за допомогою трьох правильних багатокутників – трикутника, квадрата і шестикутника. Шестикутна панель має ряд переваг перед квадратною або трикутною. Перш за все, шестикутна панель може більш ефективно розподіляти навантаження (наприклад, при повторному входженні в щільні шари атмосфери), оскільки у неї більше сусідів, що призводить до більш рівномірного розподілу навантаження та менших екстремальних значень на будь-якій конкретній панелі. Як відомо, напруження концентруються в гострих кутах, тому правильні шестикутники з кутами 120° мають явну перевагу перед квадратними панелями з кутами 90° і трикутними з кутами 60° . Окрім того, у випадку використання квадратних панелей вздовж рядів можуть виникати прямі ділянки паралельних швів, в яких відбуватиметься прискорення потоків розжареного газу, що сприятиме ерозійному зносу матеріалу панелей, тоді як використання шестикутної панелі забезпечуватиме розподіл газових потоків, оскільки в цьому випадку будуть відсутні протяжні суцільні шви,

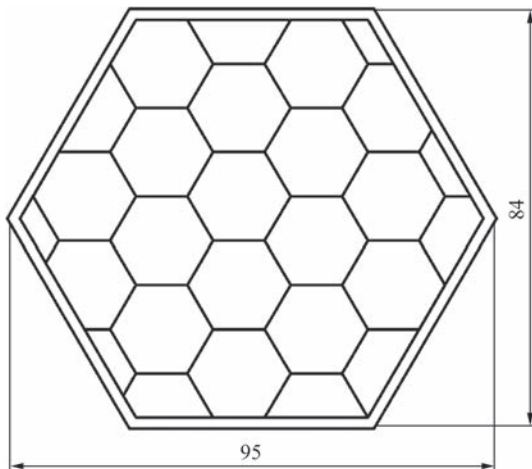


Рис. 5. Ескіз макета тришарової теплозахисної стільникової панелі

паралельні газовому потоку. Ще однією з переваг шестикутної панелі перед трикутною та квадратною є більш рівномірний нагрів та охолодження. Зазвичай в квадратних та трикутних деталях в кутах відмічається значний перегрів в порівнянні з центральними частинами деталей.

Зважаючи на це, саме шестикутна форма теплозахисної стільникової панелі була вибрана для виготовлення модельних зразків. Ескіз модельного зразка тришарової стільникової панелі наведено на рис. 5. Така форма панелі може забезпечити більш раціональне і ефективне покриття криволінійних поверхонь або поверхонь тіл обертання, порівняно з панелями квадратної чи прямокутної форми.

Технологічний процес виготовлення макету теплозахисної стільникової панелі включає наступні операції [14]: виготовлення обшивок (кришок); виготовлення заготовок для стільникового заповнювача; формування із заготовок профільованих стрічок; зварювання стільникового заповнювача; виготовлення стільникових панелей.

За методикою, описаною вище, було виготовлено елементи стільникового заповнювача необхідного розміру та з'єднано між собою точковим зварюванням. Зовнішній вигляд виготовленого пакету стільникового заповнювача представлений на рис. 6. Зовнішній каркас виготовлявся із стрічки фольги $\text{VEC CoCrFeNiSi}_{0,2}$, який з'єднувався зі стільниковим заповнювачем точковим зварюванням. Режим зварювання каркасу був таким самим, як і при зварюванні стільникового заповнювача.

Для забезпечення єдиної висоти для всіх елементів стільникового заповнювача та усунення залишкових дефектів різання, збирання та зварювання, виготовлені стільникові заповнювачі шліфувались на плоскошліфувальному верстаті з обох боків. Після шліфування висота стільникового заповнювача у всіх випадках складала 10 мм.

З отриманих фольг $\text{VEC CoCrFeNiSi}_{0,2}$ за шаблоном механічно вирізались кришки у вигляді

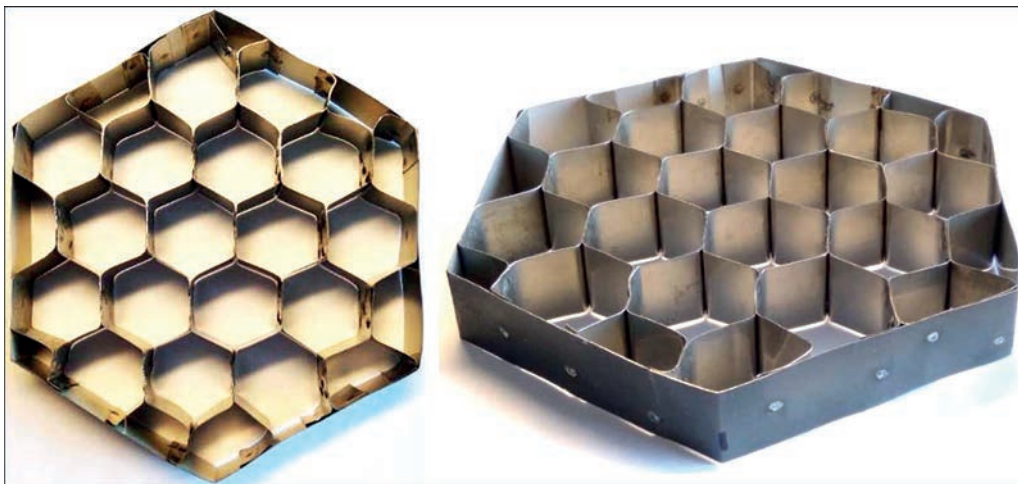


Рис. 6. Загальний вигляд каркасу ($\text{CoCrFeNiSi}_{0,2}$) із стільниковим заповнювачем (нержавіюча сталь AISI 304)

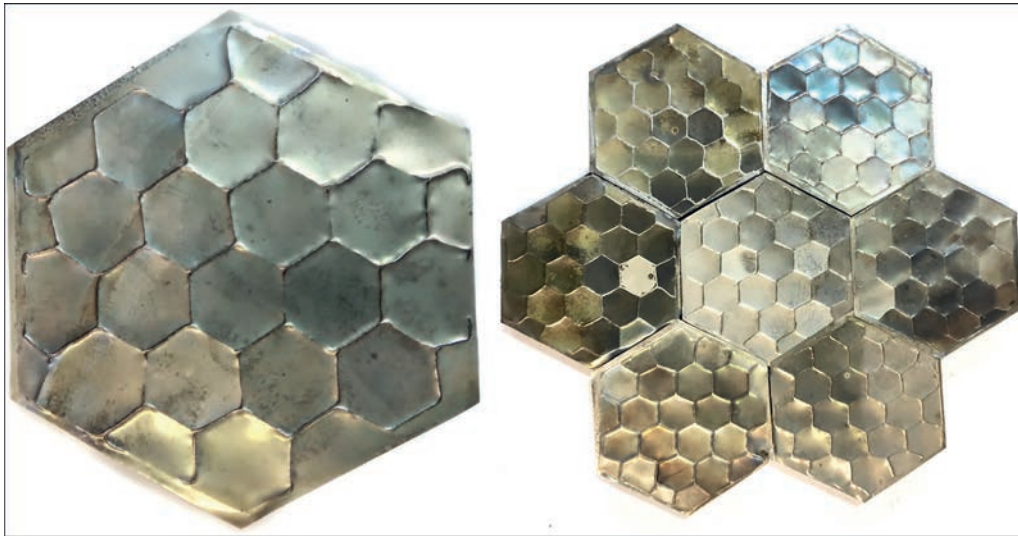


Рис. 7. Загальний вигляд виготовлених тришарових стільникових панелей

ді правильного шестикутника з довжиною грані 48,5 мм. У такому випадку площа робочої поверхні кришки складає біля 60 см².

Отримані елементи тришарової панелі (нижня кришка, стільниковий заповнювач і верхня кришка) розміщувались в оснащенні, розташованому в робочій камері установки для дифузійного зварювання і проводили процес їх з'єднання.

В такий спосіб було виготовлено серію зразків тришарових стільникових панелей шестикутної форми (рис. 7) з розмірами, відповідно до креслення, наведеного на рис. 5. Пітома вага конструкції 3,3 кг/м².

Виготовлені макети тришарових стільникових панелей було перевірено на стійкість конструкції до впливу циклічних термічних навантажень. Випробування проводили, використовуючи електропіч шахтного типу СШОЛ-2,4/12,5 за схемою, в якій один цикл складався з внесення панелі в піч, розігріту до температури 1000 °С, витримки про-

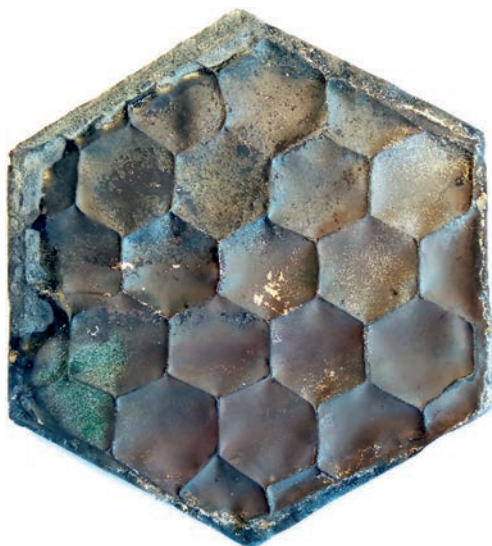


Рис. 8. Загальний вигляд виготовленого макета тришарової панелі після 10 циклів термообробки

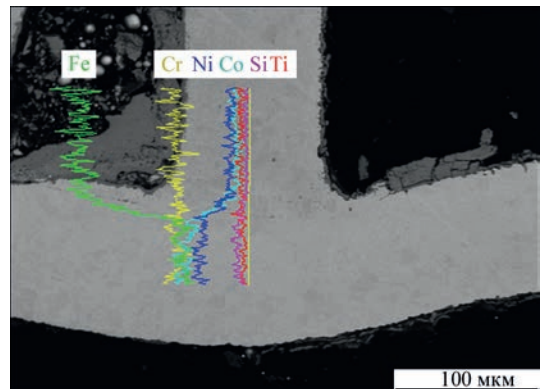


Рис. 9. Електронне зображення мікроструктури поперечного перерізу зони з'єднання заповнювача і кришки тришарової панелі після випробувань при температурі 1000 °С

тягом 30 хв, вилучення панелі з печі, охолодження до кімнатної температури. На рис. 8 наведено зовнішній вигляд макету тришарової стільникової панелі після 10 циклів термообробки. Варто відмітити цілісність обшивки (кришок) панелей і каркасу (стільникового заповнювача) після проведених термоциклів.

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що розроблені режими дифузійного зварювання забезпечують формування якісного з'єднання стільникового заповнювача з кришками: видно формування дифузійної зони протяжністю до 20 мкм з плавним перерозподілом елементів між матеріалом заповнювача і кришок (рис. 9). Наявність ланцюжка пор переважно субмікронного розміру в зоні з'єднання нержавіючої сталі і ВЕС свідчить про інтенсивну дифузійну взаємодію між ними з незбалансованими потоками атомів, що зумовлює дію ефекту Киркендала.

Висновки

1. Відпрацьовані режими високошвидкісного EB-PVD процесу, що забезпечують отримання тонкої фольги високоентропійного сплаву систе-

ми Co–Cr–Fe–Ni–Si з однорідною структурою по товщині.

2. Встановлено, що запропонований сплав CoCrFeNiSi_{0,2} забезпечує поєднання необхідного рівня жаростійкості зі здатністю до зварювання в твердій фазі.

3. Показана можливість виготовлення зварюванням в твердій фазі тришарових стільникових панелей на основі тонких ВЕС-фольг CoCrFeNiSi_{0,2}, отриманих методом електронно-променевого осадження, здатних витримувати багаторазове термоцикування від 25 до 1000 °C на повітрі без руйнування конструкції.

Список літератури/References

1. Takayuki, K., Hideyuki, T., Syunsuke, I. et al. (2011) Conceptual Study on Heat Resistant and Cooling System of Hypersonic Airplanes. *17th AIAA International Space Planes and Hypersonic Systems and Technologies Conference, San Francisco, CA, USA, April 11–14, 2011*, 1–12. DOI: <https://doi.org/10.2514/6.2011-2378>
2. Rakesh, K.K., Hazem, E.S., Summit, V. et al. (2008) Static Analysis of Sandwich Panels with Square Honeycomb Core. *AIAA J.*, 46, 627–634. DOI: <https://doi.org/10.2514/1.28121>
3. Boudjemai, A., Amri, R., Mankour, A. et al. (2012) Modal Analysis and Testing of Hexagonal Honeycomb Plates Used for Satellite Structural Design. *Materials and Design*, 35, 266–275. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.09.012>
4. Semiatin, S.L., Gross, M.E., Matson, D.W. et al. (2012) Microstructure Evolution and Composition Control During the Processing of Thin-Gage Metallic Foils. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43, 4819–4834. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1255-9>
5. Murty, B.S., Yeh, J.W., Ranganathan, S. (2014) *Chapter 2 – High-Entropy Alloys: Basic Concepts*, in Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S. (ed.) *High Entropy Alloys*, Butterworth-Heinemann, Oxford, UK, 13–35. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-800251-3.00002-X>
6. Ustinov, A.I., Polishchuk, S.S., Demchenkov, S.A. et al. (2020) Skorodzievskii, Formation of thin foils of high-entropy CrFeCoNiCu alloys by EB-PVD process. *Surface and Coatings Technology*, 403, 126440. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126440>
7. Устінов А.І., Скородзієвський В.С., Демченков С.О. та ін. (2020) Вплив структури на механічні властивості вакуумних конденсатів високоентропійних сплавів системи Cr–Fe–Co–Ni–Cu. *Сучасна електротехнологія*, 4, 16–22. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.03>
8. Ustinov, A.I., Skorodzievskii, V.S., Demchenkov, S.O. et al. (2020) Effect of the structure of vacuum condensates of high entropy alloys of Cr–Fe–Co–Ni–Cu system on their mechanical properties. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 16–22. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.03>
9. Ustinov, A.I., Demchenkov, S.A., Melnychenko, T.V. et al. (2021) Effect of structure of high entropy CrFeCoNiCu alloys produced by EB PVD on their strength and dissipative properties. *J. of Alloys and Compounds*, 887, 161408. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161408>
10. Ustinov, A.I., Demchenkov, S.O., Melnichenko, T.V. et al. (2022) The influence of copper on the heat resistance of thin foils of high-entropy alloys of the Cr–Fe–Co–Ni–Cu system obtained by the electron beam deposition method. *The Paton Welding J.*, 11, 39–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/trwj2022.11.07>
11. Гусарова І.А., Парко М., А.М. Погачов А.М. и др. (2016) Оценка термостойкости трехслойной сотовой панели, полученной из сплава ЮИПМ-1200 способом диффузионной сварки в вакууме. *Автомат. сварка*, 12 (759), 31–35.
12. Gusarova, I.A., Parko, M., Potapov, A.M. et al. (2016) Evaluation of high-temperature resistance of three-layer honeycomb panel produced from YuIPM-1200 alloy by vacuum diffusion welding. *The Paton Welding J.*, 12, 29–33.
13. Kai, W., Cheng, F.P., Liao, C.Y. et al. (2018) The oxidation behavior of the quinary FeCoNiCrSix high-entropy alloys. *Materials Chemistry and Physics*, 210, 362–369. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2017.06.017>
14. Li, Y., Zhang, P., Zhang, J. et al. (2021) Oxidation behavior of AlCoCrFeNiSix high-entropy alloys at 1100 °C. *Corrosion Science*, 190, 109633. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109633>
15. Кобелев В.Н., Коварский Л.М., Тимофеев С.И. (1984) *Расчет трехслойных конструкций*. Москва, Машиностроение.
16. Kobelev, V.N., Kovarsky, L.M., Timofeev, S.I. (1984) *Calculation of three-layer structures*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
17. Bitzer, T.N. (1997) *Honeycomb Technology. Materials, Design, Manufacturing, Applications And Testing*. New York, Chapman & Hall.

MANUFACTURING HONEYCOMB PANELS ON THE BASE OF HIGH-ENTROPY CoCrFeNiSi_{0,2} ALLOY FOIL PRODUCED BY EB-PVD METHOD

A.I. Ustinov, Iu.V. Falchenko, S.O. Demchenkov, L.V. Petrushynets

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

E-mail: s_demchenkov@ukr.net

The possibility of manufacturing thin foils of high-entropy alloys (HEA) of Co–Cr–Fe–Ni–Si system by the method of high-speed (up to 10 μm/min) electron beam physical-vapour deposition (EB-PVD) is shown in the work. It was established that silicon content in the alloy composition of approximately 5 wt.% improves the values of high-temperature resistance of basic CoCrFeNi HEA. It is shown that at soaking in air for 28 h at the temperature of 1000 °C the specific change in the weight of CoCrFeNiSi_{0,2} sample is not more than 0.9 mg/cm². A technological scheme was proposed of manufacturing by welding three-layer thermal protection honeycomb panels with a low specific weight based on thin foils of high-entropy CoCrFeNiSi_{0,2} alloy. It was found that the produced by the proposed scheme three-layer thermal protection panels can stand multiple thermal cycling from 25 to 1000 °C in air without the structure failure. The derived results can be the base for development of the technology of manufacturing lightweight honeycomb structures, capable of ensuring thermal protection of aerospace equipment elements at their interaction with the atmosphere. 14 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: high-temperature resistance; high-entropy alloys; thin foils; electron beam deposition; three-layer honeycomb panels; thermal protection

Надійшла до редакції 22.06.2023

ПЛАЗМОТРОН ДЛЯ ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ДВОМА СИСТЕМАМИ ПОДАЧІ ПОРОШКУ

О.І. Сом

ТОВ фірма «Плазма-Мастер Лтд», 02094, м. Київ, вул. Попудренка, 52, E-mail: info@plasma-master.com

Розроблено нову конструкцію плазмотрона для наплавлення сплавів на основі нікелю, кобальту та заліза. В ній поєднано дві системи подачі порошку в дугу – внутрішню та зовнішню. Таке поєднання розширює технологічні можливості плазмотрона і дозволяє наплавляти магнітні та немагнітні матеріали. Причому, ці системи можна використовувати як окремо одна від одної, так і разом, наприклад, для наплавлення композиційних сплавів з роздільною подачею матричного та армуючого матеріалів порошку. Для підвищення ефективності нагріву порошку при зовнішній подачі в плазмотроні застосовано допоміжний потік стабілізуючого газу, який дозволяє зменшити на 10-15 % втрати порошку та покращити формування наплавляемого валика. Оптимальні витрати стабілізуючого газу 4-5 л/хв. Плазмотрон ефективно працює в діапазоні струмів 50-300 А. Бібліогр. 8, рис. 9.

Ключові слова: плазово-порошкове наплавлення, конструкція плазмотрона, системи подачі порошку, ККД нагріву

Вступ. Плазмотрон є головним робочим інструментом обладнання для плазово-порошкового наплавлення (ППН). Від його ефективної та надійної роботи залежить багато в чому якість та стабільність процесу наплавлення в цілому. В свою чергу ефективність роботи плазмотрона визначається його тепловими характеристиками та ефективністю нагрівання і плавлення порошку у дузі, які в значній мірі залежать від схеми та параметрів його вводу в дугу.

Сьогодні найбільш широко використовуються дві схеми вводу порошку в дугу – внутрішня та зовнішня [1–3]. В першому випадку (рис. 1, а) порошок подається в дугу всередині плазмотрона у вигляді рівномірно розподіленого по колу потоку частинок через конічну щілину, утворену плазموутворюючим та фокуруючим соплами. У друго-

му (рис. 1, б) – ззовні плазмотрона через одне чи декілька отворів у торці плазموутворюючого сопла. В цьому випадку фокуруюче сопло відсутнє.

Математична модель [1] і експериментальні дослідження автора [3, 4] показують, що внутрішня схема подачі порошку більш ефективна. Вона забезпечує менші втрати порошку, краще формування наплавляемого валика та менші затрати енергії за тієї ж продуктивності наплавлення. Однак ця схема має два суттєвих недоліки. По-перше, при довготривалому напавленні, особливо легкоплавких матеріалів, можливе утворення крапель рідкого металу на виході з фокуруючого сопла, що призводить до порушення стабільності процесу, блокуванню подачі порошку та погіршенню формування наплавляемого валика.

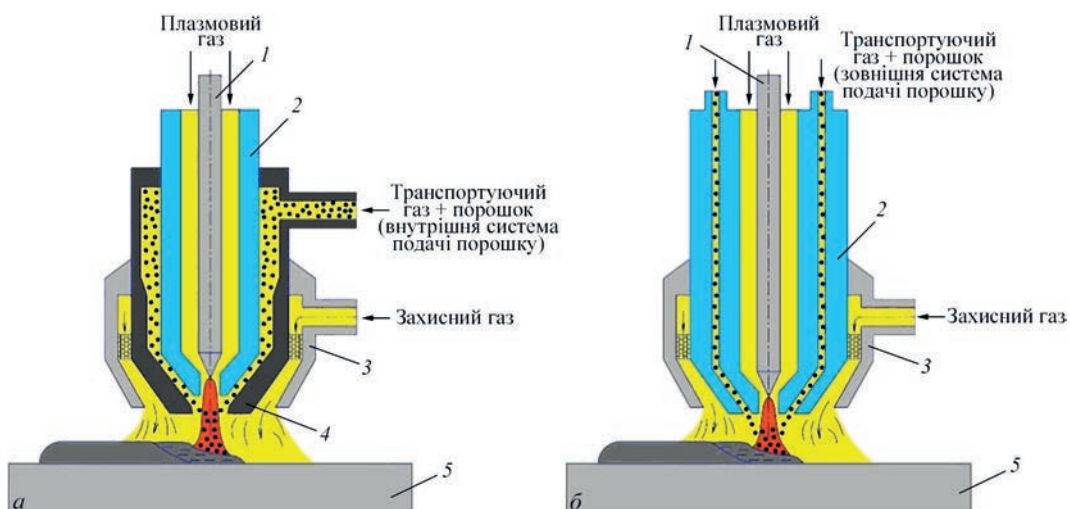


Рис. 1. Схеми подачі порошку в дугу: а – внутрішня; б – зовнішня (1 – електрод; 2 – плазموутворююче сопло; 3 – захисне сопло; 4 – фокууюче сопло; 5 – деталь)

© О.І. Сом, 2023

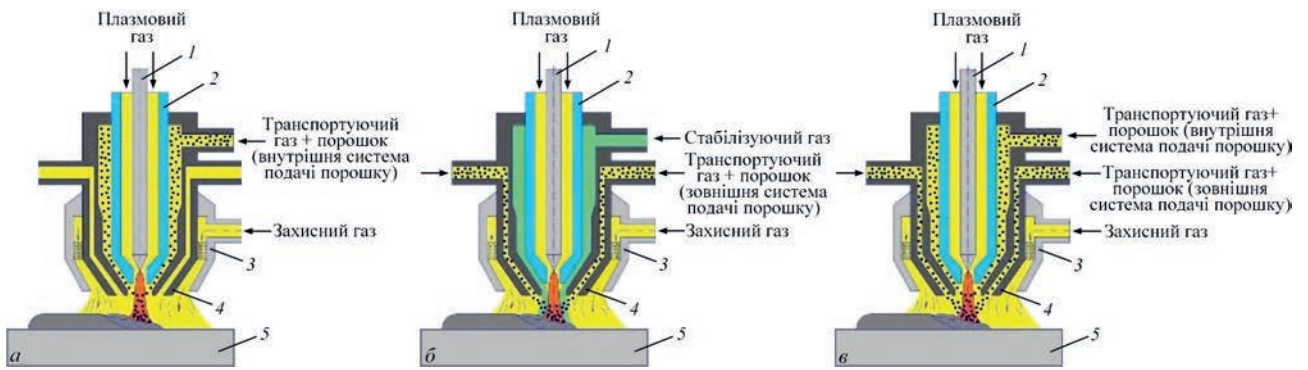


Рис. 2. Схема соплової частини плазмотрону з різними варіантами подачі порошку в дугу: а – внутрішня; б – зовнішня зі стабілізуючим газом; в – комбінована (внутрішня + зовнішня); 1 – електрод; 2 – плазмоутворююче сопло; 3 – захисне сопло; 4 – фокусує сопло; 5 – деталь.

По-друге, ускладнене наплавлення феромагнітних матеріалів, що мають у своїй структурі велику кількість феритної фази. Частинки порошку під впливом магнітного поля дуги зависають у розподільчій камері плазмотрону, утворюючи своєрідні пробки. Найбільш помітно це при струмі вище 150 А. При зовнішній схемі подачі порошку цей недолік відсутній.

Мета цієї роботи об'єднати в одному плазмотроні ці дві схеми і розробити таку конструкцію соплової частини, яка б розширила його технологічні можливості та підвищила стабільність роботи.

Особливості конструкції нового плазмотрону.

На рис. 2 показана схема соплової частини плазмотрону, яка об'єднує внутрішню (рис. 2, а) та зовнішню (рис. 2, б) схеми подачі порошку. Ці схеми можна використовувати як окремо одна від одної, так і разом (рис. 2, в; 5, в). Останній варіант дуже ефективний при наплавленні композиційних сплавів з роздільною подачею матричного та армуючого матеріалів [5]. В цьому випадку використовується два окремих живильника порошку, які працюють синхронно, а також два окремих потоки транспортуючого газу.

На основі цієї ідеї розроблено два варіанти плазмотрону – вертикального (рис. 3, а) та горизонтального (рис. 3, б) виконання. Вони мають однакове конструктивне рішення соплової частини. Вибір того чи іншого варіанту залежить від конструктивних особливостей компоновки обладнання для наплавлення. Горизонтальний варіант більш універсальний, оскільки дозволяє наплавляти як зовнішні, так і внутрішні поверхні на різну глибину.

Технічні характеристики плазмотрону

Струм непрямої (пілотної) дуги, А	30...50
Струм прямої дуги при ПВ = 100 %, А	50...300
Рід струму	постійний
Полярність	пряма
Робочий газ	аргон
Продуктивність наплавлення, кг/год.	1,0...8,0
Система вводу порошку в дугу	внутрішня та зовнішня
Фракція порошка, мкм	
– внутрішня система	63...200
– зовнішня система	53...150
Втрати порошку, %	
– внутрішня система	< 5
– зовнішня система	5...10
Загальні витрати газу, л/хв	14,0...22,0
Система охолодження	рідинна
Швидкість потоку охолоджуючої рідини, л/хв	> 4,0

Плазмотрони дозволяють наплавляти сплави на основі нікелю, кобальту, заліза та композиційних сплавів на базі карбідів вольфраму.

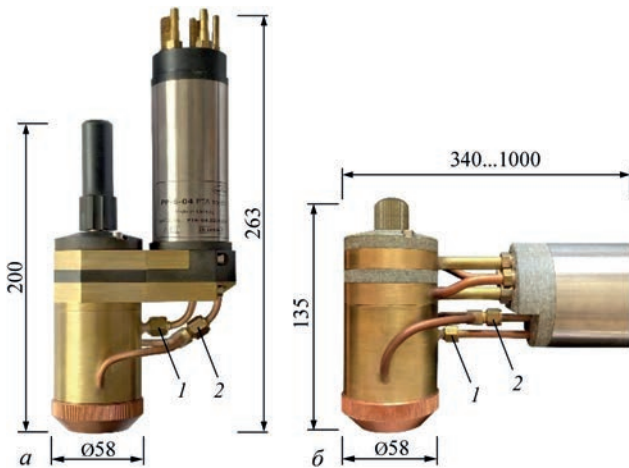


Рис. 3. Зовнішній вигляд плазмотронів з двома системами подачі порошку: а – вертикального типу PP-6-04; б – горизонтального типу PP-6-03М

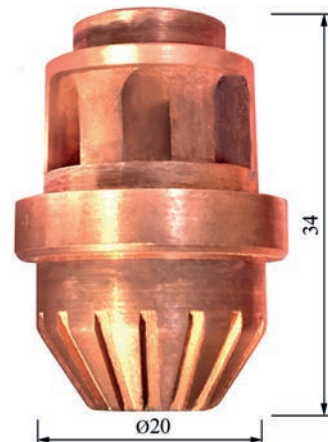


Рис. 4. Зовнішній вигляд плазмоутворюючого сопла

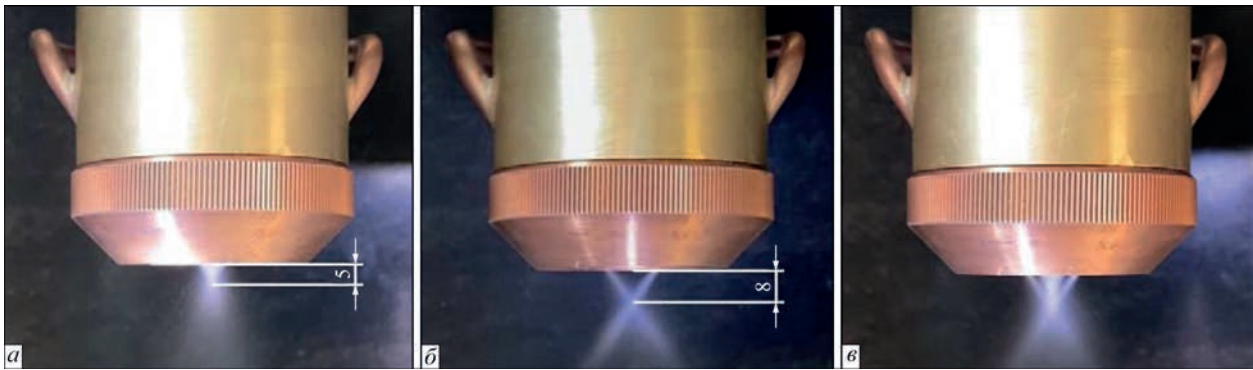


Рис. 5. Зовнішній вигляд факелів витікання порошку з плазмотрону при внутрішній (а), зовнішній (б) та комбінованій (в) схемах подачі порошку

Варіанти подачі порошку. Внутрішня подача порошку. При використанні системи внутрішньої подачі порошок через вхідний штуцер 1 (рис. 3, а, б) надходить в спеціальну розподільчу камеру, де він за допомогою транспортуючого газу рівномірно розподіляється по колу й потім через систему пазів, рівномірно розташованих на конічній поверхні плазмоутворюючого сопла (рис. 4), вдувається в дугу. Пази сприяють кращому охолодженню сопла та направляють частинки порошку прямо в центральну найбільш нагріту частину дуги. Кут вводу порошку в дугу відносно вертикальної вісі складає 35° . Фокус зустрічі частинок порошку знаходиться нижче торця фокусуєчого сопла на відстані 5 мм (рис. 5, а). Це зроблено для того, щоб виключити попадання частинок порошку на стінки фокусуєчого сопла і таким чином підвищити надійність роботи плазмотрону.

Для ефективного нагрівання порошку у дузі необхідно, щоб початкова швидкість входу частинок в дугу була якомога менша [1]. В даному плазмотроні за рахунок оригінальної конструкції розподільчої камери і оптимізації витрати транспортуєчого газу цей показник вдалося знизити до мінімального рівня. Для плазмотрону вертикального типу вона складає $1,5 \dots 2,0$ м/с, горизонтального – $2,0 \dots 2,5$ м/с, що цілком прийнятно для нагрівання частинок порошку діаметром $50 \dots 160$ мкм, який широко використовується для ППН [6]. Для підтримки таких швидкостей витікання порошку оптимальними витратами транспортуєчого газу є $3,5 \dots 4,0$ л/хв для вертикально-

го варіанту та $4,5 \dots 5,0$ л/хв для горизонтального. Швидкість руху частинок визначали фотографічним методом покадрової зйомки [7].

Зовнішня подача порошку. По цій схемі порошок разом із транспортуєчим газом через спеціальний штуцер-трійник (рис. 3, а, б) розділяється на два рівномірних потоки і далі подається в дугу безпосередньо через два отвори діаметром 1,4 мм, розташовані в торці фокусуєчого сопла діаметрально протилежно один одному. Кут вводу порошку в дугу, такий же як і при внутрішній подачі – 35° . Точка зустрічі частинок порошку знаходиться на відстані 8 мм нижче від торця фокусуєчого сопла (рис. 5, б). Швидкість витікання частинок порошку на виході з плазмотрону як при вертикальному, так і при горизонтальному виконанні помітно вище, ніж при внутрішній подачі і складає відповідно $2,5 \dots 3,0$ і $3,0 \dots 3,5$ м/с. Це суттєвий недолік цієї схеми вводу порошку в дугу, оскільки збільшений швидкісний напір струменю холодного транспортуєчого газу глибоко проникає у стовп дуги, деформує його (рис. 6, б) та знижує температуру плазми в зоні нагріву. Деформація дуги призводить до погіршення нагрівання порошку і, як наслідок, збільшення його втрат і погіршення формування наплавляемого валика.

Для нейтралізації цього шкідливого впливу в даному плазмотроні використовується потік газу, який вдувається через центральний отвір фокусуєчого сопла, аналогічно тому, як подається транспортуєчий газ при внутрішній системі подачі порошку. Цей потік грає стабілізаційну роль.

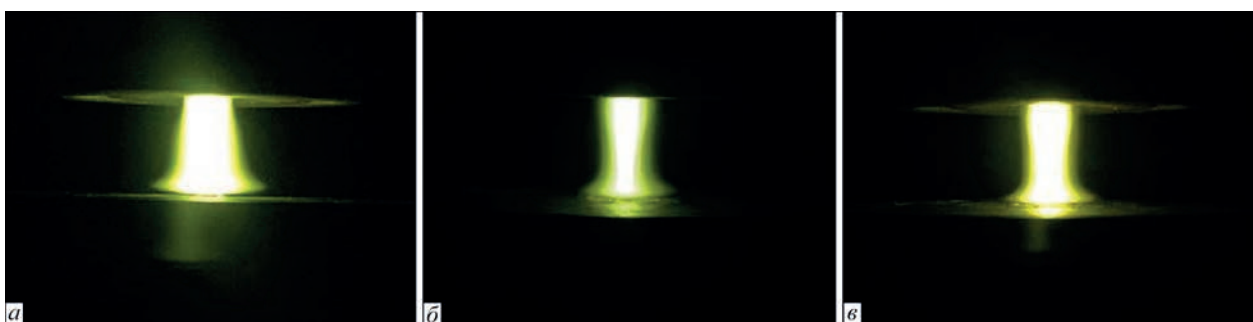


Рис. 6. Зовнішній вигляд стовпів дуги при внутрішній (а), зовнішній (б) та комбінованій (в) схемах подачі порошку

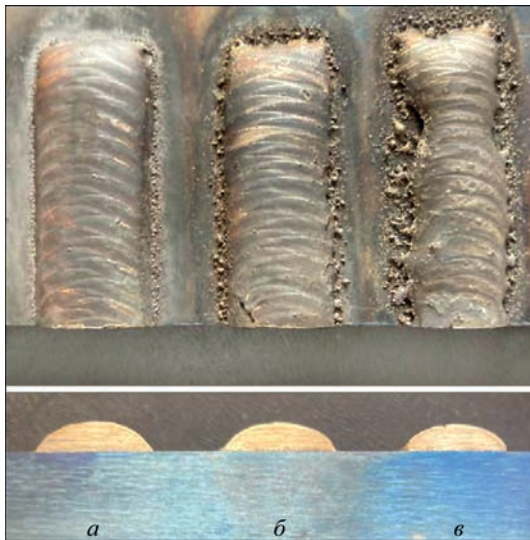


Рис. 7. Зовнішній вигляд і поперечний переріз валиків, наплавлених на однакових режимах при різних схемах вводу порошку в дугу: а – внутрішня; б – зовнішня зі стабілізуючим газом; в – зовнішня без стабілізуючого газу. Режим наплавлення: $I_d = 160$ А; $V_n = 80$ мм/хв; $G_n = 16$ г/хв; $Q_{ст.г.} = 4$ л/хв, наплавлений матеріал – сталь Х18Н10Т

Омиваючи концентрично периферійну область дуги зверху, він добре нагрівається і відтісняє холодні потоки транспортуючого газу в місцях бокового входу порошку. Стовп дуги вирівнюється, приймаючи більш циліндричну форму (рис. 6, в) і наближається до форми дуги при внутрішній подачі порошку (рис. 6, а). При цьому підвищується просторова стабільність дуги, що дозволяє збільшити її довжину до 14...15 мм і тим самим збільшити температуру нагріву порошку за рахунок більш довготривалого перебування його у дузі. Завдяки цьому зменшуються на 10...15 % втрати порошку по відношенню до зовнішньої подачі без стабілізуючого газу і покращується формування наплавляемого валика. На рис. 7 показано зовнішній вигляд, а також поперечний переріз валиків, наплавлених на однакових режимах при різних схемах вводу порошку в дугу. На ньому добре видно,

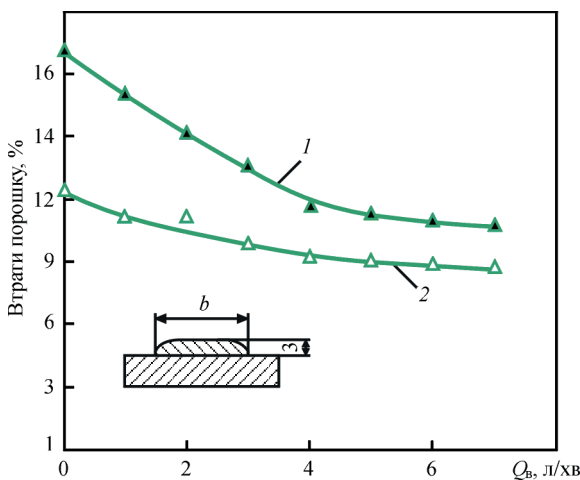


Рис. 8. Залежність втрат порошку від витрати стабілізуючого газу при різній ширині валика b : 1 – 10; 2 – 20 мм

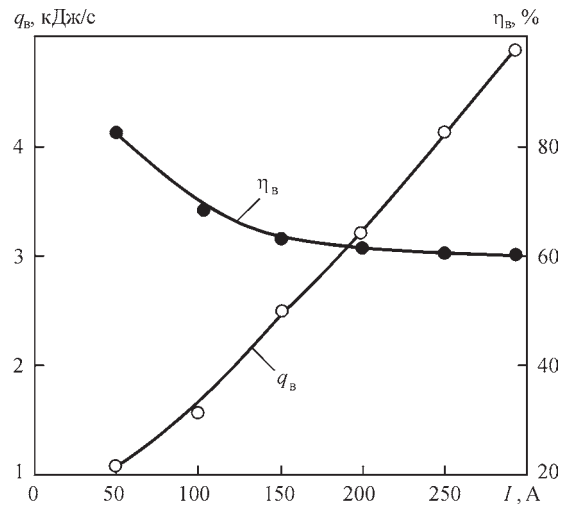


Рис. 9. Залежність ефективної теплової потужності q_v та ефективного ККД нагріву виробу η_v від струму дуги в розробленому плазмотроні

що допоміжний (стабілізуючий) потік газу суттєво покращує формування валика (рис. 7, б), наближаючи його до зовнішнього вигляду валика, наплавленого з внутрішньою подачею порошку (рис. 7, а).

Збільшується також повнота валика, що є підтвердженням менших втрат порошку (рис. 7, б). Як показано на рис. 8, максимальний ефект досягається при витраті стабілізуючого газу 4...5 л/хв. Це справедливо як для вузьких (крива 1), так і для широких (крива 2) валиків. Подальше збільшення його витрат вже не веде до збільшення позитивного ефекту.

Теплові характеристики. Теплові характеристики розробленого плазмотрону досліджували методом проточного калориметрування на модельному зразку по методиці, викладеній у роботі [3]. Головну увагу було приділено дослідженню ефективної теплової потужності та ефективного ККД нагріву виробу для даної конструкції соплової частини плазмотрону. Дослідження проводили за відсутності непрямої (пілотної) дуги.

На рис. 9 показана залежність ефективної теплової потужності q_v та ефективного ККД нагріву виробу η_v від струму дуги для комбінації плазموутворюючого та фокусуючого сопел плазмотрону 4/8 мм на характерних для плазмового наплавлення витратах плазموутворюючого (2 л/хв), транспортуючого (4 л/хв) та захисного (8 л/хв) потоків газу.

Видно, що зі збільшенням струму дуги q_v росте практично лінійно, але при цьому η_v падає. В діапазоні струмів 50...250 А він зменшується з 80 до 60 %, що пов'язано зі збільшенням теплових витрат у сопла. Загалом цей показник достатньо високий, близький до плазмотронів для зварювання та різки [8].

Висновки

1. Об'єднання внутрішньої та зовнішньої схем подачі порошку в дугу в одному плазмотроні

ні суттєво розширює його технологічні можливості, оскільки дозволяє наплавляти магнітні та немагнітні матеріали з високою ефективністю та продуктивністю.

2. Додатковий потік стабілізуючого газу при зовнішній схемі подачі порошку зменшує шкідливий вплив холодних струменів транспортуючого газу та знижує на 10...15 % витрати порошку за рахунок більш ефективного його нагріву. Оптимальні витрати стабілізуючого газу 4...5 л/хв.

3. Розроблений плазмотрон забезпечує достатньо високий ККД нагріву виробу. На максимальних струмах він не нижче 60 %.

Список літератури

1. Гладкий П.В., Павленко А.В., Зельниченко А.Т. (1989) Математическое моделирование нагрева порошка в дуге при плазменной наплавке. *Автоматическая сварка*, **11**, 17–21, 54.
2. Dilthey, U., Ellermeier, J., Gladkij, P., Pavlenko, A.V. (1993) Kombiniertes Plasma-Pulver-Auftragschweissen. *Schweissen und Schneiden*, **5**, 241–244.
3. Сом А.И. (1999) Новые плазматроны для плазменно-порошковой наплавки. *Автоматическая сварка*, **7**, 44–48.
4. Сом А.И. (2015) Влияние схемы ввода порошка в дугу на его потери и эффективность процесса плазменно-порошковой наплавки. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 26–29.
5. Сом А.И., Галагуз Б.А. (2020) Плазменно-порошковая наплавка композиционных сплавов с раздельной подачей карбидов вольфрама и матричного сплава. *Автоматическая сварка*, **12**, 33–43.

6. Гладкий П.В., Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. (2007) *Плазменная наплавка*. Киев, ЭкоТехнология.
7. Сидоров А.И. (1987) *Восстановление деталей машин напылением и наплавкой*. Москва, Машиностроение.
8. Стихин В.А., Пацкевич И.Р. (1967) Определение тепловых характеристик сжатой дуги. *Сварочное производство*, **9**, 26–27.

References

1. Gladky, P.V., Pavlenko, A.V., Zelnichenko, A.T. (1989) Mathematical modeling of heating of powder in arc during plasma surfacing. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 17–21, 54 [in Russian].
2. Dilthey, U., Ellermeier, J., Gladkij, P., Pavlenko, A.V. (1993) Kombiniertes Plasma-Pulver-Auftragschweissen. *Schweissen und Schneiden*, **5**, 241–244.
3. Som, A.I. (1999) New plasmatorches for plasma-powder surfacing. *Avtomatich. Svarka*, **7**, 44–48 [in Russian].
4. Som, A.I. (2015) Effect of scheme of powder feeding into arc on its losses and efficiency of plasma-powder surfacing process. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 22–25.
5. Som, A.I., Halahuz, B.A. (2020) Plasma transferred arc surfacing of composite alloys with separate feed of tungsten carbides and matrix alloy. *The Paton Welding J.*, **12**, 34–39. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.12.05>
6. Gladky, P.V., Pereplyotnikov, E.F., Ryabtsev, I.A. (2007) *Plasma surfacing*. Kyiv, Ekotekhnologiya [in Russian].
7. Sidorov, A.I. (1987) *Restoration of machine parts by spraying and surfacing*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
8. Stikhin, V.A., Patskevich, I.R. (1967) Determination of thermal characteristics of constricted arc. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 26–27 [in Russian].

PLASMA TORCH FOR PLASMA TRANSFERRED ARC SURFACING WITH TWO POWDER FEEDING SYSTEMS

O.I. Som

Plasma-Master Co., Ltd., 52 Popudrenko Str., 02094, Kyiv, Ukraine. E-mail: info@plasma-master.com

A new design of the PTA torch (PTA torch) for surfacing of nickel, cobalt and iron-based alloys was developed. It combines two systems of powder feeding into the arc: the internal and external one. Such a combination expands the technological capabilities of the PTA torch, and allows surfacing magnetic and nonmagnetic materials. These systems can be used both separately from each other and together for surfacing composite alloys with separate feeding of the matrix and reinforcing powder material. In order to increase the efficiency of powder heating at external feeding into the PTA torch, an auxiliary stabilizing gas flow is used, which allows reducing the powder losses by 10–15 % and improving the deposited bead formation. Optimal flow rates of stabilizing gas are 4–5 l/min. The PTA torch effectively operates in the current range of 50–300 A. 8 Ref., 9 Fig

Keywords: plasma transferred arc surfacing, PTA torch design, powder feeding systems, heating efficiency

Надійшла до редакції 28.06.2023



ЕВОЛЮЦІЯ ОБЛАДНАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ У КОСМОСІ

С.О. Глушак

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

У статті розглянуто застосування зварювання та проведення ремонтно-відновлювальних робіт в умовах космосу, а також еволюцію конструкції електронно-променевого інструменту протягом кількох десятиліть. Наведено технічні характеристики та технологічні можливості обладнання всіх поколінь і вимоги до нього на різних етапах експлуатації. Обґрунтовано, чому саме електронно-променеве зварювання більш придатне для використання в умовах зниженої гравітації. Наведено технічні характеристики автоматичної установки «Вулкан», на якій вперше в космічних умовах було проведено експерименти зі зварювання. Наведено технічні характеристики універсального ручного інструменту (УРІ) та описано його можливості при виконанні операцій зі зварювання та інших споріднених технологій: різання, паяння, нанесення покриттів і, за потреби, термічної обробки. Показано зразки, які отримано в процесі проведення першого в світі експерименту у відкритому космосі, де за допомогою УРІ космонавти-зварники виконали технологічні операції із зварювання, різання, паяння та нанесення покриттів. Доведено, що узагальнення результатів дослідження та урахування досвіду експлуатації всіх попередніх зразків обладнання дозволило створити наступний інструмент «Універсал», який пройшов комплексні випробування в NASA, у тому числі в літаючій лабораторії KC-135 і в барокамері. У статті представлено електронно-променевий інструмент нового покоління, який розроблено і виготовляється в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона. Бібліогр. 12, рис. 8.

Ключові слова: космос, обладнання, електронно-променеве зварювання, джерело живлення, автоматичне та ручне зварювання

Вступ. Виконання зварювальних робіт та споріднених процесів у відкритому космосі, які в першу чергу пов'язані з розплавленням металів, несуть в собі ризик та небезпеку [1]. Разом з тим, результати перших експериментів зі зварювання в космічних умовах показали, які критерії необхідно застосовувати для оцінки того чи іншого способу зварювання. Дослідження, проведені в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона починаючи з 1964 р. показують, що ефективність існуючих способів зварювання в умовах космосу підлягає оцінюванню за допомогою додаткових критеріїв, порівняно з обладнанням, яке експлуатується в наземних умовах. Одними із основних критеріїв є матеріал, яким будуть з'єднуватися ті чи інші конструкції в космічному середовищі, та умови його експлуатації. Також суттєвою вимогою щодо обладнання для зварювання у космосі є його висока надійність, простота та універсальність. Крім того, обладнання повинне відповідати ще таким критеріям, які прийняті для космічної техніки – мати низьку енергоємність, мінімальну масу та об'єм апаратури, бути безпечним та ефективним [2].

У попередніх роботах [1, 3] доведено, що найперспективнішими для майбутнього використання в умовах космосу є променеві способи зварювання, перш за все електронно-променеві, які є ефективнішими та мають ряд вагомих переваг.

Висока концентрація енергії, властива електронно-променевому зварюванню, є особливо необхід-

ною для виконання робіт у космосі, оскільки забезпечує мінімальне тепловкладення в метал, що зварюється, і мінімальну потужність усієї установки. З іншого боку, таку установку можна використовувати й для різання, паяння, нанесення покриттів, тобто вона має дуже важливий для космосу універсалізм.

Дослідження показують, що для виконання робіт зі зварювання та різання в космосі достатньою є потужність 1...3 кВт при прискорюючій напрузі 10...20 кВ. Така установка може житись електроенергією від бортової мережі космічного корабля або працювати в автономному режимі від акумуляторних батарей [3].

Крім того, технологічне обладнання, що застосовується в космосі, повинно мати мінімальні габарити та вагу, динамічну міцність, надійність, працездатність у вакуумі та при різких змінах температури від -120 до $+120$ °C [3].

Експеримент «Вулкан». Завдяки багаторічним дослідженням в ІЕЗ ім. Є.О. Патона було створено та випробувано в 1969 р. на космічному кораблі «Союз-6» першу автоматизовану установку «Вулкан» [1, 3]. Вона передбачала випробування в космосі наступних способів зварювання: електричною дугою низького тиску з плавким електродом, плазмовою дугою низького тиску, порожнім катодом та електронним променем.

Установка «Вулкан» (рис. 1) складається з двох ємностей: негерметичної та герметичної. У першій розміщуються пристрої для виконання кожного способу зварювання та обертальний стіл, на якому

розташовуються зварювальні зразки. Під час роботи в цій ємності підтримується низький тиск.

У другій ємності встановлено джерела живлення: автономне акумуляторне, вторинне джерело живлення (ВДЖ), блоки керування та телеметричні засоби вимірювання. Керування установкою здійснюється за допомогою дистанційного пульта [1].

Вага «Вулкана» складає близько 50 кг. Тривалість неперервної роботи була обмежена ємністю акумуляторної батареї.

Технічні характеристики електронно-променевого обладнання «Вулкан» [3]:

- енергія електронів 10 кеВ;
- потужність пучка 0,6 кВт;
- питома потужність променя 1 кВт/мм² на відстані 40 мм від зрізу гармати;
- катод прямонакальний танталовий;
- діодний прожектор;
- вага гармати 450 г;
- вага високовольтного блоку живлення з гарматою 6,5 кг.

Для виконання електронно-променевого зварювання в установці «Вулкан» було обрано прискорюючу напругу 10 кВ. Застосовано діодну електронно-променеву гармату з прямонакальним нагрівом катоду потужністю 0,6 кВт і робочим струмом променя до 60 мА.

Під час проведення експериментів «Вулкан» було розміщено в шлюзовому відсіку космічного корабля «Союз-6», який був розгерметизований. У ньому підтримувався тиск $<1,33 \cdot 10^{-2}$ Па. Екіпаж з дистанційним пультом керування під час проведення експериментів знаходився в герметичному відсіку корабля, який був відділений закритим люком від шлюзового [1].

При виконанні експериментів було проведено дослідження з вивчення зварюваності алюмінієвих сплавів при швидкості зварювання 28...36 м/год. Отримані в результаті експериментів з'єднання зі сплаву АМг6 мали пористість на-

багато більшу в порівнянні з тими, що були отримані в наземних умовах.

Результатом проведених експериментів, виконаних електронно-променевим зварюванням, є стикові з'єднання з відбортовкою та без відбортовки країв, а також з'єднання внапуск. Використовувались наступні зварювальні матеріали: нержавіюча сталь 08Х18Н10Т, технічний титан ВТ1-0 та алюмінієві сплави АМг6 і Д20 завтовшки 1,5...2,0 мм. Разом з тим виконувалось різання алюмінієвих і титанових сплавів, а також сталі 08Х18Н10Т завтовшки 1,0 мм [1].

У результаті виконаних робіт зі зварювання було встановлено, що при довготривалій мікрогравітації та космічному вакуумі процеси зварювання та різання електронним променем протікають стабільно. Забезпечуються необхідні умови для нормального формування зварних з'єднань та розрізів.

З метою вивчення процесів розплавлення та перенесення металу в умовах зниженої гравітації було виконано зварювання дугою низького тиску плавким дротом. Зварювались стикові з'єднання листів із нержавіючої сталі завтовшки 1 мм на підкладці завтовшки 0,5 мм із того самого матеріалу. Але якісно сформовані зварні шви отримати не вдалося внаслідок нерівномірного обертання зварювального столу зі зразками. У результаті проведення експерименту було виявлено, що процес зварювання дугою низького тиску плавким дротом у космосі при високій швидкості відкачування протікає стабільно. Після ретельного дослідження отриманих зварних зразків було зроблено висновки, що у космічних, як і в наземних умовах, забезпечується формування контрагованої дуги низького тиску в парах зварюваного металу. Незважаючи на окремі недоліки, експерименти на установці «Вулкан» дали змогу отримати унікальну практичну інформацію, яку було враховано при створенні нових зразків космічного обладнання для зварювання в космосі.

Експерименти в космосі зі зварювання та споріднених технологічних процесів ручним електронно-променевим інструментом УРІ. Обладнання, яке описано вище, має дистанційне або автоматичне програмне керування. Однак при роботі у відкритому космосі можливою є велика кількість операцій (у першу чергу ремонтно-відновлюваних робіт або фіксація фрагментів великогабаритних конструкцій), до яких попередньо підготуватися складно або неможливо. Крім того, вірогідним є виникнення надзвичайних ситуацій, які потребують термінових технологічних операцій різання, зварювання або паяння, при яких процес і об'єм операції будуть визначатися космонавтом безпосередньо на місці виконання необхідних робіт [3].

Проведені технологічні експерименти на установці «Вулкан» дозволили розробити та вигото-

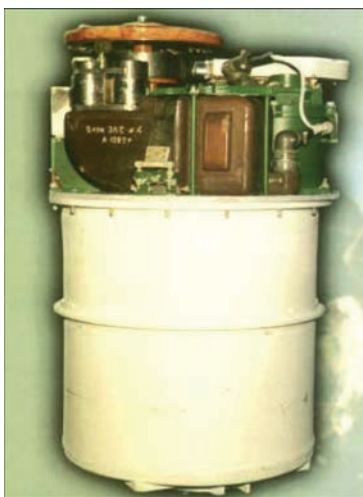


Рис. 1. Автоматизована зварювальна установка «Вулкан»

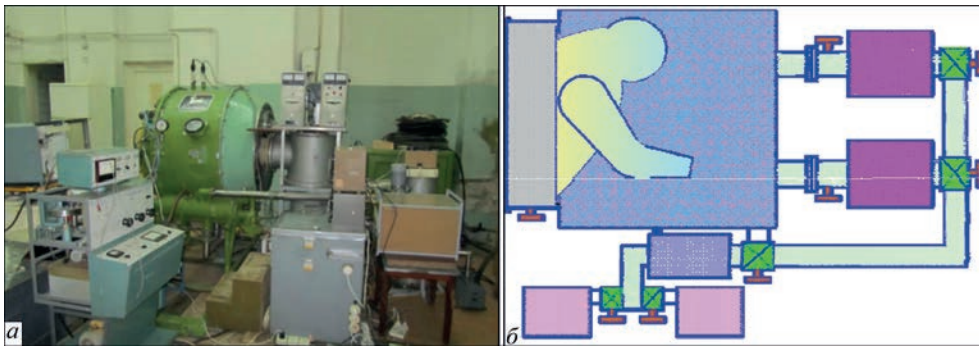


Рис. 2. Обладнання для проведення наземного експерименту з ручного електронно-променевого зварювання та різання: *a* – випробувальний стенд ОБ.1469; *б* – оператор, одягнутий в скафандр, знаходиться по пояс у глибокому вакуумі

вити дослідний зразок першого ручного електронно-променевого інструменту [3].

Експерименти з дослідним зразком для ручного електронно-променевого зварювання в умовах земної гравітації були проведені спеціалістами ІЕЗ ім. Є.О. Патона у 1974 р. у барокамері з використанням випробувального стенду ОБ.1469 (рис. 2, *a*).

Перед виконанням експериментів у відкритому космосі першим дослідним зразком ручного електронно-променевого інструменту було проведено численні дослідження в барокамері та в літаючій лабораторії в умовах мікрогравітації та низьких температур.

Під час виконання експерименту в камері стенду ОБ.1469 створювався вакуум, необхідний для роботи електронного променя ($10^{-2} \dots 10^{-3}$ Па). Для цих експериментів було створено діодну електронно-променеву гармату, номінальна потужність якої складала 1,5 кВт з прискорюючою напругою до 15 кВ. Оператор, який виконував електронно-променеве зварювання, був одягнений у фрагмент скафандру і знаходився по пояс у глибокому вакуумі (рис. 2, *б*).

За результатами проведених експериментів було створено льотний зразок універсального ручного електронно-променевого інструменту УРІ (рис. 3). Ураховуючи недоліки, які було виявлено

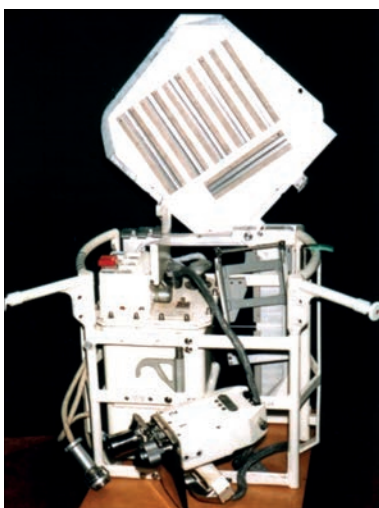


Рис. 3. Ручний електронно-променевий інструмент УРІ

при випробуванні першого дослідного зразка, в УРІ прискорюючу напругу було знижено до 5 кВ, що дозволило уникнути жорсткого рентгенівського випромінювання. Така прискорююча напруга і потужність 0,35 кВт дозволяють виконувати технологічні процеси зварювання, різання, паяння зразків завтовшки 1,0...1,5 мм., а також нанесення покриттів у відкритому космосі.

Усі технологічні процеси інструментом УРІ виконуються електронно-променевим способом, який є найприйнятнішим, технологічнішим і універсальнішим для виконання цих робіт. Вакуумне середовище на навколосезній орбіті є природним і зручним для здійснення цього способу зварювання. При цьому ефективний коефіцієнт корисної дії (ККД) процесу електронно-променевого зварювання становить 85...90 %. Це дозволяє забезпечити надійну якість зварних з'єднань, а також необхідну герметичність.

Інструмент УРІ являє собою моноблок, базовим елементом якого є коробчастий корпус зі спеціальною рукояткою, яка виготовлена з урахуванням антропометрії перчатки скафандра. На передній стінці корпусу встановлено дві малогабаритні електронно-променеві гармати, кожна з яких може формувати електронний промінь і виконувати процеси зварювання, різання, паяння, а також бомбардувати тигель, виконуючи процес нанесення покриттів.

Для зручності при транспортуванні всі функціональні вузли, що входять в УРІ, було скомпоновано в єдиному решітчастому контейнері:

- герметичний приладовий відсік, у якому розміщені вторинне джерело живлення, система телеметрії та блок автоматики;
- пульт керування;
- кабельні комунікації.

На протилежному боці контейнера можуть бути зафіксовані спеціальні змінні касети для виконання всіх запланованих технологічних операцій, на яких було встановлено по шість зразків з титану ВТ1 і нержавіючої сталі 12Х18Н10Т зі зразками матеріалів для обробки та з'єднання.

Технічні характеристики УРІ [6]:

- напруга живлення 23...34 В;
- потужність до 350 Вт;
- прискорююча напруга 5 кВ;
- струм електронного пучка до 70 мА;
- тип катоду прямонакальний танталовий 2×2 мм, $\delta = 0,06$ мм;
- вага УРІ без касети 30 кг;
- повна вага касети 10 кг;
- вага власне інструменту 3,5 кг.

25 червня 1984 р. вперше в світі у відкритому космосі на борту орбітальної станції «Салют-7» за допомогою зварювального інструменту УРІ відбувся експеримент з виконання технологічних процесів різання, зварювання, паяння та нанесення покриттів.

Для різання були підготовлені зразки із нержавіючої сталі та титанового сплаву завтовшки 0,5 мм. Зварювання і паяння відбувалось на зразках із тих самих матеріалів завтовшки 1 мм. Срібні покриття наносились на зачорнені алюмінієві пластини завтовшки 2 мм і загальною площею 0,06 м² [1].

Першим виконувалось різання титанової пластини, як найменш складна операція. Потім було проведено операції зварювання, паяння та нанесення покриттів. Перші зразки, які були одержані у відкритому космосі ручним електронно-променевим інструментом, показано на (рис. 4). Результати експериментів були достатньо інформативними. По-перше, було показано саму можливість виконання у відкритому космосі за допомогою зварювального інструменту операцій зварювання та споріднених технологічних процесів, по-друге те, що оператор, вдягнений у скафандр, може безпечно виконувати ці технологічні операції та отримувати якісні результати.

Після аналізу результатів досліджень було розроблено рекомендації щодо вдосконалення методики наземної підготовки космонавтів-операторів. Повторні експерименти було проведено в 1986 р., які виконувалися знову у відкритому космосі та проходили значно складніше. Космонавтами проведено зварювання та паяння у відкритому космосі окремих вузлів фермових конструкцій, які розміщува-

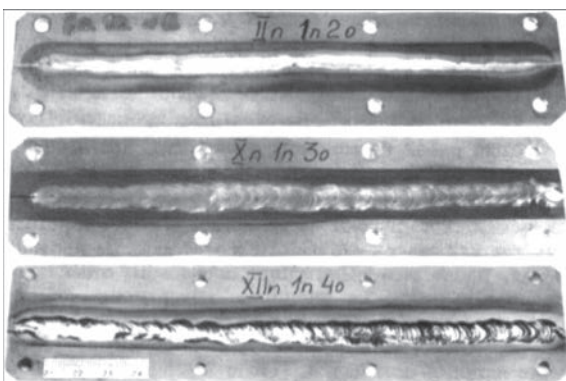


Рис. 4. Зразки стикових з'єднань, виготовлених у космосі на обладнанні УРІ

лися у спеціальних касетах-маніпуляторах (рис. 5). Після завершення робіт з розкриття та складання шарнірно-важільних ферм космонавти провели зварювання окремих її вузлів. Усього було зварено десять окремих шарнірних вузлів з титанового сплаву ВТ-4. Після цього було виконано комплексну операцію зварювання-паяння вузлів трубчато-тросової ферми. Кожен вузол являв собою фрагмент незамкненої труби зі сталі 36НХТЮ, на яку було насаджено заповнене припоєм кільце зі сталі Ст 30.

Узагальнення результатів експериментів та аналіз накопиченого досвіду дозволили сформулювати основні принципи виконання зварювальних робіт у космосі, підтвердили необхідність модифікації інструменту, впровадження нових технічних рішень з урахуванням деяких істотних коригувань технологічних параметрів.

Перед розробниками стояли такі основні завдання:

- довести вихідну потужність до 1 кВт для роботи з алюмінієм і його сплавами;
- оснастити інструмент механізмом подачі дроту;
- ввести до складу зварювальної апаратури систему оперативної інформації та контролю технологічних і технічних параметрів з метою передачі її на записуючі пристрої стації.

Комплекс електронно-променевого інструменту «Універсал» для виконання зварювання та споріднених технологій у відкритому космосі. Узагальнення накопиченого досвіду дозволило розробити універсальний комплект електронно-променевого інструменту «Універсал», призначений для експлуатації у складі перспек-

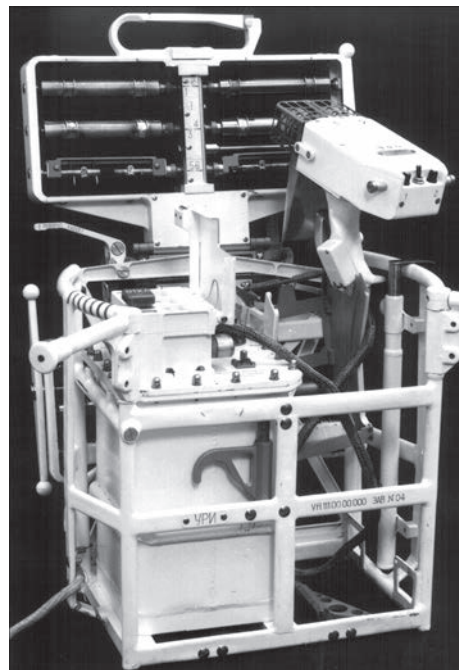


Рис. 5. УРІ та касета-маніпулятор із встановленими зразками вузлів фермових конструкцій

тивних великогабаритних довгострокових космічних орбітальних станцій.

Порівняно з попереднім обладнанням УРІ в «Універсал» були внесені такі зміни:

- значно (у 2,0...2,5 рази) збільшено вихідну потужність апаратури;
- власне інструмент виконаний функціонально цільовим, одногартмним, з катодним резервуванням, що дозволяє переходити від однієї технологічної операції до іншої простою заміною необхідного блоку або оснащення;
- «Універсал» укомплектовано базовим інструментом для зварювання, паяння і різання, механізмом подачі присадного матеріалу для зварювання та паяння, інструментом з турельною насадкою, яка має чотири тиглі з матеріалами, що випаровуються, для нанесення спеціальних покриттів.

Під час розробки цього комплексу було успішно вирішено завдання уніфікації основних функціонально важливих вузлів. При цьому було досягнуто максимально можливе корисне використання бортового живлення при мінімальних масогабаритних характеристиках апаратури «Універсал» (рис. 6). Комплект обладнання складався з окремих блоків, які можуть, при необхідності, компонуватися в спеціалізовані установки різного призначення та необхідної потужності. Для електроживлення такої установки в комплексі передбачено відповідні високовольтні блоки та вторинне джерело електроживлення з примусовим тепловідведенням [3].

Базовий інструмент може самостійно виконувати зварювання, паяння та різання, а також за допомогою малогабаритного механізму подачі присадного дроту виконувати зварювання і паяння з присадним матеріалом. Інструмент має спеціальний механізм, призначений для нанесення покриттів термічним випаровування металів, а також барабанну насадку з чотирма тиглями, що дозволяє наносити покриття з різних матеріалів. Цей інструмент може також використовуватися для нагріву поверхні, що обробляється, розфокусованим електронним променем.



Рис. 6. Апаратура «Універсал»

Якщо для проведення монтажно-складальних і ремонтних робіт існує необхідність у застосуванні роботів або маніпуляторів, то може бути скомплектовано автоматичну зварювальну установку, у склад якої буде входити один або декілька (до чотирьох) електронно-променевих інструментів потужністю до 1,1 кВ.

Для проведення ремонтно-відновлювальних або монтажно-складальних робіт у задалегідь не передбачених випадках може бути скомплектовано набір ручних електронно-променевих інструментів, що дозволяє виконувати зварювальні роботи безпосередньо оператору, спорядженому в космічний скафандр.

При проведенні цих робіт необхідно врахувати те, що потужність апаратури повинна підвищитися, також необхідні додатковий захист скафандру і комплектація робочим місцем космонавта-зварника, яке забезпечує оператору комфортні та безпечні умови роботи (рис. 7). Робоче місце повинно бути оснащено контейнером для зберігання електронно-променевого інструменту та пультом оператора і розміщене на зовнішній поверхні космічного апарату в місці проведення робіт [3].

Технічні характеристики «Універсал»:

- напруга живлення 23...34 В;
- потужність до 1110 Вт;
- прискорююча напруга 8...10 кВ;
- струм електронного пучка до 110 мА;
- тип катоду прямокальний танталовий 2×2 мм, $\delta = 0,06$ мм.

Після виготовлення обладнання «Універсал» підлягало багатофункціональним комплексним випробуванням. У 1991–1992 рр. було проведено серію випробувань в умовах мікрогравітації у літаючій лабораторії КС-135 (Центр ім. Л. Джонсона, NASA, м. Х'юстон), шість занурень у басейні (у Центрі ім. Дж. Маршалла, NASA, м. Хантсвіл) та п'ять підйомів до 6 км у барокамері.

Було проведено кваліфікаційні передполітні випробування виготовленого обладнання з метою

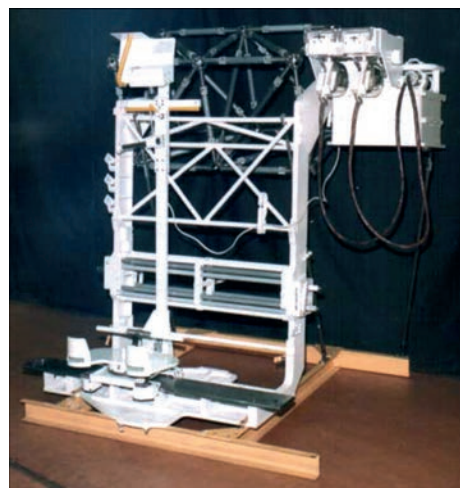


Рис. 7. Робоче місце космонавта-зварника

подальшого його використання у проведенні експерименту на навколоземній орбіті [3]:

- випробування на електромагнітну сумісність із системами корабля;
- оцінка працездатності обладнання при тривалому зберіганні в неробочому стані при температурах $-113...+80$ °С;
- термоциклічні випробування ($-40...+60$ °С) при 8-и циклах випробування;
- випробування на токсичність (на шкідливі виділення від апаратури корабля);
- теплові випробування;
- кількісна оцінка бризкоутворення;
- випробування на вібростійкість;
- заміри рентгенівського випромінювання;
- оціночні випробування на прямий вплив електронного променя на матеріали.

Після проведення всебічних наземних випробувань комплекс «Універсал» було рекомендовано для використання у складі перспективних орбітальних станцій. Але у зв'язку з проблемами на кораблі «Коламбія» польоти на цих кораблях було припинено і програму міжнародного експерименту з інструментом «Універсал» було закрито.

Нове покоління електронно-променевого обладнання для зварювання у відкритому космосі. Результати проведених у відкритому космосі експериментів щодо автоматичного та ручного електронно-променевого зварювання свідчать про те, що апаратура, яку було створено раніше, дає можливість виконувати зварювання нержавіючих сталей, титанових та алюмінієвих сплавів завтовшки до 1,5 мм. У той же час товщина матеріалу, який використовується при виготовленні оболонок пілотованих космічних апаратів, досягає 4...6 мм, а

довжина зварювальних швів може сягати декількох метрів [4].

Другим недоліком конструкції гармат попереднього покоління є те, що термін їх роботи не більше 7 хв з-за відсутності охолодження катодного блоку. Ці фактори не впливали на роботу гармати для ручного інструменту. Але для роботи в автоматичному і довготривалому режимі, при виконанні робіт з 3D-принтіngu ці фактори мають негативний вплив.

У зв'язку з цим необхідно було створити гармату нового покоління, яка б мала технічні характеристики для зварювання більших товщин матеріалів, які використовуються в сучасному аерокосмічному будівництві, а також для виконання довготривалих технологічних процесів 3D-принтіngu [5, 6]. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона проведено роботи зі створення малогабаритної електронно-променевої гармати нового покоління з потужністю електронного променя до 2,5 кВт. Теоретичні розрахунки із застосуванням методу траекторного аналізу та синтезу дозволили розробити електронно-оптичну систему гармати поліпшеної щільності електронного променя [7, 8], що вирішує проблему зварювання матеріалів завтовшки до 6 мм. Для можливості виконання експериментів з 3D-принтіngu розроблено нову фокусуєчу та відхиляючу системи.

Було також виключено монолітне поєднання електронно-променевої гармати з високовольтним джерелом живлення, що сприяє покращенню умов роботи оператора-космонавта при спостереженні за процесом зварювання та дає змогу оператору виконувати технологічні процеси за допомогою маніпулятора з 5-ма ступенями свободи. Гармата з'єднується з джерелом живлення (яке розміщу-



Рис. 8. Ручний електронно-променевиий інструмент нового покоління та гармата для зварювання і 3D-принтіngu для довготривалої роботи: а – прототип комплексу ручного інструменту, випробуваний при виконанні технологічних експериментів; б – загальний вигляд електронно-променевої гармати для зварювання в космосі в складі маніпулятора або робота; в – спеціальний маніпулятор з 5-ма ступенями свободи, створений для виконання процесу автоматичного зварювання; г – макроструктура алюмінієвого сплаву АМг6 завтовшки 8 мм

ється у вакуумному середовищі) за допомогою високовольтного гнучкого кабеля з високовольтним роз'ємом і має можливість формувати електромагнітною фокусувальною системою гострий електронний промінь діаметром 0,6 мм. Застосовуючи таку конструкцію гармати, можна вирішити проблему зварювання швів великої довжини.

Нова електронно-променева гармата для роботи в космічних умовах має комбіновану систему охолодження катодного блоку [9]. При цьому ресурс роботи гармати – не менше 60 %, а термін роботи – не менше ніж 1 рік, що дуже важливо для виконання процесів 3D-принтингу та при проведенні монтажних і ремонтно-відновлювальних робіт на поверхні Місяця.

На (рис. 8) показано дослідний зразок електронно-променевої гармати нового покоління для роботи в умовах високого вакууму, перепаду температур та низької гравітації.

У конструкції гармати [10] передбачається також використовувати замість паяних суцільні ізолятори спрощеної конфігурації, які будуть виготовлені з сучасних високоякісних корундових матеріалів, що мають вищі ізоляційні властивості. Таке рішення позбавить проблеми пробоїв, які виникають у місцях паяння [11]. Передбачається також механізм подачі присадного дроту [12].

Висновки

1. За роки роботи зі створення обладнання для зварювання в космосі було розроблено, виготовлено та відпрацьовано при роботі в земних умовах, які імітують космічні, з використанням літаючої лабораторії і в барокамері, цілу низку обладнання для технологічних робіт у космосі.

2. Узагальнення результатів експериментів та аналіз накопиченого досвіду дозволили сформулювати основні принципи розробки, виготовлення та випробування обладнання, а також виконання зварювальних робіт у космосі, які визначили необхідність модифікації обладнання, впровадження нових технічних рішень з урахуванням деяких істотних коригувань технологічних параметрів.

3. Створена раніше апаратура «Вулкан» для автоматичного зварювання і ручний інструмент УРІ, які було розроблено та виготовлено в ІЕЗ ім. Є.О. Патона, було випробувано на космічній орбіті, а також ручний інструмент «Універсал», мають такі недоліки, як невеликий ресурс роботи катода (не більше 1 год.), електростатичне фокусування електронного променя (при робочій відстані 40...50 мм діаметр пучка не менше 2,5 мм).

4. Встановлено з урахуванням досвіду експлуатації попередніх модифікацій обладнання, які операції повинно виконувати обладнання сучасного рівня.

5. У теперішній час ІЕЗ ім. Є.О. Патона провів роботи зі створення малогабаритної електронно-променевої гармати нового покоління потужністю 2...2,5 кВт, що дає можливість зварювати алюмінієві сплави завтовшки до 6 мм.

6. Встановлено, що завдяки новій фокусувальної та відхиляючій системам є можливим виконання експериментів з 3D-принтингу. Сучасна електронно-оптична система гармати дозволяє одержати електронний промінь підвищеної питомої потужності діаметром не більше 1 мм на відстані 50...150 мм.

Список літератури

1. Патон Б.Е., Лапчинский В.Ф. (1998) *Сварка и родственные технологии в космосе*. Киев, Наукова думка.
2. (1987) *Космонавтика СССР*. Москва, Машиностроение, Планета, сс. 179–195.
3. (2000) *Space: technologies, materials, structures*. Edited by B.E. Paton. E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, Kiev.
4. Патон Б.Е. (2023) Перспективи застосування зварювання в космосі. *Автоматичне зварювання*, 3, 46–60.
5. Лобанов Л.М., Аснис Ю.А., Терновий Є.Г., Зубченко Ю.В., Перепеченко Б.І., Харківська Т.М., Шулим В.Ф., Статкевич І.І., Глушак С.О. (2020) *Спосіб забезпечення високого робочого вакууму в електронно-променевій гарматі та пристрій для здійснення зварювання і споріднених технологій у відкритому космосі*. Патент на винахід № 121773, 27.07.2020 р., Бюл. № 14.
6. Fragomeni, J.M., Nunes, A.C. Jr. (2003) A study of the effects of welding parameters on electron beam welding in the space environment. *Aerospace Science and Technology*, 7, 5, 373–384. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1270-9638\(03\)00031-2](https://doi.org/10.1016/S1270-9638(03)00031-2)
7. Бондарев А.А., Терновой Е.Г. (2010) Особенности формирования швов и свойства соединений алюминиевых и магниевых сплавов в условиях, имитирующих космические. *Автоматическая сварка*, 11, 7–13.
8. Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Аснис Ю.А. та ін. (2017) Обладнання і технологія для електронно-променевого зварювання в космосі. *Космічна наука і технологія*, 23, 4(107), 27–32. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.027>
9. Аснис Ю.А., Зубченко Ю.В., Терновий Є.Г. та ін. (2018) *Спосіб формування електронного пучка електронно-променевої гармати для зварювання та споріднених технологій в умовах відкритого космосу*. Патент на винахід № 17397, 25.07.2018 р., Бюл. № 14.
10. Lobanov, L.M., Asnis, E.A., Ternovy, Ye.G. et al. (2020) *Some Issues of Repairing Manned Space Vehicles in Outer Space Using Electron Beam Welding*. State Phenomena Submitted: 2020-07-07 ISSN: 1662-9779, 315, 101–105. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.315.101>
11. Paton, B.E., Lobanov, L.M., Naidich, Yu. et al. (2019) New electron beam gun for welding in space. *Science and technology of welding and joining*, 24, 4, 320–326. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1534794>
12. Патон Б.Е., Лобанов Л.М., Аснис Ю.А. та ін. (2019) *Пристрій для ручного електронно-променевого зварювання і споріднених технологій у космосі*. Патент України № 118896, 25.03.2019 р., Бюл. № 6.

References

1. Paton, B.E., Lapchinskii, V.F. (1998) *Welding in space and related technologies*. Cambridge International Science Publishing.
2. (1987) *Cosmonautics of USSR*. Mashinostroenie, Planeta, 179–195 [in Russian].
3. (2002) *Space: Technologies, materials, structures*. Ed. by B.E. Paton. London, Taylor & Francis.

4. (2023) Prospects for the application of welding in Space. *Avtomatich Svarka.*, **3**, 46–60.
5. Lobanov, L.M., Asnis, Yu.A., Ternovyi, Ie.G. et al. (2020) *Method of ensuring high operational vacuum in electron beam gun and device for performance of welding and related technologies in open space*. Pat. 121773, Ukraine, Publ. 27.07.2020.
6. Fragomeni, J.M., Nunes, A.C. Jr. (2003) A study of the effects of welding parameters on electron beam welding in the space environment. *Aerospace Sci. and Technol.*, **7(5)**, 373–384. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1270-9638\(03\)00031-2](https://doi.org/10.1016/S1270-9638(03)00031-2)
7. Bondarev, A.A., Ternovoj, E. (2010) Features of weld formation and properties of aluminium and magnesium alloy joints under simulated space conditions. *The Paton Welding J.*, **11**, 16–20.
8. Paton, B.E., Lobanov, L.M., Asnis, Yu.A. et al. (2017) Equipment and technology for electron beam welding in space. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya*, **107(4)**, 27–32 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/knit2017.04.027>
9. Asnis, Yu.A., Zubchenko, Yu.V., Ternovyi, Ie.G. et al. (2018) *Method of electron beam formation in electron beam gun for welding and related technologies under open space conditions*. Pat. 17397, Ukraine, Publ. 25.07.2018.
10. Lobanov, L.M., Asnis, E.A., Ternovy, Ye.G. et al. (2020) *Some issues of repairing manned space vehicles in outer space using electron beam welding*. State Phenomena Submitted: 2020-07-07, 315, 101–105. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.315.101>
11. Paton, B.E., Lobanov, L.M., Naidich, Yu. et al. (2019) New electron beam gun for welding in space. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **24(4)**, 320–326. DOI: <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1534794>
12. Paton, B.E., Lobanov, L.M., Asnis, Yu.A. et al. (2019) *Device for manual electron beam welding and related technologies in space*. Pat. 118896, Ukraine, Publ. 25.03.2019.

EVOLUTION OF ELECTRON BEAM HARDWARE FOR WELDING IN SPACE

S.O. Hlushak

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

E-mail: electriber@ukr.net

The paper deals with application of welding and conducting repair-restoration operations in space, as well as evolution of the design of electron beam tool over several decades. Technical characteristics and technological capabilities of all the generations of hardware and requirements to it at different operation stages are described. Substantiation is provided for electron beam welding being the most suitable process for application under lower gravity conditions. Specification of “Vulcan” automatic unit is given, in which welding experiments were conducted for the first time in space. Specification of the versatile hand tool (VHT) is provided, and its capabilities are described during performance of operations of welding and other related technological processes, namely cutting, brazing, coating deposition and heat treatment, if required. Samples are shown, which were made when conducting the world’s first experiment in open space, when the cosmonaut-welders used VHT to perform the technological operations of welding, cutting, brazing and coating deposition. It is proved that generalization of investigation results and incorporating the experience of operation of all the previous samples of the hardware allowed development of the next “Universal” tool, which passed comprehensive testing at NASA, including in the KC-135 flying laboratory and in the space simulation test chamber. The paper presents new generation electron beam tool, which was developed and is manufactured at PWI. 12 Ref., 8 Fig.

Keywords: space; hardware, electron beam welding, power source, automatic and manual welding

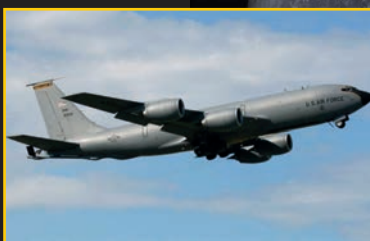
Надійшла до редакції 19.04.2023

STAGES OF THE PATH



Experiment on electronic beam welding and cutting in the open space. «SALUT-7» station, 1984. The experiment in open space lasted more than 3 hours.

Several series of ground tests of the «Universal» equipment were carried out, including flight tests at the flying laboratory NASA KS-135 in the mode of short-term weightlessness. George Marshall Space Flight Center, 2000.



American flying laboratory KS-135

A test stand installed in the flying laboratory



Paton Welding Institute
<https://paton.org.ua>



ТРУБОПРОВОДИ І ПРОМИСЛОВІ ТЕХНОЛОГІЇ ДЛЯ ТРАНСПОРТУ ВОДНЮ

Політики та економіка прагнуть збільшити використання водню і вже давно почали пошуки рішень. Необхідно забезпечити не лише виробництво та зберігання H_2 , але й регулювати його транспортування, щоб водень досягав точки використання з місця виробництва. Однак існує висока потреба в інвестиціях для зберігання та транспортування водню. Користується попитом труба промисловість, яка вже пропонує відповідні технології та матеріали. Тож у планах багато чого...

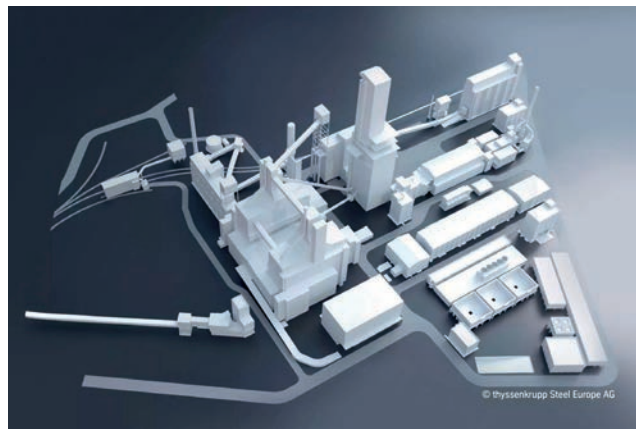
Європа планує стати вуглецево-нейтральною до 2050 р. Водень матиме вирішальне значення для досягнення кліматичної нейтральності – у кількох аспектах. Як носій інформації його можна використовувати для компенсації коливань між виробництвом і споживанням енергії, які виникають при використанні відновлюваних джерел енергії. Крім того, використання екологічно чистого водню робить промисловість – наприклад, у виробництві сталі – CO_2 -нейтральною. Необхідна інфраструктура, що складається з трубопроводів і заводських технологій. Безпечно транспортування водню відіграватиме центральну роль у поєднанні відновлюваних джерел енергії – і труба промисловість вже готова до H_2 . Mannesmann постачає сталеві труби, призначені для транспортування та зберігання. Для транспортування H_2 – наприклад, у трубопроводах – внутрішня поверхня виготовляється без поверхневих відкладень. Внутрішні точки можливого проникнення водню зведені до мінімуму завдяки зниженню вмісту фосфору та сірки – згідно з Директивою Європейської асоціації промислових газів (EIGA). «Ще менший вуглецевий еквівалент забезпечує чудову зварюваність матеріалу наших труб», — підкреслює компанія Mannesmann. Це забезпечує тривалий термін служби.

Труба промисловість готова до ринку H_2 . Разом з партнерами з сектору дистрибуції сталі Benteler Steel/Tube постачає сімейство продуктів Benteler Hysesist, яке включає безшовні гарячекатані труби та відповідає вимогам EIGA до труб для розподільних мереж. Критеріями є: аналіз сталі на водень, стійкість до тиску та однорідна структура. Завдяки зовнішньому діаметру від 21,3 до 141,3 мм діапазон розмірів труб Benteler відповідає поточним специфікаціям для водневих труб. «Крім того, оптимізовані механічні властивості та висока чистота використовуваних сталевих матеріалів запобігають водневій крихкості», — пояснює компанія. Butting також готовий до ринку труб H_2 . За словами компанії, лінії переда-

чі з вакуумною ізоляцією можуть заощадити час і ресурси порівняно зі звичайними трубами з піноізоляцією. Економічно ефективна передача рідкого природного газу та рідкого водню LH2 (LNG) потребує систем трубопроводів набагато більших розмірів, ніж для інших криогенних рідин. Таким чином, можна вибирати менші діаметри труб, завдяки чому зменшуються витрати матеріалу. Крім стандартних ліній, експертиза компанії включає системи передачі для сумішей (гелій і водень), водневі системи для автомобільної промисловості та системи заправки паливом для аерокосмічної промисловості (водень і кисень).

Основні водневі проекти. Важливо діяти передбачливо. Так, у Вольфсбурзі дві найсучасніші газові електростанції забезпечуватимуть енергопостачання заводу VW та міста Вольфсбург. «Труби Mannesmann H2ready® від Mannesmann Line Pipe вже використовувалися при будівництві лінії подачі, щоб у майбутньому вони також могли працювати з воднем», — пояснює Маннесманн. Близько 1900 труб мають індивідуальну довжину до 18 м якості L360NE і, в основному, діаметр 406,4 мм. Маршрут пролягає паралельно вже існуючій лінії та прокладений на довжині дев'ять кілометрів без траншеї, а отже, особливо м'яко. Для цього труби додатково обернули GRP (склопластиком).

Для підключення газового терміналу СПГ від Брунсбюттеля до Гетлінгена Mannesmann Grossrohr GmbH (MGR), дочірня компанія Salzgitter AG, постачає труби діаметром DN 800 загальною довжиною близько 54 км від імені Gasunie Deutschland. Приблизно 3200 труб визначено, «щоб водень також міг транспортуватися по лінії в майбутньому», пояснює MGR. Введення в експлуатацію планується до кінця 2023 р.



3D-візуалізація нового заводу прямого відновлення водню

Наразі привабливим будівельним проектом є з'єднання LNG-терміналу у Вільгельмсхафені зі сталевими трубами, готовими до H_2 , від Mannesmann Line Pipe від імені оператора енергетичної мережі Ewe Netz. Маючи близько 16000 т готових для H_2 труб, Mannesmann робить внесок у розширення інфраструктури СПГ на північному заході Німеччини. Загалом компанія постачає близько 4100 труб у діапазоні розмірів DN 600 довжиною від 18 до 12 м. Введення в експлуатацію лінії має відбутися наприкінці 2023 р.

Більш безпечно для клімату виробництво сталі. Для виробництва труб для транспортування водню потрібна сталь, оптимізована для H_2 , для безпечних і довговічних систем трубопровідного транспорту, які Thyssenkrupp також постачає. На додаток до марок низьколегованої сталі X42 і X52, які підходять для транспортування газоподібного водню та водневих сумішей, Група оптимізувала концепції матеріалів для діапазону міцності до X70. «Ці сталі оптимізовані з огляду на очікувані стандартні вимоги до поздовжніх і спіральних шовних труб для транспортування водню, зокрема, для обмеженого вмісту вуглецю, фосфору та сірки», — пояснює Thyssenkrupp.

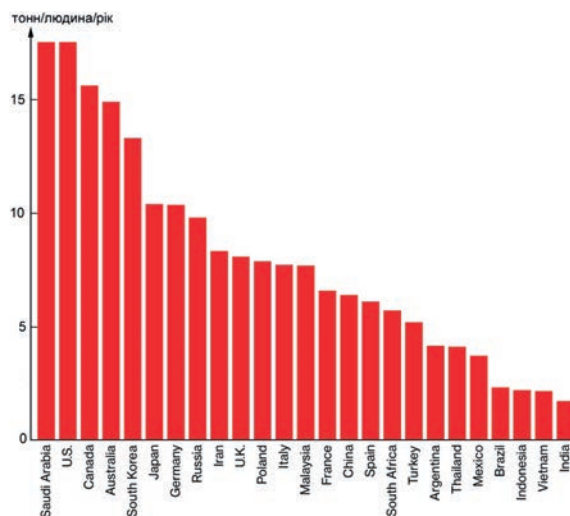
Виробництво сталі – за допомогою водню – також має стати більш екологічно чистим. Тому Thyssenkrupp Steel інвестує в декарбонізацію свого виробництва сталі, що, у свою чергу, покращує екологічний баланс сталевих труб. Тому Група замовила SMS-проекування, постачання та будівництво заводу прямого відновлення, що працює на водні, двох плавильних заводів і відповідних допоміжних установок на заводі в Дуйсбурзі. Це один із найбільших у світі проектів промислової декарбонізації з обсягом замовлення понад 1,8 млрд євро тільки для SMS, введення в експлуатацію заплановано на кінець 2026 р.

Будівництво H_2 інфраструктури. За допомогою SALCOS® (Salzgitter Low CO_2 Steelmaking) Зальцгіттер разом із партнерами з бізнесу та досліджень прагне закласти основи для виробництва сталі, яке майже не виділяє CO_2 . Центральними елементами програми є електроенергія з відновлюваних джерел та її використання у виробництві водню шляхом електролізу. «Цей зелений водень замінить вугілля, яке ми зараз використовуємо в звичайній доменній печі», — пояснює Група. Це стало можливим завдяки так званим установкам прямого відновлення, на яких залізна руда відновлюється до заліза у твердо-

му стані безпосередньо воднем. За допомогою цієї технології замість CO_2 виділяється водяна пара.

Потрібно багато зробити: наприклад, Німеччина недостатньо готова до нарощування водневої економіки. Це результат балансу H_2 , аналізу енергетичної групи E.ON, який базується на даних Інституту економіки енергетики Кельнського університету. «Заглядаючи вперед до 2030 р., виявляється, що ані внутрішні потужності виробництва екологічно чистого водню недостатні, ані потреби в імпорті Німеччини не можуть бути задоволені». Інфраструктури також бракує – все ще. Тепер тут потрібна і трубна промисловість, готова до реалізації.

Аналітичне агентство Bloomberg проаналізувало кількість викидів CO_2 в різних країнах світу і склало список найбільших забруднювачів атмосфери. Рейтинг опубліковано на сайті видання. Прикметно, що на початку списку розмістилися



найбагатші й нафтовидобувні країни. По 17,6 тонн вуглекислого газу на душу населення «виробляють» США та Саудівська Аравія, 15,7 тонн Канада, 14,9 Австралія.

Китай, з усією своєю промисловістю, виробляє 6,4 тонни викидів на душу населення в рік. Водночас Франція, Польща і Великобританія в середньому виробляють близько 7-8 метричних тонн вуглецю на одного громадянина. Хоча країни Європейського Союзу були лідерами в русі до поновлюваних і чистих джерел енергії, багато хто з них має одні з найвищих показників викидів вуглецю на душу населення у світі.



Інновації в цих сферах будуть представлені на виставці Tube Düsseldorf з 15 по 19 квітня 2024 р. у виставковому комплексі Дюссельдорфа.

Джерело: thyssenkrupp Steel Europe AG

Düsseldorf, Germany

join the best: 15 - 19 April 2024



ДЕРЖАВНИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ МУЗЕЙ імені БОРИСА ПАТОНА (до 25-річчя заснування)

Державний політехнічний музей імені Бориса Патона (ДПМ) при Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (КПІ) – єдиний загальнотехнічний музей в Україні.

Музеї науково-технічного профілю з'явилися в Україні наприкінці XIX століття (Педагогічний музей у Києві, Музей в університеті Св. Володимира та ін.). У 1902 р. було створено Інженерний музей при КПІ.

У 1981 р. в Переяслав-Хмельницькому державному історико-культурному заповіднику було створено Музей видатного вітчизняного винахідника М.М. Бенардоса, в якому один з 6-ти залів – зал «Історія зварювання» площею 100 м² – наповнено переважно обладнанням і зразками продукції, отриманими від ІЕЗ. Сюди за сприянням міністра монтажних і спеціальних будівельних робіт В.З. Борисовського було перенесено конструкції Паркового мосту з Петровської алеї (побудованого у Києві за проектом Є.О. Патона у 1912 р.). З 1982 р. секція пам'яток науки і техніки (керівник О.М. Корнієнко) Українського товариства охорони пам'яток історії та культури (УТОПІК) почала розміщувати прилади та зразки техніки в краєзнавчих міських і районних музеях, в музеях Історії Другої світової війни (у Києві), Історії України. В Музеї історії Києва у

1982-83 рр. співробітниками ІЕЗ було оформлено окремий зал науки площею 40 м².

У 1991 р. секція УТОПІК за рішенням Державного комітету України з питань науки і технологій отримала грант у конкурсі «Розбудова України» і виконала проект «Розробка концепції і тематико-експозиційного плану Музею науки і техніки України». Ідея та матеріали зі створення комплексу науково-технічних музеїв України були схвалені державною комісією. Президент Академії наук України (тепер Національна академія наук України) Б.Є. Патон розглянув концепцію та підтримав пропозицію створити Центр пам'яткознавства (ЦП) АН України і УТОПІК для розвитку музеєзнавства, наукового супроводу та керівництва створенням комплексу, здійснення досліджень у галузі пам'яткознавства та охорони культурної спадщини України. Цю пропозицію було затверджено 23 травня 1991 року спільною постановою № 151 Академії наук України і Українського товариства охорони пам'яток історії та культури. На вимогу УТОПІК Постановою Ради Міністрів УРСР № 176 від 9 липня 1990 р. ливарному крилу шостого корпусу КПІ, де ще збереглася вагранка 1905 р., було надано статус «Пам'ятка історії України». За обладнанням цей музей був єдиним в Україні і другим в Європі (після Угорщини). Проте робота з перетворення його на



повноцінний музей не починалася, відвідувачів не приймали.

ЦП підготував необхідні документи та звернувся до Президента України з пропозицією про створення комплексу музеїв у складі Переяславського заповідника і галузевих музеїв у відповідних регіонах України. Водночас академік Г.С. Писаренко у травні 1993 р. надсилає листа про необхідність заснування Національного політехнічного музею України. Ні НАНУ, ні міська влада не змогли знайти приміщення під такий музей. Поки вирішувалось питання, міністр освіти та науки України М.З. Згуровський (з квітня 1992 р. — ректор КПІ) пропонує надати під експозицію музею шостий учбовий корпус КПІ, де вже був Ливарний музей. Положення про ДПМ при НТУУ «КПІ» було затверджене 29 січня 1996 р. Створення музею було забезпечено необхідним фінансуванням. Відкриття ДПМ було заплановано на святкування 100-річчя КПІ.

Директором і науковим керівником ДПМ за пропозицією Б.Є. Патона було призначено доцента зварювального факультета КПІ Є.О. Коршенка. Ще студентом він цікавився історією техніки. А у 1980-х роках, окрім роботи на кафедрі зварювання, читав лекції на кафедрі історії науки і техніки (декани: член-кореспондент АН УРСР Г.В. Самсонов, з 1982 р — к.т.н. О.М. Корнієнко) у Київському університеті науково-технічного прогресу. Є.О. Коршенко з ініціативою, уважно поставився до роботи в музеї. Б.Є. Патон, ознайомившись із тематико-експозиційним планом, вніс у перелік основних напрямів науково-технічного прогресу і свої пропозиції. Згідно з сучасними вимогами музеєзнавства, відповідно до пропозицій Б.Є. Патона та напрацюваннями ЦП було створено методологічну основу, розроблено концепцію розвитку музею і положення про музей. Доповідь Є.О. Коршенка було заслухано та схвалено на засіданні вченої ради НТУУ «КПІ» 4 грудня 1995 р. Підрозділи КПІ зобов'язали взяти участь у збиранні музейних експонатів. Б.Є. Патон розпорядився забезпечити експонатами установи академії. В ІЕЗ заступник директора академік Л.М. Лобанов керував створенням розділів зварювання та електрометалургії.

Державний політехнічний музей налічує сім розділів з історії КПІ та тринадцять напрямків техніки, а саме: авіація і космонавтика, електроніка, електрозварювання, енергетика, інформатика, корисні копалини, машинобудування, металургія, приладобудування, промислові технології, радіотехніка, телекомунікації, транспорт. Історії КПІ присвячені експозиції двох залів. Тут розміщені матеріали з проектування та перших будівельних робіт, «генеалогічне древо КПІ».

В експозиції про видатних вчених, які вчилися і працювали в КПІ, зокрема, змістовно показана діяльність академіка Євгена Оскаровича Патона. Він закінчив інженерно-будівельний факультет Саксонської королівської академії (Дрезден, Німеччина) (1894 р.) і Санкт-Петербурзький інститут інженерів шляхів сполучення (1896 р.). Є.О. Патон у тому ж 1896 р. почав викладацьку діяльність у рідному інституті та одночасно працює у технічному відділі казенних залізниць, де проектує мости та металеві перекриття. Його оригінальні проекти отримали високу оцінку спеціалістів і замовників. З весни 1889 р. Є.О. Патон працює в Московському інженерному училищі шляхів сполучення. У 1904 р. професор Є.О. Патон був запрошений до КПІ, де у 1905 р. очолив кафедру мостів. Через рік він був обраний деканом інженерно-будівельного факультету. Особливо слід відзначити плідну роботу Євгена Оскаровича зі створення у КПІ інженерного музею, де були зібрані проекти мостів, цінні експонати і документи, фотопортрети видатних учених та інженерів. У КПІ Є.О. Патон виконав велику роботу з реорганізації навчального процесу, вдосконалення навчальних програм і планів, створення лабораторій і кабінету мостів. Є.О. Патон залучав до творчої роботи з проектування реальних споруд своїх студентів. Ряд його учнів стали відомими вченими та інженерами, керівниками промисловості. Є.О. Патон вважається засновником школи мостобудування в Україні. У 1929 р. академік Є.О. Патон організує в системі Всеукраїнської академії наук (ВУАН) кафедру інженерних споруд, електрозварювальну лабораторію та електрозварювальний комітет, на базі яких у 1934 р. створив у складі ВУАН Інститут електрозварювання — перший в світі спеціалізований науковий заклад такого профілю. А у 1935 р. він засновує в КПІ зварювальний факультет.

Великий зал музею розміщено під склепінням колишніх Механічних майстерень КПІ. Основна ідея експозиції — якомога ширше представити технічну сферу України в її сучасному стані та історичному перерізі. У музеї можна знайти відповіді на питання: коли виникли перші технічні пристрої та корисні машини, хто був їх творцями, сучасний стан техніки.

В одній з найбільших експозицій представлено історію та досягнення науки про зварювання та зварювальне виробництво. Серед експонатів ІЕЗ є праці вчених, авторські свідоцтва на винаходи, пам'ятні медалі, зразки деталей та вузлів, виконаних у різний спосіб зварювання, наплавлення, паяння. Дугове зварювання представлено зварювальним трактором і установкою для мікроплазмового зварювання, контактне зварювання —



Основна експозиція займає частину шостого корпусу КПП (корпус 6А), експозиція відділу авіації та космонавтики розташована в будівлі авіаційних майстерень поруч (корпус 6Б)

макетом внутрішньотрубної зварювальної машини К-700, розробленої для будівництва магістральних трубопроводів. Привертає увагу дубль апарату «Вулкан», на якому 1969 р. вперше у світі космонавтом В.М. Кубасовим проведено експерименти зі зварювання в космічних умовах на борту космічного корабля, макет випарника для ремонту космічних конструкцій, на якому у 1979 р. вперше в світі працювали космонавти В.В. Рюмін і В.О. Ляхов. У розділі «Електрометалургія» є діючий макет пічі для електрошлакового переплаву. В експозиції музею представлено розробки й інші інститутів НАНУ, зокрема Інституту механіки, Інституту проблем міцності. ІЕЗ разом з Інститутом зв'язку та управління демонструє складну параболічну антену, яка може встановлюватися у важкодоступних місцях та може застосовуватися у мобільних засобах зв'язку.

У ДПМ представлено макети суден, побудованих на верфях України. У розділі «Корисні копалини» є колекція декоративного і коштовного каміння, макети торфозбиральних агрегатів, дизельна машина МТК-13 для зварювання арматури і машина для глибокого дренажування. Багато експонатів представлено в інших відповідних розділах основного залу, у тому числі є фрагмент дерев'яного водогону, що експлуатувався на київському Подолі у XVII ст., перша в Києві телефонна станція (1886 р.), один з перших радіоприймачів М.О. Бонч-Бруевича, перші телевизор та магнітофон, електронно-обчислювальні машини С.О. Лебедева та В.М. Глушкова, планер О.К. Антонова, електронний мікроскоп, модель Хмельницької атомної станції, перший у світі п'єзодвигун (1963 р.), авіадвигуни «Мотор Січ», клістрон випускниці КПП З.М. Пасічник, акумулятори Дніпропетровського акумуляторного заводу, харківський елек-



Найбільший із залів музею займає приміщення механічних майстерень, в якій ззовні і частково всередині збереглися елементи промислової архітектури кінця XIX – початку XX століть

тромобіль на акумуляторному живленні та багато іншого. В окремому залі експонується колекція стрілецької зброї. Поруч із головним корпусом є павільйон авіаційної та ракетної техніки. На прилеглій до музею території розміщено паротяг 1954 р. випуску, танк Т-34, гармата, гвинтокрил.

З ініціативи президента Національної академії наук України Б.Є. Патона на базі Державного політехнічного музею з 25 жовтня 2001 р. розпочато цикл наукових читань «Видатні конструктори України». Наукові читання проводяться з метою збереження історичної пам'яті про визначні вітчизняні здобутки науково-технічної та інженерно-конструкторської думки, створення цілісної історичної картини розвитку науки і техніки в Україні, ознайомлення громадськості з видатними вітчизняними першопрохідниками в різних галузях науки та техніки, виховання студентської молоді на прикладах високих досягнень попередніх поколінь інженерів і науковців. Перші наукові читання були присвячені М.М. Бенардосу, Є.О. Патону, Д.К. Лоренцу (конструктору вагонів, першому, хто впровадив автоматичне зварювання під флюсом), конструкторам танка Т-34 та історії його зварювання, засновнику металургійної школи КПП В.П. Іжевському, конструкторам електротранспорту, літаків О.К. Антонову і гвинтокрилів І.І. Сікорському. Читання проводяться щоквартально, їх матеріали видаються.

Музей перетворився на визнаний науковий центр з досліджень у галузі історії техніки та технічного музеєзнавства. У музеї проходять екскурсії для всіх бажаючих. Учні шкіл та професійно-технічних училищ, студентська молодь отримують наглядну інформацію про різні галузі техніки. У музеї відбуваються виставки, деякі разом із закордонними музеями.

<https://kpi.ua/museum>
О.М. Корнієнко