

З АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ 2023 7

Автоматическая сварка

Automatic Welding

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНА ОБРОБКА

Лобанов Л.М., Коржик В.М., Пащин М.О., Міходуй О.Л., Устименко П.Р., Чжан Юйпэн, Альошин А.О., Войтенко О.М. Математичне моделювання впливу електродинамічної обробки в процесі адитивного наплавлення на напружено-деформований стан об'ємних виробів із алюміній-магнієвого сплаву 3

МЕТАЛОЗНАВСТВО

Швец В.І., Зяхор І.В., Капітанчук Л.М. Особливості формування та трансформації оксидів при контактному стиковому зварюванні рейок К76Ф 16

ПРОМЕНЕВІ ПРОЦЕСИ ЗВАРЮВАННЯ

Бернацький А.В., Сіора О.В., Бондарєва В.І., Шамсутдінова Н.О., Юрченко Ю.В. Застосування технологій лазерного зварювання та наплавлення для ремонту і виготовлення тонкостінних зварних з'єднань високолегованих сталей 25

Русник М.О., Нестеренков В.М., Сахіл М., Клочков І.М. Вплив струму фокусування електронного променя на геометрію та мікроструктуру зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219 31

ІНДУКЦІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ

Прокоф'єв О.С., Губатюк Р.С., Римар С.В., Абдулах В.М., Петрієнко О.І., Сенчишин В.С. Індукційне зварювання труб і трубної арматури із застосуванням активуючих речовин (Огляд) 37

ЗВАРЮВАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Гончаров І.О., Головко В.В., Пальцевич А.П., Дученко А.М. Технології виготовлення низьководневих плавлених флюсів ... 48

ТЕХНОЛОГІЇ ІНЖЕНЕРІЇ ПОВЕРХНІ

Пащенко В.М. Керування середньомасовою ентальпією потоку плазми системи N–O–C–H з урахуванням енергетичної ефективності плазматрона 54

ІНФОРМАЦІЯ

Коллаборативний робот (COBOT) – коли ручного зварювання недостатньо 61

Міжнародний промисловий форум 2023 63

CONTENT

ELECTRODYNAMIC TREATMENT

Lobanov L.M., Korzyk V.M., Pashchyn M.O., Mikhoduj O.L., Ustymenko P.R., Zhang Yupeng, Alyoshin A.O., Voitenko O.M. Mathematical modeling of the impact of electrodynamic treatment in the process of additive surfacing on the stress-strained state of volumetric products from aluminum-magnesium alloy 3

METAL SCIENCE

Shvets V.I., Zyakhor I.V., Kapitanchuk L.M. Features of formation and transformation of oxides in flash-butt welding of K76F rails 16

BEAM WELDING PROCESSES

Bernatsky A.V., Siora O.V., Bondareva V.I., Shamsutdinova N.O., Yurchenko Yu.V. Use of laser welding and surfacing technologies for repair and manufacture of thin-walled welded joints of high-alloy steels 25

Rusnyk M.O., Nesterenkov V.M., Sahul M., Klochkov I.M. Influence of electron beam focusing current on geometry and microstructure of welded joints of aluminium 2219 alloy 31

INDUCTION WELDING

Prokofiev O.S., Gubatyuk R.S., Rymar S.V., Abdulah V.M., Petrienko O.I., Senchyshyn V.S. Induction welding of pipes and pipe fittings with the use of activating substances (Review) ... 37

WELDING MATERIALS

Goncharov I.O., Holovko V.V., Paltsevych A.P., Duchenko A.M. Technologies for producing low-hydrogen fused fluxes 48

SURFACE ENGINEERING TECHNOLOGIES

Pashchenko V.M. Control of medium enthalpy of plasma flow of N–O–C–H system taking into account the power efficiency of the plasmatron 54

INFORMATION

Collaborative robot – when manual welding is not enough 61

International Industrial Forum 2023 63



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ представляє Україну в Міжнародному інституті зварювання та в Європейській зварювальній федерації

The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NASU represents Ukraine in International Institute of Welding and in European Federation for Welding



Автоматичне зварювання
Автоматическая сварка
Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

Засновники

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

Адреса

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

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2024

Передплатний індекс 70031.
6 випусків на рік (видається раз на два місяці).
Друкована версія: 1800 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою 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.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНОЇ ОБРОБКИ В ПРОЦЕСІ АДИТИВНОГО НАПЛАВЛЕННЯ НА НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИЙ СТАН ОБ'ЄМНИХ ВИРОБІВ ІЗ АЛЮМІНІЙ-МАГНІЄВОГО СПЛАВУ

Л.М. Лобанов², В.М. Коржик^{1,2}, М.О. Пашин², О.Л. Міходуй², П.Р. Устименко³,
Чжан Юйпэн (Zhang Yupeng)¹, А.О. Альошин², О.М. Войтенко²

¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou, 510650, China

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: olga.mikhodui@gmail.com

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

Розглянуто комбіновану технологію 3D друку, що включає поєднання адитивного (пошарового) наплавлення із електродинамічною обробкою наплавленого шару. На базі математичного моделювання із застосуванням співвідношень Прандтля-Рейса на прикладі алюміній-магнієвого сплаву АМг6 проведено дослідження впливу форми індентора для електродинамічної обробки на розподіл по товщині наплавленого шару основних параметрів та компонент напружено-деформованого стану, зокрема, величини зони пластичних деформацій та напружень, глибини та ширини зони контактної взаємодії в металевому шарі, який взаємодіє із ролик-індентором, що рухається по нормалі до шару зі швидкістю 1, 5 і 10 м/с. Встановлено, що використання ролика із поверхнею контакту, яка має форму напівкола, призводить до практично рівномірного розподілу компонент напружень стиску у наплавленому шарі, значення яких може досягати границі текучості сплаву АМг6. Результати математичного моделювання дають підстави рекомендувати використання електрода у формі напівкола (ЕК) для розробки комбінованих технологій 3D друку об'ємних металевих виробів, які полягають в поєднанні адитивного наплавлення (WAAM, плазмове, мікроплазмове наплавлення, тощо) об'ємного металевих виробів із електродинамічною обробкою кожного наплавленого шару. Бібліогр. 14, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: 3D друк, адитивне наплавлення, технології формоутворення, електродинамічна обробка, алюмінієвий сплав, ударна взаємодія, математичне моделювання, залишкові напруження, пластичні деформації, ролик-індентор, твірна, пружно-пластичне середовище

Вступ. 3D друк (адитивне наплавлення) – метод формоутворення об'ємних виробів на основі цифрових моделей, суть якого полягає у пошаровому відтворенні об'єктів. Використання технологій 3D друку деталей зі сплавів на основі алюмінію є перспективним у інженерній практиці виробництва високотехнологічних відповідальних конструкцій для авіаційної і космічної промисловості. Широке застосування алюмінієвих сплавів продиктовано тим, що вони мають високу хімічну стійкість та краще відношення міцності до питомої ваги серед більшості конструкційних металевих матеріалів [1]. Зазвичай в авіакосмічній галузі промисловості для 3D друку застосовують сплави АК12, АК94, 6061, 7075, AlSi12, AlSi10Mg тощо.

Перспективним напрямом 3D друку є використання зварювальних технологій, таких як пошарове (адитивне) імпульсно-дугове наплавлення шарів із застосуванням дротів в якості формуючого матеріалу (технологія WAAM – Wire Direct Energy Deposition/Wire Arc Additive

Manufacturing), а також плазмове (мікроплазмове) пошарове наплавлення із використанням порошків або дротів в якості присадкових матеріалів, тощо [1, 2]. В даних технологіях матеріал пошарово наплавляється роботизованим маніпулятором (або 3D позиціонером) відповідно до 3D-моделі, в результаті чого отримують тривимірну заготовку для подальшої механічної обробки на верстаті з числовим програмним управлінням (ЧПУ) [3, 4].

Слід зазначити, що, з точки зору безпечної експлуатації конструкцій авіакосмічної техніки, наявність навіть мінімальних дефектів структури 3D друківаних деталей із алюмінієвих сплавів має критично важливе значення для прийняття рішення щодо придатності вказаної технології. З одного боку, існує потреба подрібнення мікроструктури та підвищення втомної міцності деталей, отриманих адитивним наплавленням [4]. З другого боку, в наведених технологіях існують ризики виникнення та потреба усунення такого дефекту, як несутільність матеріалу [5].

Лобанов Л.М. Scopus Author ID 6603876807, Коржик В.М. Scopus Author ID: 7004132288, Пашин М.О. Scopus Author ID 7801572218, Міходуй О.Л. Scopus Author ID 36189953300, Устименко П.Р. Scopus Author ID 57225143676

© Л.М. Лобанов, В.М. Коржик, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, П.Р. Устименко, Чжан Юйпэн (Zhang Yupeng), А.О. Альошин, О.М. Войтенко, 2023

Для вирішення вказаних задач може слугувати електродинамічна обробка (ЕДО), яка є одним з перспективних методів впливу на структуру поверхневих шарів металевих матеріалів і регулювання напружено-деформованого стану (НДС) [6]. Технологія ЕДО може бути реалізована в комбінованому процесі сумісно із адитивним наплавленням. Процес ЕДО друкованого (наплавленого) шару є близьким до такого в умовах зварювання, де виконавчий пристрій (електродна система) рухається позаду за зварювальним пальником на відстані $L_{\text{ЕДО}}$ позаду від нього [7]. Значення $L_{\text{ЕДО}}$ задають температуру $T_{\text{ЕДО}}$ нагріву надрукованого шару в наслідок дії термічного циклу наплавлення, за якої може здійснюватись його електродинамічне оброблення. При цьому ЕДО може підлягати надрукований шар, метал якого знаходиться при підвищеній або кімнатній температурах.

Для дослідження процесу ЕДО використовують експериментальні та чисельні методи аналізу НДС. У роботі [8] розглядалися результати чисельного розрахунку процесу ударної взаємодії електрода-індентора з пластиною з АМгб при ЕДО на основі рівнянь Прандтля-Рейса [9], що описують рух середовища в плоскій двовимірній постановці у програмному пакеті «ANSYS/LS-DYNA».

Електрод – індентор для ущільнення надрукованого шару методом ЕДО може бути виконаний у вигляді циліндричного ролика із різною формою контактної поверхні, наприклад у вигляді прямої лінії (рис. 1). Результати математичного моделювання впливу різних конструктивних форм індентора при ЕДО на залишкові зварювальні напруження представлені в роботі [10].

Результати роботи [10] довели, що конструктивна форма індентора при ЕДО має суттєвий вплив на розподіли залишкових зварювальних напружень у пластині зі сплаву АМгб. Управління



Рис. 1. Процес 3D друку із пластичним деформуванням наплавленого шару електродинамічною обробкою: 1 – пальник для 3D друку; 2 – циліндричний електрод-індентор із контактною поверхнею у формі прямої лінії; 3 – надрукований шар металу

зварювальними напруженнями, в тому числі формування стискаючих напружень, якраз є одним із важливих завдань при розробці технологій адитивного наплавлення. Враховуючі наведене, слід зазначити, що форма контактної поверхні індентора для ЕДО має впливати на характеристики пластичного деформування металу після 3D друку, яке визначається формуванням у ньому напружень стискування. Таким чином, оптимізація геометричної форми поверхні контакту ролика – індентора для ЕДО, який здійснює обробку наплавленого шару, в цілому може підвищити механічні характеристики надрукованого металу.

Метою роботи є оцінка на основі математичного моделювання впливу форми електрода-індентора на розподіл компонентів пластичних деформацій та залишкових напружень при формуванні об'ємних металевих виробів у комбінованому процесі «адитивне наплавлення – пошарова електродинамічна обробка».

Розрахункова (математична) модель задачі. Математичне моделювання залишкових напружених станів після ЕДО зварних з'єднань докладно розглянуто у роботі [8]. Схему процесу ЕДО металу пластини після 3D друку показано на рис. 2. Електродинамічний тиск при ЕДО на диск 2 із феромагнетика (рис. 2, а) та індентор 4 є результатом взаємодії вихрових струмів із імпульсним магнітним полем індуктора 1 при запуску контактором К розрядного циклу конденсатора С [6].

На Рис. 2 показано, що в процесі ЕДО ударно взаємодіють мідний електрод-індентор 4 та наплавлений шар 5 зі сплаву АМгб товщиною $\delta = 4$ мм та шириною 50 мм, який в розрахунках приймається у вигляді пластини, що розташована на абсолютно жорсткій поверхні (робочому столі 6). При тому електрод-індентор рухається в напрямку (по нормалі) до пластини 5 зі швидкістю V_0 . Геометрична симетрія при моделюванні дозволяє використовувати лише половину пластини та індентора, що розташовані праворуч від лінії електродинамічного тиску V_0 на рис. 2, б, в. При моделюванні прийнято допущення, що поперечний переріз друкованого шару не виходить за межі перерізу пластини.

Таким чином, проведення чисельного розрахунку із застосуванням плоскої двовимірної моделі в лагранжевій постановці буде відповідати моделюванню процесу ЕДО пластини електродом-індентором з профільованою поверхнею контакту у формі напівкола – ЕК (рис. 2, б) або у пласкій формі (ЕП) (рис. 2, в). Різниця двох наведених схем розрахунку полягає у тому, що контакт поверхні ЕК і пластини відбувається в точці (рис. 2, б), а поверхні ЕП і пластини – по лінії (рис. 2, в).

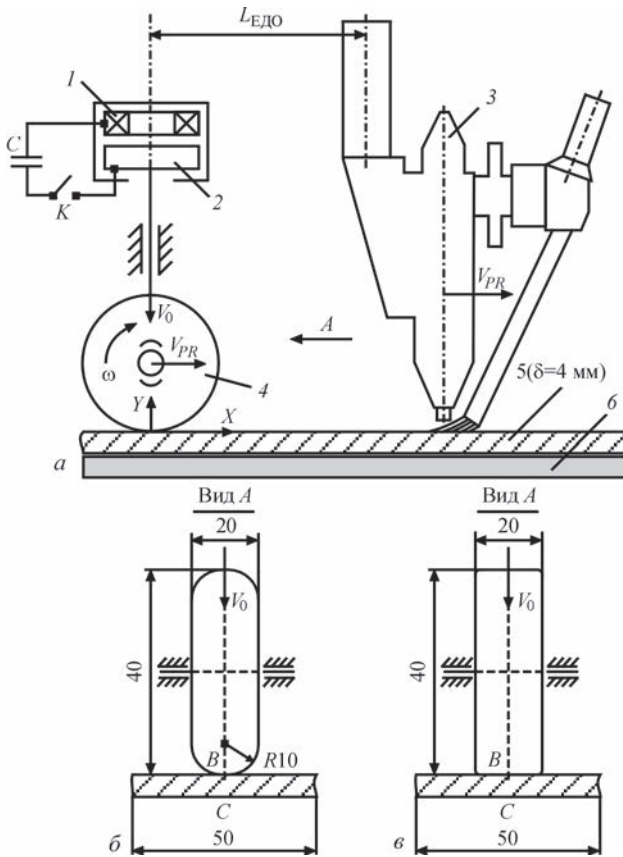


Рис. 2. Процес ЕДО металу пластини після 3Д друку: а – схема процесу ЕДО після 3Д друку: 1 – індуктор; 2 – диск; 3 – пальник для 3Д друку; 4 – індентор; 5 – пластина для 3Д друку товщиною δ ; 6 – робочий стіл; С – конденсатор; К – контактор-вмикач; $L_{\text{ЕДО}}$ – відстань між пальником 3 і індентором 4; X, Y – вісі дії напружень; V_0 – лінія напрямку електродинамічного тиску; V_{PR} – напрямок 3Д друку; ω – напрямок обертання; б – геометричні характеристики електрода-індентора із поверхнею контакту у формі напівкола (ЕК), де В і С – точки вздовж лінії V_0 відповідно на зовнішній і зворотній поверхнях пластини 5 (рис. 2, а); в – геометричні характеристики електрода-індентора із поверхнею контакту у плоскій формі (ЕП), де В і С – аналогічно б)

Створення математичної моделі описаного вище процесу проводили із використанням спрощеної двовимірної (2D) плоскої постановки. Розв’язання задачі виконували за допомогою програми ANSYS/LS-DYNA [8–10]. Для побудови скінченно-елементної сітки задачі використовувався плоский двовимірний скінченний елемент у вигляді прямокутника SOLID162. Враховуючи те, що в даній задачі розглядається напружено-деформований стан твердих тіл, то комп’ютерне моделювання слід проводити з використанням лагранжевого підходу [8–10]. Як відомо, у лагранжевому підході використовується рухома скінченно-елементна сітка, яка жорстко зв’язана із середовищем та деформується разом з ним.

Наявність описаної вище геометричної симетрії тіл, що ударно взаємодіють, дозволяє розглядати лише половину їхнього перерізу відносно вісі OY з одночасним накладанням відповідних

граничних умов. До цих умов відноситься накладання заборони на переміщення вузлів скінченно-елементної сітки (СЕС) тіл, що знаходяться на вісі симетрії, в горизонтальному напрямку OX. Наявність в схемі електродинамічної обробки пластини робочого стола 6 (рис. 2, а) доцільно замінити спіранням на абсолютно жорстку основу, яка у математичній постановці буде еквівалентна накладання заборони на переміщення у вертикальному напрямку OY вузлам СЕС, які належать нижній поверхні пластини 5, що контактує зі столом.

Для побудови скінченно-елементної моделі пластини та електрода-індентора був обраний скінченний елемент з максимальним характерним розміром – 0,1 мм. Побудовані скінченно-елементні моделі для обох варіантів розрахункової схеми мали однакову кількість скінченних елементів (тип SOLID 162) – 4288 та однакову кількість вузлів – 4514, де електрод-індентор мав 2688 елементів та 2797 вузлів, а пластина складалася з 1600 елементів та 1717 вузлів.

Для чисельного моделювання процесу швидкісного удару використовували континуальну модель дослідного середовища [8–10]. Основою моделі є гіпотеза про безперервність зміни характеристик середовища у просторі (координата, час) яка дозволяє записати закони збереження маси, кількості руху та енергії у вигляді диференціальних рівнянь у частинних похідних.

Якщо обрати декартову (прямокутну) систему координат для опису адиабатичного руху пружно-пластичного середовища густиною ρ (кг/м³), то система відповідних рівнянь у двовимірній постановці буде мати вигляд [9]:

Рівняння нерозривності:

$$\frac{d\rho}{dt} + \rho \left(\frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} \right) = 0, \quad (1)$$

де u, v – компоненти вектора швидкості руху середовища, м/с.

Рівняння руху середовища:

$$\rho \frac{du}{dt} = \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y}, \quad \rho \frac{dv}{dt} = \frac{\partial \sigma_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y}, \quad (2)$$

де σ_{ij} – компоненти тензора напружень, Па.

Рівняння енергії E^* для одиниці маси:

$$\rho \frac{dE^*}{dt} = \sigma_{xx} \dot{\epsilon}_{xx} + \sigma_{yy} \dot{\epsilon}_{yy} + 2\sigma_{xy} \dot{\epsilon}_{xy}, \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon}_{xx} = \frac{\partial u}{\partial x}, \quad \dot{\epsilon}_{yy} = \frac{\partial v}{\partial y}, \quad \dot{\epsilon}_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u}{\partial y} + \frac{\partial v}{\partial x} \right),$$

де $\dot{\epsilon}_{ij} = \frac{d\epsilon_{ij}}{dt}$ – компоненти тензора швидкостей деформації, (с⁻¹).

Для дослідження процесів пов’язаних з великими пластичними деформаціями середовища ви-

користуються кінцеві деформації та теорію пластичної течії. Дана теорія розглядає пластичну деформацію твердого тіла як стан руху. Відповідні співвідношення у формі Прандтля-Рейсса можна записати як:

$$\frac{dD_{\sigma_{xx}}}{dt} + 2G\dot{\lambda}D_{\sigma_{xx}} = 2G\left(\dot{\epsilon}_{xx} + \frac{1}{3\rho} \cdot \frac{d\rho}{dt}\right), \quad (4)$$

$$\frac{dD_{\sigma_{yy}}}{dt} + 2G\dot{\lambda}D_{\sigma_{yy}} = 2G\left(\dot{\epsilon}_{yy} + \frac{1}{3\rho} \cdot \frac{d\rho}{dt}\right), \quad (5)$$

$$\frac{dD_{\sigma_{xy}}}{dt} + 2G\dot{\lambda}D_{\sigma_{xy}} = 2G\dot{\epsilon}_{xy}, \quad (6)$$

де G – модуль зсуву, Па; D_{ij} – компоненти девіатора напружень:

$$D_{ij} = \sigma_{ij} + p\delta_{ij}, \delta_{ij} = 1 (i=j), \delta_{ij} = 0 (i \neq j), \quad (7)$$

де p – середнє нормальне напруження, Па:

$$p = -\frac{\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z}{3}.$$

Величина питомої потужності пластичної деформації визначається як:

$$\dot{\lambda} = \frac{3}{2Y^2} \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p, \left(\frac{1}{\text{Па} \cdot \text{с}}\right) \quad (8)$$

де Y – динамічна границя текучості матеріалу, що досліджується.

Замикається система рівнянь рівнянням стану середовища у вигляді:

$$p = p(\rho, E). \quad (9)$$

В математичній постановці поведінка матеріалів пластини (алюмінієвий сплав АМг6) та електрода-індентора (мідь М1) під дією зовнішнього імпульсного навантаження описувалася за допомогою ідеальної пружно-пластичної реологічної моделі матеріалу, яка є в бібліотеці матеріалів програми *ANSYS/LS-DYNA*. Для даної моделі значення динамічної границі текучості матеріалу Y приймалося рівним значенню границі текучості σ_T . Відповідні величини параметрів даної моделі в роботі були прийняті такими:

Пластина з розмірами $500 \times 500 \times 4$ мм із алюмінієвого сплаву АМг6:

- густина $\rho = 2640$ кг/м³;
- модуль пружності $E = 71$ ГПа;
- коефіцієнт Пуассона $\mu = 0,34$;
- границя текучості $\sigma_T = 150$ МПа/

Електрод-індентор із мідного сплаву М1 масою $102,5$ г отримує три значення V_0 , а саме, $1, 5$ та 10 м/с:

- густина $\rho = 8940$ кг/м³;
- модуль пружності $E = 128$ ГПа;
- коефіцієнт Пуассона $\mu = 0,35$;
- границя текучості $\sigma_T = 300$ МПа.

По всій області руху ідеально-пластичного середовища повинно виконуватися співвідношення, яке представляє собою умову текучості Мізеса:

$$D\sigma_1^2 + D\sigma_2^2 + D\sigma_3^2 \leq \frac{2}{3}Y^2, \quad (10)$$

де $D\sigma_1, D\sigma_2, D\sigma_3$ – головні компоненти девіатора напружень, Па.

Таким чином, для оцінки впливу форми ЕК і ЕП на ефективність ЕДО сплаву АМг6 після 3D друку були проведені чисельні розрахунки процесу їх взаємодії із пластиною на швидкостях контакту $V_0 = 1, 5, 10$ м/с на основі співвідношень Прандтля-Рейсса. Значення V_0 задавали, виходячи із електрофізичних характеристик системи конденсатор C + індуктор (рис. 2, а), які застосовуються для ЕДО [8].

Результати моделювання та порівняння технологічних підходів. У результаті моделювання встановлені геометричні характеристики перерізу наплавленого (надрукованого шару 3), рис. 1, який може бути деформований ЕДО за один прохід внаслідок його контактної взаємодії із електродом-індентором (ЕК або ЕП) при різних значеннях швидкості V_0 . Значення висоти h_{PR} і ширини b_{PR} надрукованого шару, який підлягає формозміні ЕДО за період тривалості контактної взаємодії $t_{\text{ЕДО}}$ наведено в табл 1.

Значення h_{PR} визначали як таке, що дорівнює глибині лунки в результаті нормального впровадження індентора у наплавлений шар в точці В (рис. 2, б, в) від її початкового положення до положення, що відповідає завершенню контакту. Приймали, що значення h_{PR} шару, за якої гарантоване його деформування урівень із поверхнею пластини, має бути не меншою за глибину лунки. Значення b_{PR} шару визначали як відстань від лінії удару (вісь Y на рис. 2, а) до точки, яка є урівень із поверхнею пластини Розрахунок значень h_{PR} і b_{PR} , якій проводили без урахування умов стисненої або вільної пластичної деформації [11], слід вва-

Таблиця 1. Параметри контактної взаємодії електрода і геометричні характеристики наплавленого шару, що підлягає формозміні при ЕДО

Номер	Форма електрода	Швидкість електрода V_0 , м/с	Тривалість контакту $t_{\text{ЕДО}}$, мкс	Висота шару h_{PR} , мм	Ширина шару b_{PR} , мм
1	ЕП	1	74	0,016	0,53
2		5	86	0,168	1,89
3		10	102	0,451	3,06
4	ЕК	1	166	0,049	1,27
5		5	128	0,266	2,56
6		10	120	0,547	3,76

жати спрощеним. Але результати розрахунку є достатніми для підбору режиму адитивного наплавлення, що забезпечує потрібні значення h_{PR} і b_{PR} друкованого шару, який може бути підданий ЕДО.

З даних табл. 1 видно, що $t_{ЕДО}$ між шаром та ЕП збільшується на 28 мкс (38%) зі збільшенням на порядок початкової швидкості руху V_0 . При застосуванні ЕК навпаки, збільшення V_0 до 10 м/с призводить до зменшення $t_{ЕДО}$ на 46 мкс (27 %). Це пояснюється особливостями у процесах обміну енергією між електродом-індентором та пластиною. Відповідно зі збільшенням швидкості V_0 зростає кінетична енергія, яка під час контакту переходить у енергію пластичного деформування у місці контакту, що позначається на розмірах h_{PR} і b_{PR} ущільненого шару на пластині.

Зростання V_0 з 1 до 5 та до 10 м/с збільшує розмір h_{PR} в обох постановках задачі. При цьому значення h_{PR} і b_{PR} для ЕП збільшується при зростанні швидкості до 5 м/с відповідно у 10 та 3,6 рази,

а при $V_0 = 10$ м/с значення h_{PR} і b_{PR} ще зростають в 2,5 та 1,6 рази. У той же час для ЕК зростання має менш стрімкий характер, глибина та ширина збільшуються при $V_0 = 5$ м/с у 5,4 та 2 рази відповідно, а при $V_0 = 10$ м/с зростають ще у 2 та 1,4 рази відповідно.

Для оцінки рівня пластичних деформацій використовували ефективні пластичні деформації ϵ_{eff}^p , які представляють собою скалярну величину пластичної складової тензора швидкості деформації, яка зростає, коли напружений стан знаходиться на рівні границі текучості. Значення ϵ_{eff}^p визначалися за формулою [10]:

$$\epsilon_{eff}^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2}, \quad (11)$$

де $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$ – головні деформації.

Хоча зростання значень h_{PR} і b_{PR} для ЕП більш інтенсивне, абсолютні значення геометричних розмірів ущільненого перерізу при однакових швидкостях для ЕК більші, що призводить

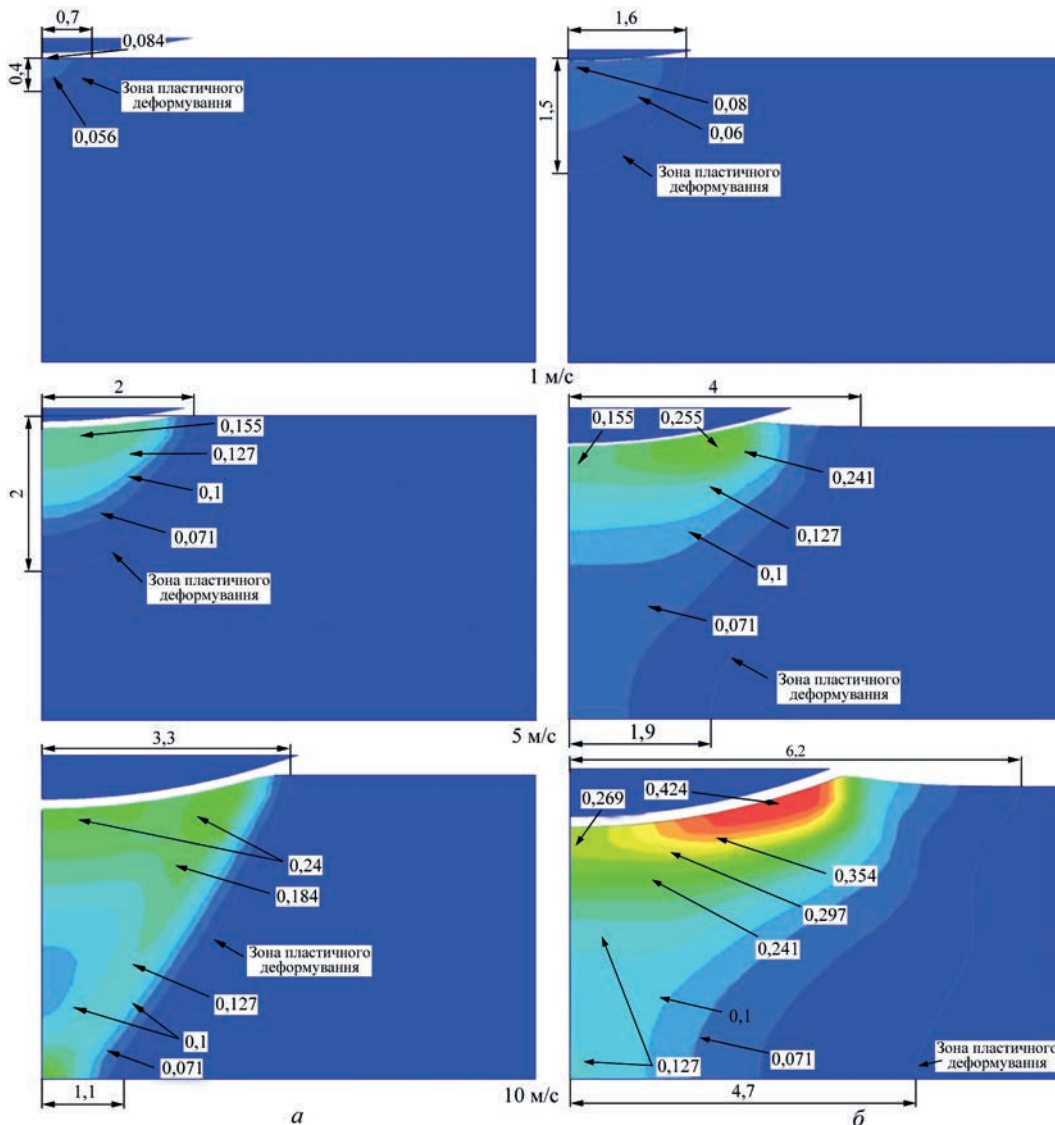


Рис. 3. Розрахунковий розподіл ефективних пластичних деформацій ϵ_{eff}^p вздовж вісі OX по лінії V_0 (рис. 2) в пластині після ЕДО ЕП (а) та після ЕДО ЕК (б) при значеннях швидкості $V_0 = 1, 5$ та 10 м/с

до відповідного зростання величини ефективних пластичних деформацій ϵ_{eff}^p та розмірів зони пластичного деформування (рис. 3). Слід зазначити, що границі зони пластичного деформування, які позначено стрілкою, визначалися за умови $\epsilon_{eff}^p \geq 0,01$.

З Рис. 1 видно, що зона розповсюдження ϵ_{eff}^p зростає зі збільшенням V_0 і форма розподілу змінюється від сегмента кола до форми, що є близької до трапеції. Площа зони пластичного деформування зростає швидше під час обробки ЕК (рис. 3, б). ЕДО при $V_0 = 5$ м/с не деформує тильну поверхню металу при використанні ЕП (рис. 3, а) на відміну від варіанту застосування ЕК (рис. 3, б). Водночас при однакових V_0 можна побачити, що ширина зони деформування на лицевій поверхні при ЕК у 2 рази більша, ніж при ЕП. Це свідчить про переваги форми ЕК над ЕП, як технологічного інструменту для пластичного деформування металу чергового друкованого шару при адитивному наплавленні.

Так, використання ЕДО при швидкості 1 м/с дозволяє отримати поверхневий ефект деформування з радіусом сегмента з центром у точці контакту величиною 0,7 та 1,6 мм при ЕП та ЕК формах електрода відповідно. При збільшенні швидкості до 5 м/с ЕП забезпечує зону деформування з радіусом 2 мм, а ЕК формує зону у вигляді трапеції з більшою основою на лицевій поверхні величиною 4 мм та меншою основою 1,9 мм. Зростання V_0 до 10 м/с призводить до створення зони пластичного деформування у вигляді трапеції в обох випадках, з більшою та меншою основою величиною 3,3 та 1,1 мм відповідно при ЕП, а також 6,2 та 4,7 мм відповідно при ЕК.

Також з Рис. 1 видно що зі зростанням V_0 збільшуються не тільки розміри зони пластичного деформування, а й величини ϵ_{eff}^p . Відповідно до цього можна сказати, що при застосуванні ЕП максимальні значення ϵ_{eff}^p формуються на контактній поверхні друкованого шару з електродом ближче до площини симетрії. У випадку використання ЕК навпаки, пікові значення ϵ_{eff}^p зміщуються на 1,8...2,0 мм від лінії удару (вісі симетрії) з переходом від сегментної форми зони деформування до трапецеїдальної. Для порівняння значен-

ня максимальних ϵ_{eff}^p та значення ϵ_{eff}^p у точках В та С (Рис. 2 2, б, в), розташованих по лінії удару, наведено у.

Аналізуючи дані табл. 2 та Рис. 1, можна сказати, що збільшення V_0 в загальному випадку призводить до зростання максимальних значень ϵ_{eff}^p незалежно від форми електрода. При застосуванні ЕП зростання V_0 з 1 до 5 м/с призводить до збільшення максимальних ϵ_{eff}^p у 2,9 рази, а подальше збільшенні до 10 м/с сприяє зросту ще на 30 %. При застосуванні ЕК відповідні показники зросту дещо більші: при 5 м/с – у 3,8 рази, а при 10 м/с – ще у 1,8. Таким чином можна бачити, що застосування контактної поверхні ЕК сприяє більшій інтенсивності ущільнення при ЕДО, ніж у ЕП.

Геометричні характеристики зони деформування при застосуванні ЕК або ЕП мають певні відмінності. Але якщо розглядати розподіл ϵ_{eff}^p при швидкості 1 м/с, то ϵ_{eff}^p концентруються на лицевій поверхні, а їх значення не перевищують 6 %, з поступовим зниженням до нуля вздовж лінії удару незалежно від форми електрода.

При збільшенні V_0 до 5 м/с при ЕП розподіл ϵ_{eff}^p досягає середини пластини, але все ще має поверхневий характер з максимальними значеннями на контактній поверхні 17 % та поступовим зниженням практично до нуля на тильній поверхні пластини. Застосування ЕК формує трапецеїдальну зону деформування з концентрацією максимальних ϵ_{eff}^p на її краю величиною до 17,1 %. При цьому по лінії удару значення ϵ_{eff}^p поступово зменшуються з 15,1 % на лицевій поверхні до 3,8 % на тильній.

При обробці із $V_0 = 10$ м/с із застосуванням ЕП ϵ_{eff}^p мають розподіл у формі трапеції з найбільшими значеннями на тильній та лицевій поверхнях, від 22,4 до 20,5 % відповідно. При цьому межа зони пластичної деформації представляє майже пряму лінію, а максимальні значення ϵ_{eff}^p знаходяться у т. С. Також на відстані 2,5 мм від лицеві поверхні по лінії удару спостерігається локальне зменшення ϵ_{eff}^p до 8,5 %, що необхідно враховувати при визначенні критичних зон руйнування при проектуванні друкованих виробів. В той же час застосування ЕК при $V_0 = 10$ м/с визначає гео-

Таблиця 2. Значення ефективних пластичних деформацій ϵ_{eff}^p

Номер	Форма електрода	Швидкість електрода-ударника, м/с	Максимальні значення ϵ_{eff}^p	Значення ϵ_{eff}^p на поверхнях пластини	
				Лицьова (т. В)	Тильна (т. С)
1	ЕП	1	0,06	0,06	0
2		5	0,171	0,165	0,004
3		10	0,224	0,205	0,224
4	ЕК	1	0,063	0,04	0
5		5	0,239	0,151	0,038
6		10	0,424	0,260	0,116

метричну форму зони деформування, що є якісно подібною до зони при $V_0 = 5$ м/с, але з більшою величиною ϵ_{eff}^p – до 42,4 %. При цьому на лінії удару значення ϵ_{eff}^p зменшуються від точки В до точки С з 26 до 11,6 % відповідно.

Розподіли ϵ_{eff}^p (рис. 3) є результатом впливу форми електроду при ЕДО на загальну інтенсивність пластичного деформування металу, яка характеризує його ущільнення при 3D-друку. З метою більш поглибленої оцінки характеру ущільнення друкованого металу проведено розрахунок

розподілу компонент ϵ_x^p і ϵ_y^p вздовж осей OX та OY (рис. 2) деформування ϵ_{eff}^p . Розподіл величин ϵ_x^p визначає характер деформування вздовж напрямку друку V_{PR} (рис. 2), а ϵ_y^p вздовж лінії удару V_0 (рис. 2). Розподіл компонент ϵ_x^p показано на Рис. 2.

При порівнянні ϵ_x^p для усіх розглянутих випадків видно, що зі зростанням швидкості збільшується вплив дії ударника на її розподіл. При $V_0 = 1$ і 5 м/с ϵ_x^p не досягає помітних значень при

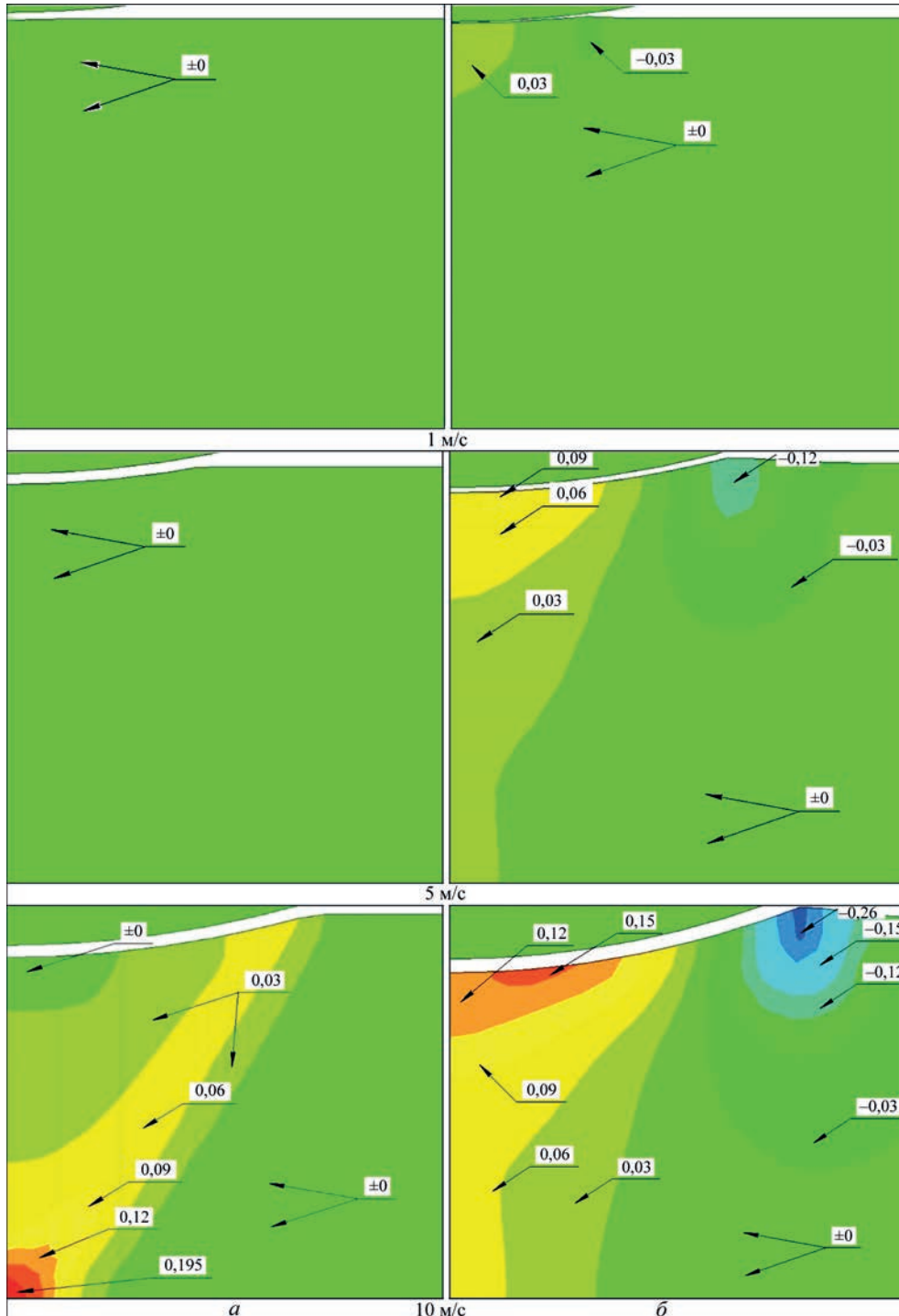


Рис. 4. Розрахунковий розподіл пластичних деформацій ϵ_x^p для форми електроду ЕП (а) та ЕК (б) при початкових швидкостях V_0 електрода 1, 5 та 10 м/с

ЕП, але при збільшенні V_0 до 10 м/с на тильній поверхні у т. С утворюється зона деформування ϵ_x^p величиною більше за 19 %. При цьому розподіл ϵ_x^p у центральному перерізі має форму, що є близькою до рівнобедреного трикутника.

У той же час при ЕК спостерігається поступове нарощування інтенсивності деформування при зростанні V_0 від 1 м/с до 10 м/с, де спостерігається супутнє збільшення ϵ_x^p на контактній поверхні та в зоні біля вісі симетрії (Y). При цьому на лицевій поверх-

ні на межі поверхні взаємодії пластини з електродом утворюється зона від'ємних значень до -26 %.

При розгляді розподілу компонент пластичних деформацій ϵ_y^p маємо більш динамічну картину зміни процесу зі збільшенням швидкості (Рис. 5).

Розглядаючи розподіл компонент пластичних деформацій ϵ_y^p при ЕП, спостерігається створення зони від'ємних значень на контактній поверхні пластини у вигляді сегмента кола, яка зі зростанням V_0 збільшується по площині і трансформується у трапецію з основами на поверхнях пластини.

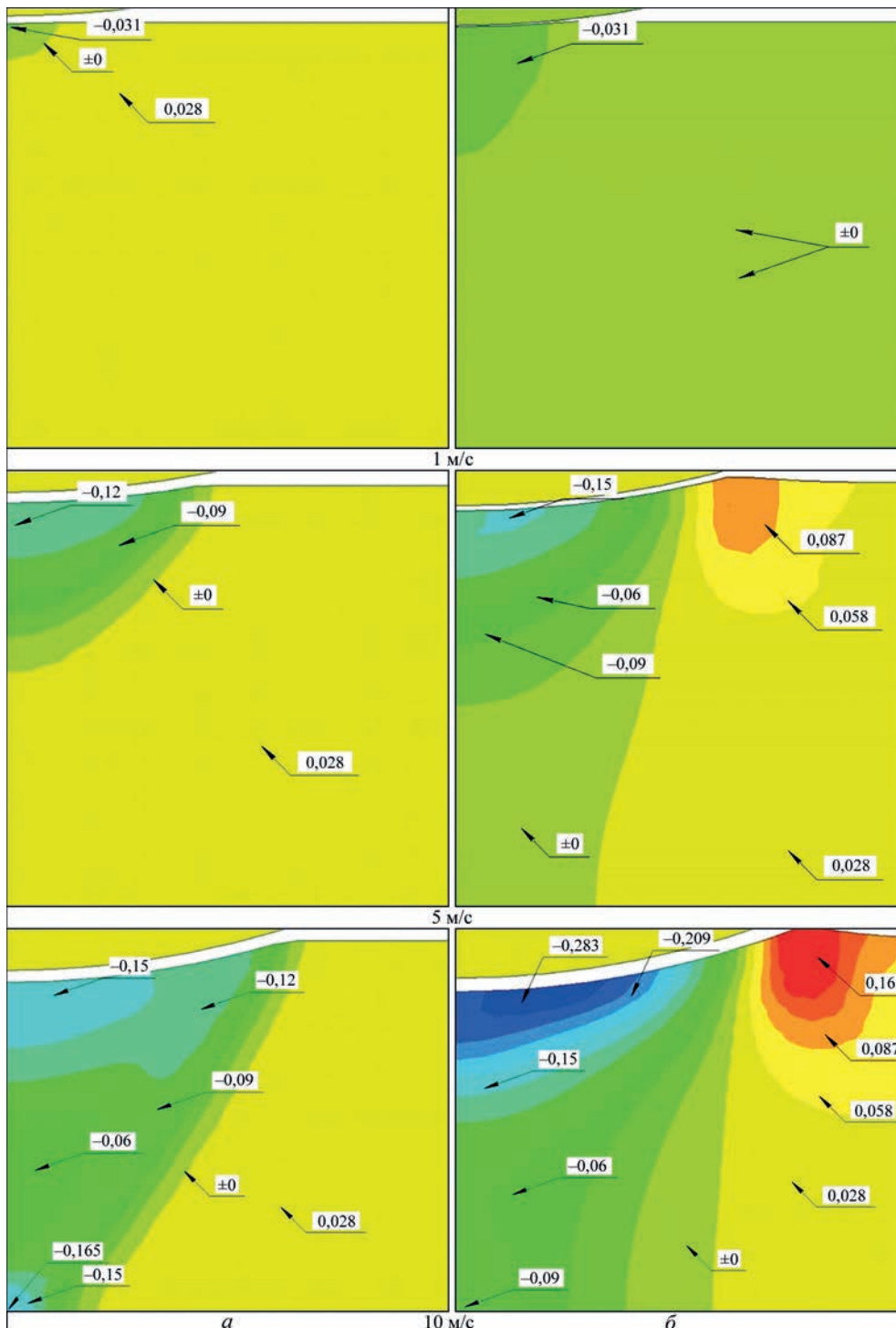


Рис. 5. Розрахунковий розподіл пластичних деформацій ϵ_y^p для форми електрода ЕП (а) та ЕК (б) при початкових швидкостях V_0 електрода 1, 5 та 10 м/с

Якщо аналізувати дію ЕК, то ефект від зростання швидкості більший, ніж при застосуванні ЕП. Спостерігається перехід від зони від'ємних значень на контактній поверхні у вигляді сегмента кола до зони у формі трапеції при $V_0 = 5$ м/с та прямокутника при $V_0 = 10$ м/с. Локальна зона додатних пікових значень на границі поверхні контакту відсутня при $V_0 = 1$ м/с, але стає помітною при $V_0 = 5$ та 10 м/с.

З метою аналізу розподілу значень компонент напруженого стану по товщині пластини було побудовано відповідні розрахункові картини розподілу σ_x (Рис. 6) та σ_y (Рис. 7), які визначають характеристики ущільнення друкованого металу при ЕДО із застосуванням ЕК або ЕП.

Зі збільшенням початкової швидкості електрода-індентора можна умовно побачити траєкторію руху зон стиску та розтягу стосовно загальної кінетики зміни розподілу полів компонент напружень σ_x та σ_y . Так, якщо розглядати розподіли σ_x

за швидкості 1 м/с при ЕП (Рис. 6б, а), можна побачити вздовж площини симетрії зародження зони розтягу на контактній поверхні, за якою створюється зона стиску, і після неї знову зона розтягу.

При зростанні швидкості до 5 м/с спостерігається розвиток приповерхневої зони розтягу від місця удару вздовж поверхні точки В (рис. 2). При цьому зона стискальних напружень розповсюджується до половини товщини пластини, а в ширину – за зону контакту ЕП із друкованим шаром. Зони розтягу у вигляді сегментів кола із центром у точки С (рис. 2) формуються на тильній поверхні пластини, де пікове значення σ_x сягає 76 МПа.

Підвищення швидкості V_0 до 10 м/с призводить до збільшення поверхневої зони розтягу по товщині пластини та за величиною. При цьому зона стискальних напружень зменшується і за розмірами і за величиною, переміщуючись до середини пластини. У той же час зменшуються напруження розтягу в околі точки В і зменшується геометричні розміри зони.

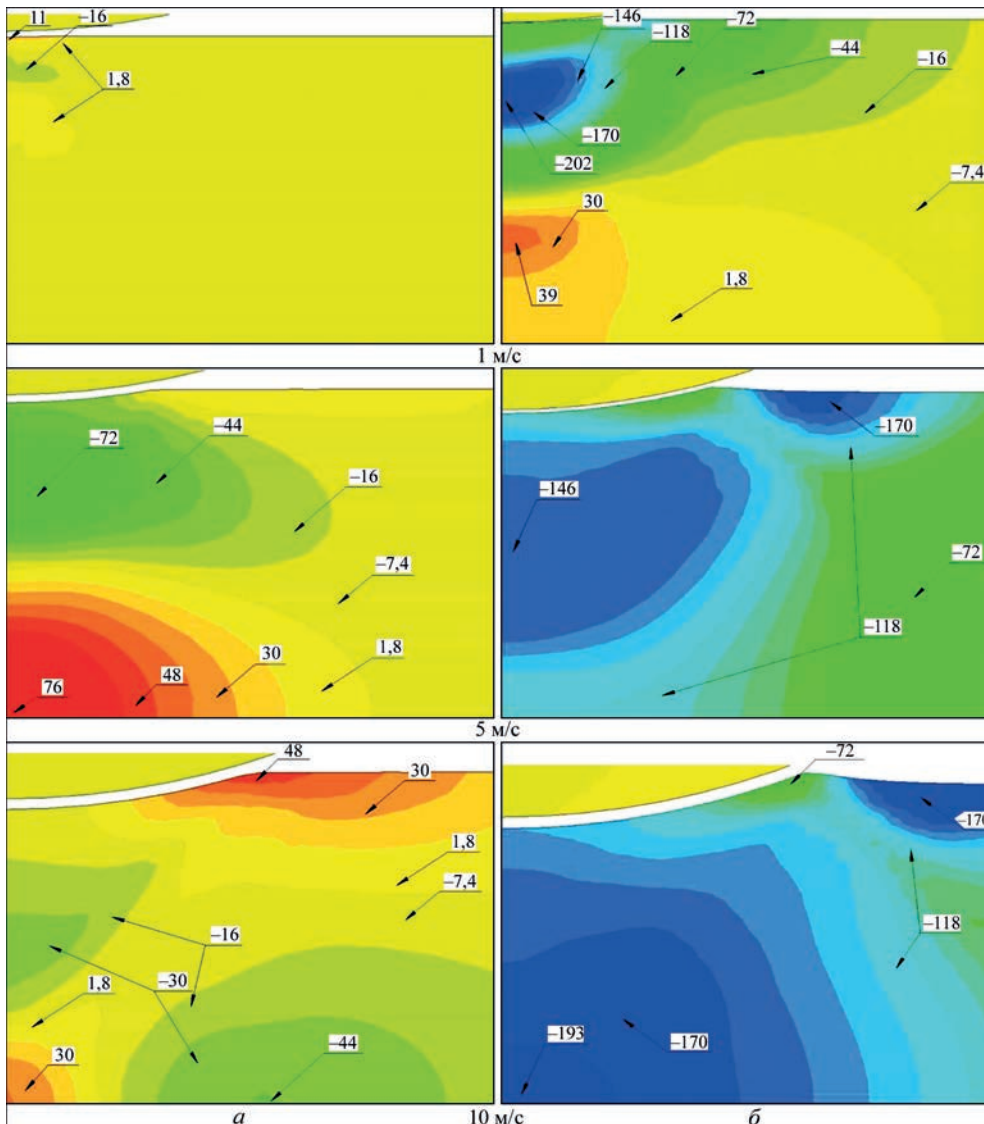


Рис. 6. Розподіл значень залишкових напружень σ_x (МПа) в результаті ЕДО із застосуванням ЕП (а) та ЕК (б) при початкових швидкостях V_0 електрода 1, 5 та 10 м/с.

Відмічається створення нової зони стиску на тильній поверхні симетрично до поверхневої зони розтягу.

Пластичне деформування металу наплавлено-го шару із використанням ЕК є більш ефективним (ніж із ЕП), тому що призводить до домінування зон σ_x стиску по площі дії і величинам (у порівнянні із зонами розтягу). При тому величини і площа розповсюдження σ_x стиску зростають зі збільшенням V_0 .

При ЕДО ЕК вже при $V_0 = 1$ м/с створюється зона стиску близько -200 МПа, яка поширюється на верхню половину товщини пластини. Область найбільшої концентрації напружень стиску з піковим значенням знаходиться на глибині 1 мм від лицевої поверхні пластини, а її ширина дорівнює ширині зони контакту ЕК із металом. На нижній половині товщини пластини формується зона розтягу біля вісі симетрії, ширина якої також відповідає ширині зони контакту. Максимальні значення σ_x в цій зоні досягають 25 МПа.

Зростання V_0 до 5 м/с по всій товщині пластини в зоні обробки утворює напруження стиску з двома зонами концентрації. Одна з них створюється у вигляді сегмента кола на поверхні пластини за краєм зони контакту, а інша формується по товщині пластини з рівномірним стиском за значеннями близькими до умовної границі текучості $\sigma_{0,2}$ сплаву АМг6 (150 МПа).

Застосування ЕК при $V_0 = 10$ м/с призводить до збільшення напружень стиску до -200 МПа за зоною контакту. При цьому зона стиску у товщині пластини зміщується своїм мінімумом до точки С, де пікові значення досягають -200 МПа.

У той же час розподіл σ_y має свої особливості, які відображені на Рис. 77. При загальному розгляді еволюції компоненти σ_y напружень при ЕДО із застосуванням ЕП відмічається перехід від незначної зміни напруженого стану при $V_0 = 1$ м/с до утворення двох виражених зон розтягу та стиску при збільшенні швидкості до 5 та 10 м/с. Зона роз-

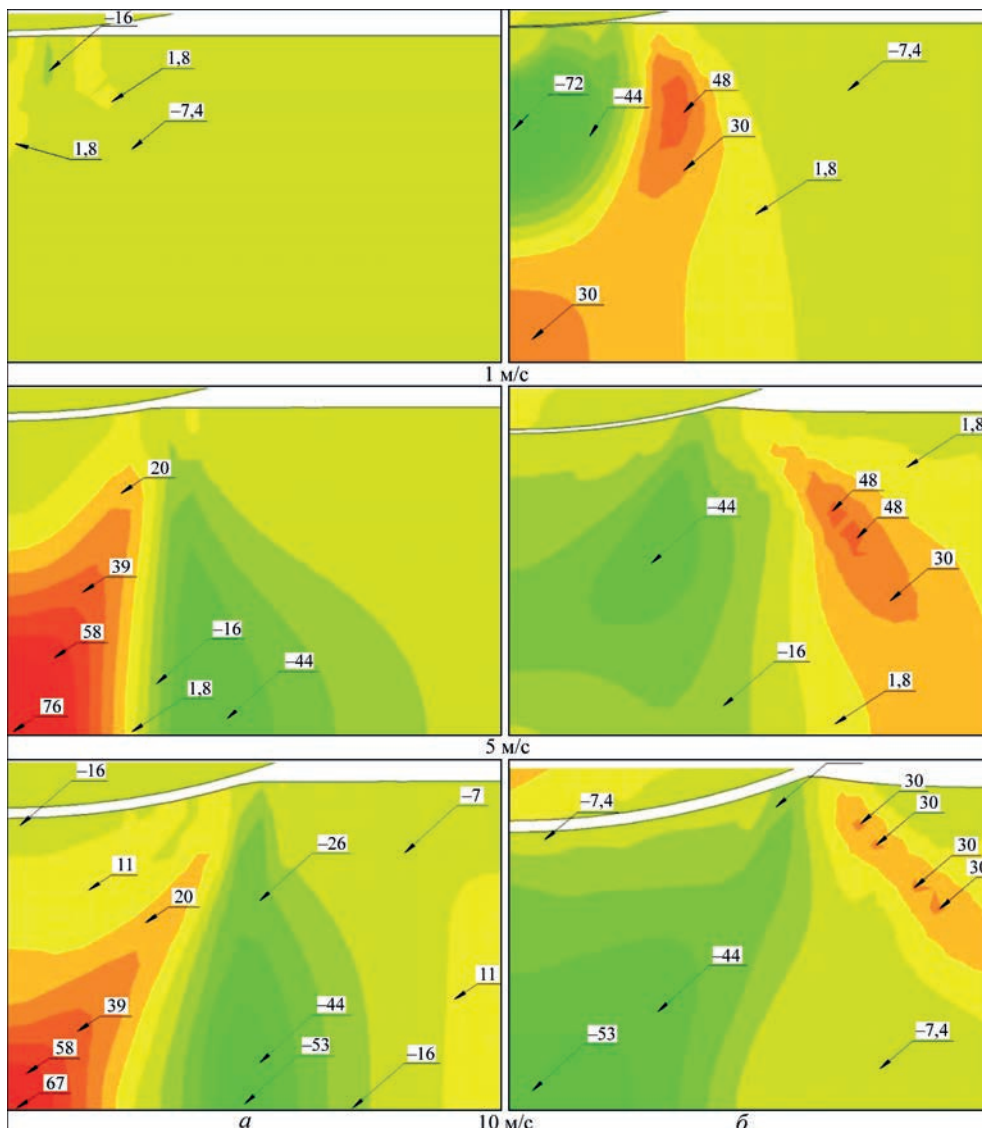


Рис. 7. Розподіл значень залишкових напружень σ_y (МПа) в результаті ЕДО із застосуванням ЕП (а) та ЕК (б) при початкових швидкостях V_0 електрода 1, 5 та 10 м/с.

тягу, яка створюється з піком у точці С, по формі схожа на прямокутник з витягнутим кутом в напрямку межі вм'ятини. Зона стиску, яка формується за зоною розтягу, за формою схожа на трикутник з основою на тильній поверхні та вершиною, яка зі збільшенням швидкості наближається до краю вм'ятини. При $V_0 = 5$ та 10 м/с не спостерігається значних змін напруженого стану на лицевій поверхні у порівнянні зі станом при $V_0 = 1$ м/с.

При розгляді розподілу компоненти σ_y напружень при ЕДО зі застосуванням ЕК також спостерігається формування почергових зон розтягу та стиску. Зона стиску створюється під поверхнею вм'ятини у вигляді сегмента кола, зовнішній радіус якого досягає половини товщини пластини при $V_0 = 1$ м/с. При $V_0 = 5$ та 10 м/с площа зони стиску розповсюджується на всю товщину пластини, а по ширині доходить до краю вм'ятини, зменшуючи площу зони розтягу та посуваючи її від лінії удару. При цьому зі збільшенням швидкості форма зони розтягу перетворюється у загострену смугу із вершиною вістря біля краю вм'ятини.

Узагальнення результатів розрахунку значень компонент σ_x , σ_y залишкових напружень в контрольних точках по лінії удару зведено відповідно у табл. 3 і 4.

Виходячи з даних табл. 3 можна бачити, що компонента σ_x при $V_0 = 1$ м/с за застосування ЕП є виключно розтягу, а при ЕК набуває від'ємного знаку вже на верхній половині товщини пластини. При тому за рахунок інтенсивного пластичного деформування значення напружень σ_x за ЕК вже при $V_0 = 1$ м/с досягаються 202 МПа, тобто знаходяться за межею пружності на локальній ділянці під поверхнею контакту (в точці на відстані 1 мм від поверхні).

Таблиця 3. Розрахункові значення компонент залишкового напруженого стану σ_x (в МПа) по товщині пластини (від точки В до точки С – рис. 2)

Форма електрода	V_0 , м/с	Координата точки по товщині пластини (по лінії удару), мм				
		0 (т.В)	1	2	3	4 (т.С)
ЕП	1	15	4	1	0	0
	5	-25	-61	-2	59	76
	10	-6	-7	-16	13	32
ЕК	1	-29	-202	-16	21	13
	5	-133	-160	-164	-153	-128
	10	-147	-163	-166	-177	-180

Таблиця 4. Розрахункові значення компоненти залишкового напруженого стану σ_y (в МПа) по товщині пластини (від точки В до точки С – рис. 2)

Форма електрода	V_0 , м/с	Координата точки по товщині пластини (по лінії удару), мм				
		0 (т.В)	1	2	3	4 (т.С)
ЕП	1	-7	2	0,5	0	0
	5	0,1	0,1	23	61	78
	10	0,1	5	12	40	60
ЕК	1	-5	-79	-24	21	21
	5	0	-12	-18	-17	-7
	10	-3	-20	-25	-36	40

В діапазоні $V_0 = 5...10$ м/с значення σ_x набувають від'ємного знаку на верхній половині пластини при застосуванні ЕП та є виключно від'ємними при використанні ЕК. Також при $V_0 = 5...10$ м/с за застосування ЕП значення σ_x стиску на верхній половині пластини близькі за величиною до σ_x розтягу на нижній.

При зростанні V_0 використання ЕК дозволяє збільшувати величину напружень σ_x стиску та зону їх розповсюдження. Значення напружень стиску досягають значень, близьких до границі текучості матеріалу по усій товщині металу.

Аналізуючи розподіли компоненти σ_x (табл. 4), слід зазначити, що значення даної компоненти напружень суттєво нижчі у порівнянні із σ_x . Так, при застосуванні ЕП вплив на лицьову половину пластини по лінії удару є мінімальним не залежно від швидкості. Водночас при швидкостях 5 і 10 м/с спостерігається збільшення напружень розтягу на тильній половині пластини до 78 МПа.

Використання ЕК в усьому діапазоні швидкостей ініціює формування напружень σ_y стиску в межах $-5...-36$ МПа, окрім точки на товщині 1 мм від лицьової поверхні при швидкості обробки 1 м/с, де $\sigma_y = -79$ МПа. Але на зворотній утворюється локалізована зона розтягу величиною до 40 МПа.

Базуючись на вище наведених порівняннях значень компонент напруженого стану по лінії удару (табл. 3, 4), слід зазначити, що на відміну від форми електрода-індентора ЕП використання форми ЕК призводить до утворення практично рівномірного розподілу обох компонент напруження (σ_x і σ_y) по товщині наплавленого шару. Крім того, використання ЕП призводить до формування як напружень стиску, так більш небезпечних напружень розтягу зі значеннями, що можуть досягати половини значення границі текучості матеріалу. В той час, як використання ЕК призводить до формування обох компонент напружень σ_x і σ_y стиску, значення яких може досягати границі текучості матеріалу. Як було показано в роботах [12–14], такий розподіл пластичних деформацій сприяє подрібненню структури металу, а отриманий розподіл компонентів напружень стиску напружень сприяє підвищенню спротиву руйнуванню виробів в умовах втомних навантажень.

Таким чином, шляхом поєднання електродинамічної обробки із адитивним наплавленням можна очікувати підвищення фізико-механічних характеристик матеріалу металевих виробів в технологіях 3D друку.

Висновки

1. На основі співвідношень Прандтля-Рейса виконані чисельні експерименти по дослідженню ефективності впливу форми контактної поверх-

ні електрода-індентора для електродинамічної обробки наплавленого шару в технологіях адитивного наплавлення на розподіл в ньому компонентів пластичних деформацій та залишкових напружень.

2. Установлено, що використання для ЕДО мідного електрода-індентора у вигляді ролика із поверхнею контакту у формі напівкола (ЕК) у порівнянні із електродом із поверхнею контакту у вигляді прямої (ЕП), який рухається за тих же умов, призводить до:

– збільшення тривалості контакту із наплавленим шаром, що обробляється, на 50 % і як наслідок цього збільшуються розміри глибини та ширини шару відповідно на 55 і 35 %;

– поширення на всю товщину наплавленого шару зони ефективних пластичних деформацій, яка має форму, близьку до трапеції (у випадку ЕП зона ϵ_{eff}^p поширюється лише на половину товщини пластини та має форму сегмента кола), а значення максимальних деформацій при ЕК є у 1,4 рази більшими, ніж від дії ЕП;

– формування по товщині пластини практично рівномірного розподілу обох компонент напруженого стану – як σ_x , так і σ_y , які на відміну від ЕП є напруженнями стиску, значення яких може досягати границі текучості сплаву АМг6.

3. Результати математичного моделювання дають підстави рекомендувати використання форму електрода-індентора – ЕК для розробки комбінованих технологій 3D друку об'ємних металевих виробів, які полягають в поєднанні пошарового (адитивного) наплавлення (WAAM, плазмове, мікроплазмове наплавлення, тощо) об'ємного металевого виробу із електродинамічною обробкою кожного наплавленого шару.

Робота виконана при підтримці проектів:

1) *The National Key Research and Development Program of China [grant number 2020YFE0205300].*

2) *GDAS'Project of Science and Technology Development (2020GDASYL-20200301001), China.*

Список літератури

1. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O. et al. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *Eastern European J. of Enterprise Technologies*, 3/1 (87), 42–52. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.99666>
2. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzinkyi, I. et al. (2020) Creation of Volumetric Products Using Additive Arc Cladding with Compact and Powder Filler Materials. *Proceedings of the 2020 IEEE 10th International Conference on «Nanomaterials: Applications and Properties»*, Sumy, Ukraine, 9–13 Nov. 2020, 02SAMA16-1-02SAMA16-5, DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
3. Soshi, M. (2017) Innovative grid molding and cooling using an additive and subtractive hybrid CNC machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 66 (1), 401–404.
4. Dongqing, Yang, Gang, Wang, Guangjun, Zhang (2017) Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography. *J. Materials Proc. Technology*, 244, 215–224.

5. Trufyakov V.I. (1973). *Усталость сварных соединений*. Киев, Наукова думка.
6. Lobanov, L.M., Pashchyn, N.A., Kondratenko, I.P. et al. (2018) Development of Post-weld Electrodynamic Treatment Using Electric Current Pulses for Control of Stress-Strain States and Improvement of Life of Welded Structures. *Materials Performance and Characterization*, 7 (4). DOI: <https://doi.org/10.1520/MPC20170092>
7. Лобанов Л.М., Коржик В.М., Пашин та ін. (2022) Бездеформаційне зварювання TIG сплаву АМг6 із застосуванням електродинамічної обробки металу шва. *Автоматичне зварювання*, 8, 14–19.
8. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2017) Effect of the Indenting Electrode Impact on the Stress-Strain State of an AMg6 Alloy on Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, 49 (3), 369–380.
9. Lidiorenko, Y.M., Shlenskii, P. (2013) On the Assessment of Stress-strain State of the Load-Bearing Structural Elements in the Tubular Explosion Chamber. *Strength of Materials*, 45, (2), 210–220.
10. Лобанов Л.М., Пашин М.О., Миходуй О.Л. та ін. (2022) Вплив форми електрода на напружено-деформований стан сплаву АМг6 при його електродинамічній обробці. *Автомат. зварювання*, 9, 5–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.09.01>
11. Джонсон К. (1989) *Механика контактного взаємодія*. Москва, Мир.
12. Лобанов Л.М., Пашин Н.А., Соломийчук Т.Г. (2012) Изменения структуры алюминиевого сплава АМг6 в зоне электродинамических воздействий. *Вісник українського матеріалознавчого товариства*, 5, 30–42.
13. Лобанов Л. М., Пашин Е.Н., Бердникова Е.Н. (2015) Влияние электродинамической обработки на особенности микромеханизма разрушения алюминиевого сплава АМг6 при циклическом нагружении. *Вісник українського матеріалознавчого товариства*, 8, 27–37.
14. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Timoshenko, N. et al. (2017) Effect of the Electrodynamic Treatment on the Life of AMg6 Aluminum Alloy Weld Joints. *Strength of Materials*, 49 (2), 234–238. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11223-017-9862-8>

References

1. Peleshenko, S., Korzhyk, V., Voitenko, O. et al. (2017) Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review). *Eastern European J. of Enterprise Technologies*, 3/1 (87), 42–52. DOI: <https://doi.org/10.15587/1729-4061.2017.99666>
2. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzinkyi, I. et al. (2020) Creation of Volumetric Products Using Additive Arc Cladding with Compact and Powder Filler Materials. In: *Proc. of the 2020 IEEE 10th Int. Conf. on Nanomaterials: Applications and Properties* (Sumy, Ukraine, 9–13 Nov. 2020), 02SAMA16-1-02SAMA16-5, DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
3. Soshi, M. (2017) Innovative grid molding and cooling using an additive and subtractive hybrid CNC machine tool. *CIRP Annals – Manufacturing Technology*, 66 (1), 401–404.
4. Dongqing, Yang, Gang, Wang, Guangjun, Zhang (2017) Thermal analysis for single-pass multi-layer GMAW based additive manufacturing using infrared thermography. *J. Materials Proc. Technology*, 244, 215–224.
5. Trufyakov, V.I. (1973) *Fatigue of welded joints*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Lobanov, L.M., Pashchyn, N.A., Kondratenko, I.P. et al. (2018) Development of post-weld electrodynamic treatment using electric current pulses for control of stress-strain states and improvement of life of welded structures. *Materials Performance and Characterization*, 7 (4). DOI: <https://doi.org/10.1520/MPC20170092>
7. Lobanov, L.M., Korzhyk, V.M., Pashchyn, M.O. et al. (2022) Deformation-free TIG welding of AMg6 alloy with application of electrodynamic treatment of weld metal. *The Paton Welding J.*, 8, 3-8.
8. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2017) Effect of the indenting electrode impact on the stress-

- strain state of an AMg6 alloy on electrodynamic treatment. *Strength of Materials*, 49 (3), 369–380.
9. Sidorenko, Y.M., Shlenskii, P. (2013) On the assessment of stress-strain state of the load-bearing structural elements in the tubular explosion chamber. *Strength of Materials*, 45, (2), 210–220.
 10. Lobanov, L.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2022) Influence of electrode shape on stress-strain state of AMg6 alloy during its electrodynamic treatment. *The Paton Welding J.*, 9, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2022.09.01>
 11. Johnson, K. (1989) *Mechanics of contact interaction*. Moscow, Mir [in Russian].
 12. Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Solomijchuk, T.G. (2012) Changes of structure of aluminium alloy AMg6 in the zone of electrodynamic actions. *Visnyk Ukr. Materialoznavchogo Tovarystva*, 5, 30–42 [in Russian].
 13. Lobanov, L.M., Pashchin, E.N., Berdnikova, E.N. (2015) Influence of electrodynamic treatment on features of fracture micro-mechanism of aluminium alloy AMg6 at cyclic loading. *Visnyk Ukr. Materialoznavchogo Tovarystva*, 8, 27–37 [in Russian].
 14. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Timoshenko, N. et al. (2017) Effect of the Electrodynamic Treatment on the Life of AMg6 Aluminum Alloy Weld Joints. *Strength of Materials*, 49 (2), 234–238. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s11223-017-9862-8>

MATHEMATICAL MODELING OF THE IMPACT OF ELECTRODYNAMIC TREATMENT IN THE PROCESS OF ADDITIVE SURFACING ON THE STRESS-STRAINED STATE OF VOLUMETRIC PRODUCTS FROM ALUMINIUM-MAGNESIUM ALLOY

L.M. Lobanov², V.M. Korzhyk^{1,2}, M.O. Pashchyn², O.L. Mikhoduj², P.R. Ustylenko³, Zhang Yupeng¹, A.O. Alyoshin², O.M. Voitenko²

¹China-Ukraine Institute of Welding, Guangdong Academy of Sciences, Guangdong Provincial Key Laboratory of Advanced Welding Technology, Guangzhou, 510650, China

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: olga.mikhodui@gmail.com

³NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Peremohy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine. E-mail: mail@kpi.ua

Combined 3D printing technology including a combination of additive (layer-by-layer) surfacing with electrodynamic treatment of deposited layer was considered. On the basis of mathematical modeling with the use of the Prandtl-Reiss ratio, on the example of aluminium-magnesium AMg6 alloy, the influence of the shape of the indenter for electrodynamic treatment on the distribution of basic parameters and components of the stress-strained state, in particular, the size of the zone of plastic deformations and stresses, depth and width of the contact interaction zone in a metal layer interacting with a roller-indenter moving along the normal to a layer at a speed of 1, 5 and 10 m/s across the thickness of the deposited layer was studied. It was established that the use of a roller with a contact surface, having a shape of a semi-circle, leads to an almost uniform distribution of compression stresses components in the deposited layer, the values of which can reach the yield strength of AMg6 alloy. The results of mathematical modeling give reasons to recommend the use of an electrode in the form of a semicircle (EC) for the development of combined technologies of 3D printing of volumetric metal products, which consist in combination of additive surfacing (WAAM, plasma, microplasma surfacing, etc.) of a volumetric metal product with electrodynamic treatment of each deposited layer. 14 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

Keywords: 3D printing, additive surfacing, shaping technologies, electrodynamic treatment, aluminium alloy, impact interaction, mathematical modeling, residual stresses, plastic deformations, roller-indenter, generatrix, elastic-plastic environment

Надійшла до редакції 14.06.2023

НОВІ КНИГИ



Ахонін С.В., Березос В.О., Северин А.Ю. Електронно-променева плавка зливків інтерметалідів на основі алюмінію титану. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2023. — 98 с.

У монографії розглянуто технологію електронно-променевої плавки зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al. Проведено дослідження, які дозволили розробити методику вибору технологічних параметрів електронно-променевої плавки (ЕПП) зливків інтерметаліду TiAl за допомогою математичної моделі випаровування легуючих елементів, що дозволяє визначити точний хімічний склад вихідної шихти. Показано особливості кристалізації рідкого металу зливків сплавів інтерметаліду системи Ti–Al в умовах дії електронно-променевого нагріву. Досліджено можливість отримання зливків ЕПП інтерметаліду TiAl з введенням додаткових легуючих елементів Nb, Cr, Mo, Zr, В, La. Описано дослідні плавки зливків методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Наведено

характеристики хімічного стану, макро-, мікроструктури та деяких механічних властивостей сплавів, отриманих методом ЕПП. Розглянуто можливість деформаційної обробки інтерметаліду TiAl, додатково легованого бором і лантаном. Описано мікроструктуру та механічні властивості деформованого та термічно обробленого металу.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також для студентів металургійних спеціальностей. Бібліогр. 131, табл. 25, рис. 56.



Позняков В.Д. Зварювальні технології для ремонту металевих конструкцій. — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2023. — 232 с.

У науково-технічному посібнику розглянуто питання щодо впливу різних факторів на структуру та механічні властивості металу швів і зони термічного впливу зварних з'єднань високоміцних низьколегованих та легованих високоміцних сталей з границею текучості 350...700 МПа. Розглянуто проблеми стосовно стійкості зварних з'єднань високоміцних сталей до утворення холодних тріщин і проредмонстровано, як на цей процес впливають залишкові напруження, хімічний склад, структура, вміст дифузійного водню в наплавленому металі та технологічні параметри зварювання. Запропоновано способи зменшення рівня залишкових напружень у характерних для ремонтного зварювання жорстко закріплених з'єднаннях великої товщини, які реалізуються шляхом оптимізації технології зварювання. Розглянуто питання щодо впливу ремонтно-зварювальних технологій і зміцнюючих обробок на механічні властивості та циклічну довговічність зварних з'єднань високоміцних сталей. Викладено загальні рекомендації стосовно способів видалення дефектів і підготовки з'єднань до ремонтного зварювання, вибору зварювальних матеріалів, температури попереднього підігріву та режимів і техніки зварювання високоміцних сталей. Наведено приклади застосування ремонтно-зварювальних технологій при відновленні цілісності та працездатності металевих конструкцій кар'єрних екскаваторів і автосамоскидів великої потужності, резервуарів для переробки нафти, суцільнолитих масивних базових вузлів пресового обладнання та дробарок.

Посібник призначено для наукових працівників дослідних установ та ВУЗів, аспірантів, студентів, інженерних працівників, що спеціалізуються у галузі виготовлення і ремонту зварних металевих конструкцій тривалої експлуатації. Бібліогр. 126, табл. 54, рис. 159.

Замовлення на книги надсилайте до редакції журналу.

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ТА ТРАНСФОРМАЦІЇ ОКСИДІВ ПРИ КОНТАКТНОМУ СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ РЕЙОК К76Ф

В.І. Швець, І.В. Зяхор, Л.М. Капітанчук

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

Досліджено трансформацію оксидних включень при контактному стиковому зварюванні оплавленням (КСЗО) рейок марки К76Ф з використанням Оже-мікрозонда JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія) із встановленим на ньому рентгенівським енергодисперсійним спектрометром INCA Penta FET x3 і залученням найбільш інформативних методик фрактографічного аналізу. Показано, що високотемпературні оксидні включення без зміни агрегатного стану видаляються в ґрат. На основі оксидів кремнію на оплавленій поверхні в процесі зварювання формуються легкоплавкі залізомарганцеві, а в приконтактному шарі – марганцеві силікати. Неоднорідність розподілу кремнію є причиною формування скупчень силікатів і утворення «матових плям» в приконтактному шарі. Бібліогр. 10, рис. 7.

Ключові слова: контактнo-стикове зварювання, рейки марки КФ76, силікати, «матові плями»

Неметалічні включення (НВ) порушують суцільність металу і, маючи відмінні механічні та фізичні властивості, спричиняють значний вплив на його механічні та експлуатаційні властивості [1]. Для сучасних конверторних рейкових сталей характерна присутність в структурі таких НВ: глобулярні сульфідні та оксиди марганцю, рядкові витягнуті вздовж напрямку прокату залізомарганцеві сульфідні, складні оксиди, що містять кремній, алюміній, кальцій. Перелічені НВ являють собою невидалені продукти розкислення і десульфурізації сталі [2].

В термодформаційних умовах зварювання можлива трансформація НВ з вірогідним посиленням їх негативного впливу. У роботі [3] розглянуто питання оплавлення в приконтактному шарі рейок залізомарганцевих сульфідів. Оплавлення зумовлено існуванням в системі Fe–Mn–S евтектики з температурою плавлення 1164 °С. Показано, що після оплавлення розплав поширюється структурними границями. При охолодженні зварних з'єднань може відбутися розкриття металу по сформованим литим прошаркам. Такий дефект виявляється засобами УЗ контролю, з'єднання в цьому випадку визнається бракованим. Небезпеку становить розтріскування по цим прошаркам в процесі експлуатації після укладання рейок в колію. Рекомендовано режим зварювання, при якому зменшується тепловкладення з метою гальмування процесу оплавлення сульфідів на стадії коагуляції до розповсюдження розплаву по міжзерничних границях [4].

Прості оксиди, що зустрічаються в металі рейок, характеризуються як тугоплавкі – температура плавлення їх значно перевищує температуру плавлення заліза – 1538 °С. У той же час дані

досліджень діаграм стану вказують на існування в оксидних системах легкоплавких евтектик [5]. Наявність легкоплавких евтектик дає підставу припустити можливе оплавлення як комплексних оксидів, так і продуктів дифузійної взаємодії оксидів з матрицею при КСЗО. Утворення рідкої фази з подальшою її кристалізацією може спричинити додаткові внутрішні напруження в металі і зниження властивостей з'єднань.

Мета роботи полягала у встановленні особливостей формування та трансформації оксидних включень в рейкових сталях при КСЗО.

Методика та обладнання. Розглянуті з'єднання рейок марки К76Ф, отримані на машині для контактнo-стикового зварювання К1000 за технологією, розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України [6]. Дослідження НВ проводили на поверхнях зламу з'єднань після випробувань на статичний згин. Вивчення мікроструктури поверхні зламу та визначення хімічного складу структурних складових проводили з використанням Оже-мікрозонда JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія) із встановленим на ньому рентгенівським енергодисперсійним спектрометром INCA Penta FET x3 фірми «Oxford Instrument». Енергія первинного електронного пучка становила 10 кеВ при струмі 0,5 нА для методів РЕМ та РСМА та струмі 10 нА для методу Оже-електронної спектроскопії. Спектри Оже – реєструвалися з енергетичною роздільною здатністю $\Delta E/E = 0,6 \%$. Перед дослідженнями поверхня зразків піддавалася очищенню безпосередньо в камері аналізу приладу шляхом травлення іонами аргону Ar^+ з енергією 1 кеВ протягом 10 хв. Швидкість травлення по контрольному зразку-свідку

Швець В.І. – <http://orcid.org/0000-0003-4653-7453>, Зяхор І.В. – <http://orcid.org/0000-0001-7780-0688>

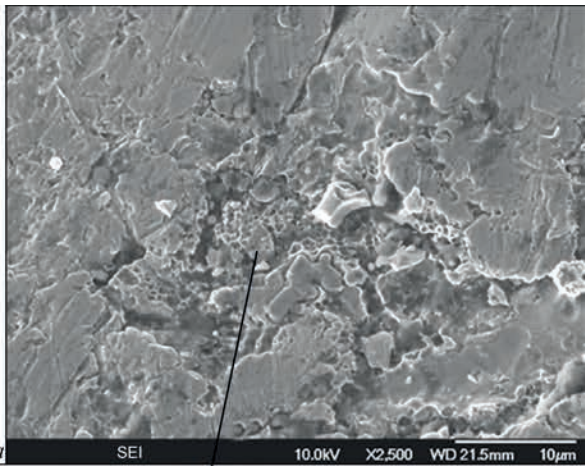
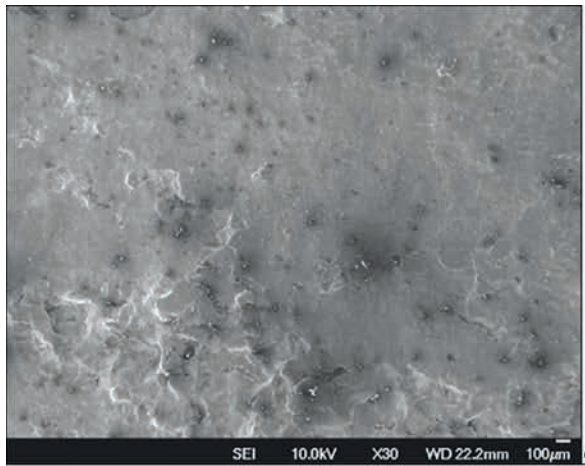
Капітанчук – Л.М. <http://orcid.org/0000-0002-8624-2590>

© В.І. Швець, І.В. Зяхор, Л.М. Капітанчук, 2023

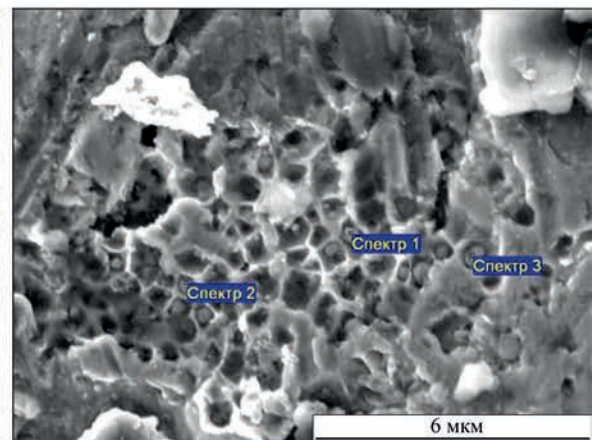
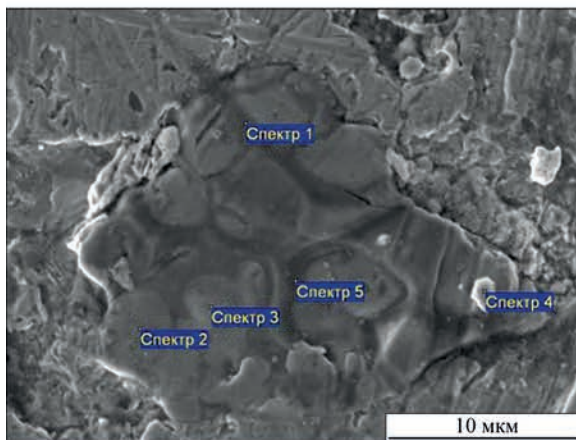
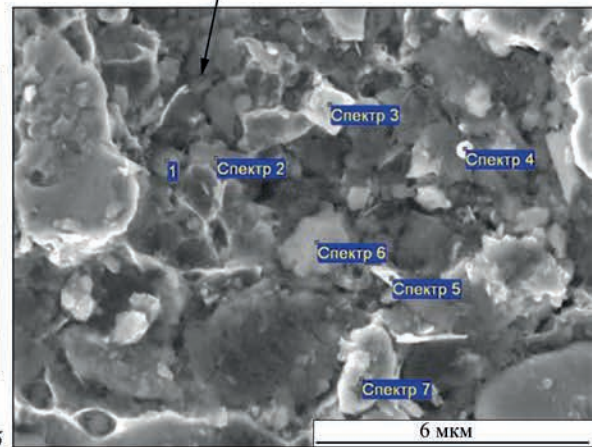
SiO₂ становила 4 нм/хв. Вакуум у камері аналізу знаходився в межах 5·10⁻⁶...5·10⁻⁷ Па. Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі НЕОРНОТ 32, оснащеному цифровим фотоапаратом. Мікроструктуру виявляли травленням

попередньо полірованих зразків у 4%-му спиртовому розчині HNO₃.

Результати досліджень та обговорення. Поверхня зламу з'єднань рейок, отриманих на оптимальному режимі, кристалічна. На розкритих дефектах зварювання, що утворюються в разі від-



	C	O	Na	Al	Si	Ca	Fe
1	15,49	51,05	0,56	0,15	18,99	0,24	13,52
2	16,66	57,02	0,66	0,20	17,99	0,18	7,29
3	6,38	56,02	0,32	0,13	0,16	0	36,98
4	21,13	44,63	0,61	0,23	0,58	0,85	31,97
5	15,82	11,48	0,86	0,41	0,88	0,48	70,07
6	20,51	50,38	0,90	1,91	5,44	17,28	3,58
7	11,92	12,53	0,14	0,23	0,50	0,04	74,63



	C	O	Si	Mn	Fe
1	2,73	55,66	7,30	8,40	25,91
2	5,66	50,01	0,60	4,34	39,39
3	1,64	51,05	0,33	5,57	41,40
4	5,39	52,32	0,06	6,61	35,62
5	2,12	55,79	10,52	9,25	22,32

	C	O	Si	Mn	Fe
1	10,68	39,90	8,11	19,24	22,07
2	10,46	33,86	7,12	13,95	34,63
3	10,95	33,47	7,63	16,99	30,97

Рис. 1. Мікроструктура поверхні зламу на ділянці «холодного зварювання»: а – загальний вигляд; б, в, з – результати рентгенівського мікроаналізу неметалічних включень (ат.%)

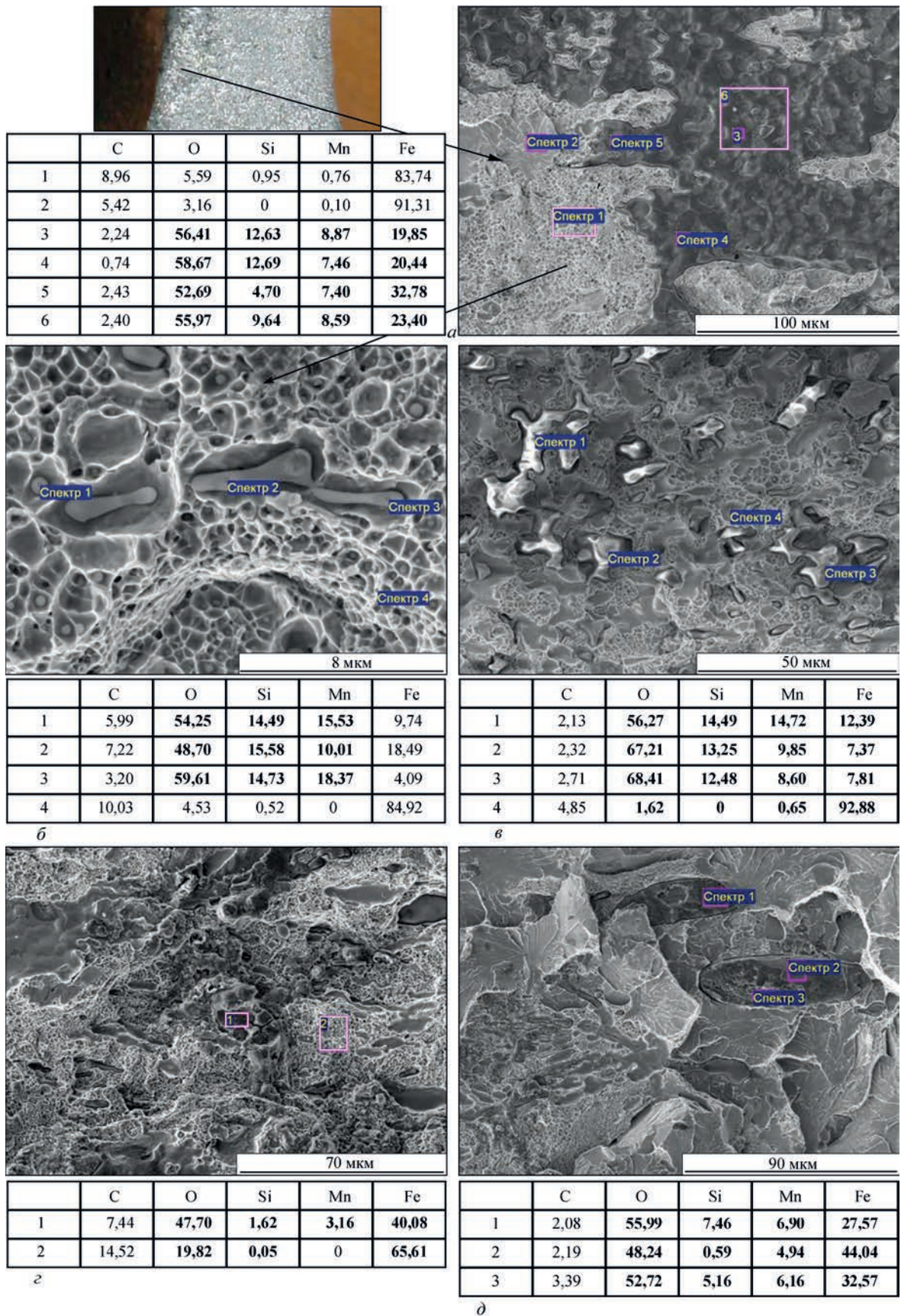
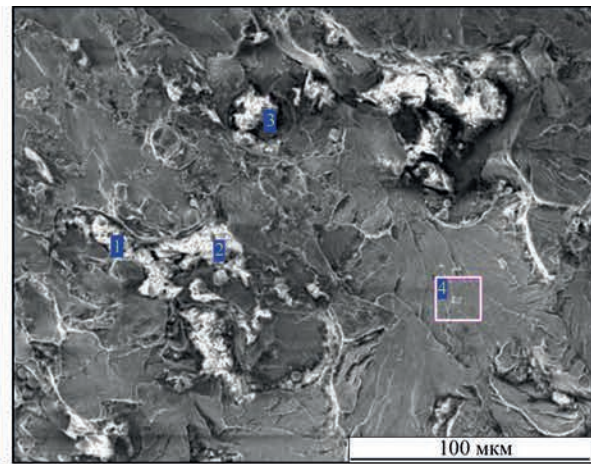
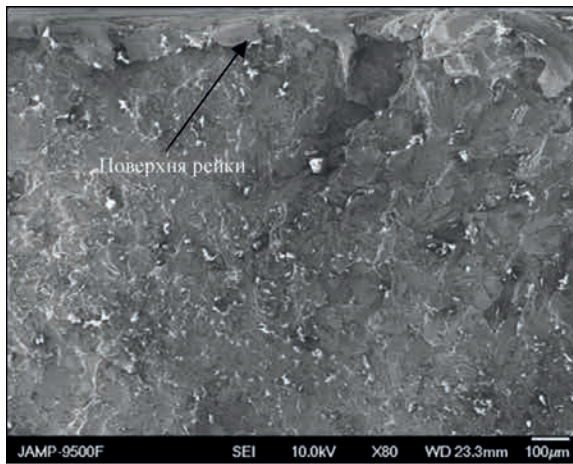


Рис. 2. Мікроструктура поверхні зламу на ділянці «непровару»: а – загальний вигляд; б, в, г, д – результати рентгенівського мікроаналізу неметалічних включень (ат.%)

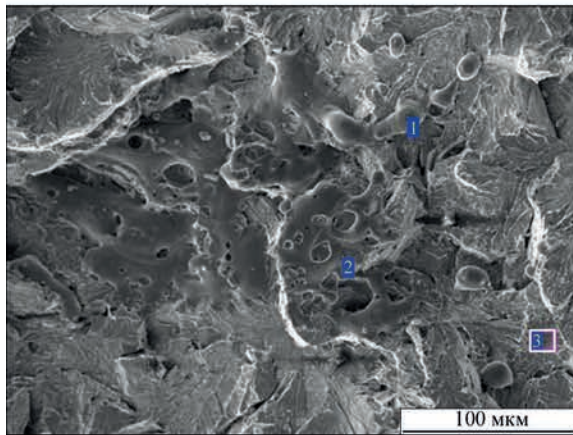
хилення параметрів режиму від оптимальних, візуально поверхня плоска. Для отримання більш

повного уявлення про формування і трансформацію НВ поряд з дослідженням на поверхні криста-



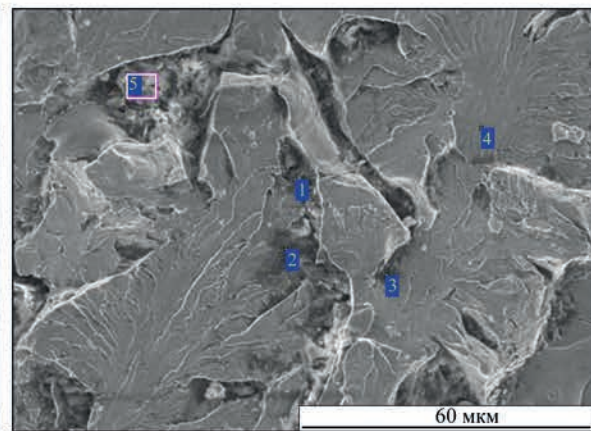
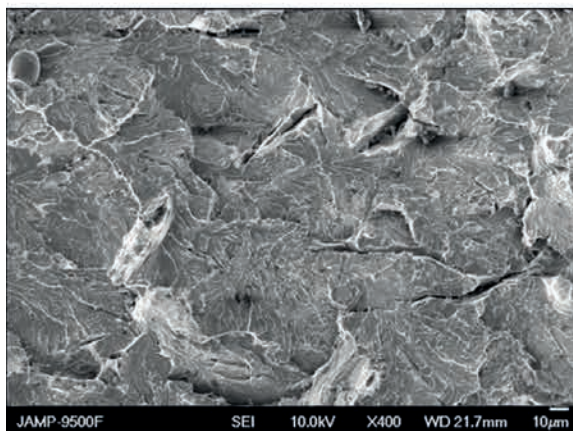
	C	O	Na	Mg	Al	Si	S	Cl	K	Ca	Fe
1	65,54	23,93	0,62	0,26	1,32	1,04	0,50	0,26	0,32	2,54	3,70
2	32,24	33,83	0,31	0,51	2,08	1,09	0,40	0,50	0,23	1,29	27,52
3	65,48	5,79			4,76	16,05	1,04		2,05	1,80	3,04
4	8,34	6,74			0,40	0,92					83,60

а



	C	O	Si	Mn	Fe
1	7,57	23,32	0,21	0	68,89
2	3,09	57,02	0,98	0,10	38,82
3	5,43	3,53	1,37	0,23	89,43

б



	C	O	Na	Al	Si	S	Ca	Fe	Cu
1	71,29	13,13	0,23	0,29	0,92		0,61	13,53	
2	73,69	14,97		1,34	0,68			9,32	
3	70,75	17,11	0,10	1,17	0,81	0,23	0,69	9,16	
4	7,85	3,36			1,26			87,53	
5	67,52	24,46		2,13	1,29	0,15	1,08	2,96	0,27

в

Рис. 3. Мікроструктура поверхні зламу та результати рентгенівського мікроаналізу неметалевих включень на ділянці неповно-го видалення розплаву в грат: а – тугоплавкі оксиди; б – оксиди заліза; в – вторинні тріщини (ат.%)

лічного зламу і в приконтактному шарі з'єднання розглянуто утворення структурних складових на ділянках таких дефектів зварювання як «холодне зварювання» і «непровар» [7].

Особливість «холодного зварювання» полягає у недостатньому нагріві рейки перед осадкою і, як наслідок, неповне оплавлення торця. Поверхня зламу на цій ділянці розкриття плоска (рис. 1). У межах плоскої поверхні спостерігаються тугоплавкі неметалеві включення, такі як оксиди кремнію, алюмінію, комплексні оксиди, що включають алюміній, кальцій, кремній, глобулярні оксиди заліза (рис. 1, б.). Поруч із оксидами зустрічаються оплавленого виду силікати у вигляді плівок (рис. 1, в) і скупчень дрібних глобулярних частинок, розмір яких становить частки мікрона (рис. 1, г). Глобулярні частинки є продуктом фрагментації залізомарганцевої плівки і зумовлюють локально в'язкий характер зламу.

Непровари утворюються в місцях більш інтенсивного проплавлення. На поверхні зламу непровари виділяються як гладкі ділянки, які не мають чітко вираженої кристалічної структури. Згідно з результатами рентгенівського мікроаналізу більшу частину поверхні непровару складає шар залізомарганцевого силікату (рис. 2, а, спектр 3). У межах непровару зустрічаються плівки легкоплавкого оксиду заліза – вюститу (рис. 2, г, спектр 1). У шарах залізомарганцевих силікатів, як і плівках вюститу виявляються скупчення глобулярних частинок розміром переважно менше 1 мкм (рис. 2, б, спектр 1). Частинки є продуктами фрагментації плівок залізомарганцевих силікатів і вюститу відповідно. Незначний розмір частинок зумовлює в'язкий характер зламу на ділянках їх розташування.

У перехідній зоні на межі ділянки непровару з кристалічним зломом зустрічаються включення залізомарганцевих силікатів оплавленого виду зі зниженим вмістом заліза у порівнянні з шаром залізомарганцевих силікатів (рис. 2, в). Зустрічаються плівки залізомарганцевих силікатів з підвищеним вмістом заліза (рис. 2, д).

Як видно, структурні складові, що спостерігаються на поверхні непровару, належать до системи Si–Mn–Fe–O. Передумовою для їх утворення,

очевидно, є наявність в системі $\text{SiO}_2\text{--FeO}$ евтектик з температурою 1178 та 1117 °C [4], а також необмежена розчинність в системі MnO–FeO [8]. Очевидно, що в процесі зварювання має місце окислення металу оплавлених торців рейок. На поверхні перш за все утворюється легкоплавкий оксид заліза (вюстит) з деяким вмістом марганцю. Взаємодія приповерхневого оксиду кремнію з оксидом заліза та збільшення вмісту дифузійно-активного марганцю веде до формування залізомарганцевих силікатів. Джерелом марганцю може бути як метал рейки, так і тугоплавкі його оксиди. Наявність і розподіл включень оксиду кремнію в поверхневому шарі визначає хімічний склад і морфологію структурних складових поверхні непровару.

При КЗСО оплавлений на торцях метал рейок видаляється при осадці за межі перерізу заготовки. Разом з розплавом видаляються продукти окислення поверхневого шару і НВ, що містяться в розплаві. При дослідженні ділянки зламу з неповним видаленням розплаву виявлено численні включення комплексних оксидів алюмінію, кальцію, кремнію (рис. 3, а). Зустрічаються глобулярні та плівкові оксиди заліза (рис. 3, б). Характерною особливістю мікроструктури є вторинні тріщини розміром до 100 мкм (рис. 3, в). Тріщини містять дрібні оксидні включення, що спостерігаються на тлі підвищеного до 50...70 ат. % вмісту вуглецю. Високий вміст вуглецю пов'язаний з перерозподілом його в термодформаційних умовах зварювання та заповненням об'ємів на межі неметалевих включень та матриці [9].

На кристалічній поверхні зламу з'єднання мікроструктура являє собою фасетки внутрізерного сколу з елементами пластичної деформації: язичками, гребенями відриву (рис. 4, б). В мікроструктурі присутні дрібні включення сульфідів марганцю (рис. 5, б), глобулярні включення оксиду заліза (рис. 5, а), включення оксидів легуючих елементів, зокрема, карбооксидів титану (рис. 5, в). Зустрічаються скупчення дрібних сульфідів (рис. 5, в) – продуктів фрагментації легкоплавкої плівки (Fe,Mn)S, що формується в приконтактному шарі [3].

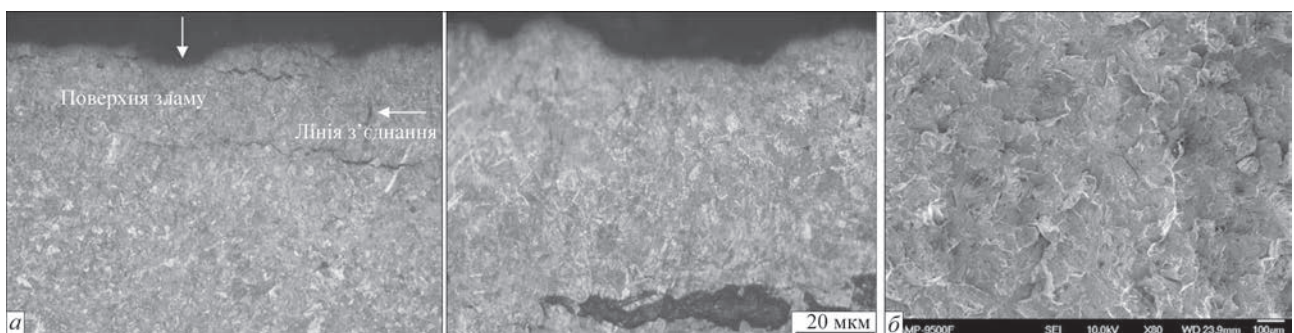


Рис. 4. Мікроструктура приповерхневого шару (а) і поверхні зламу (б)

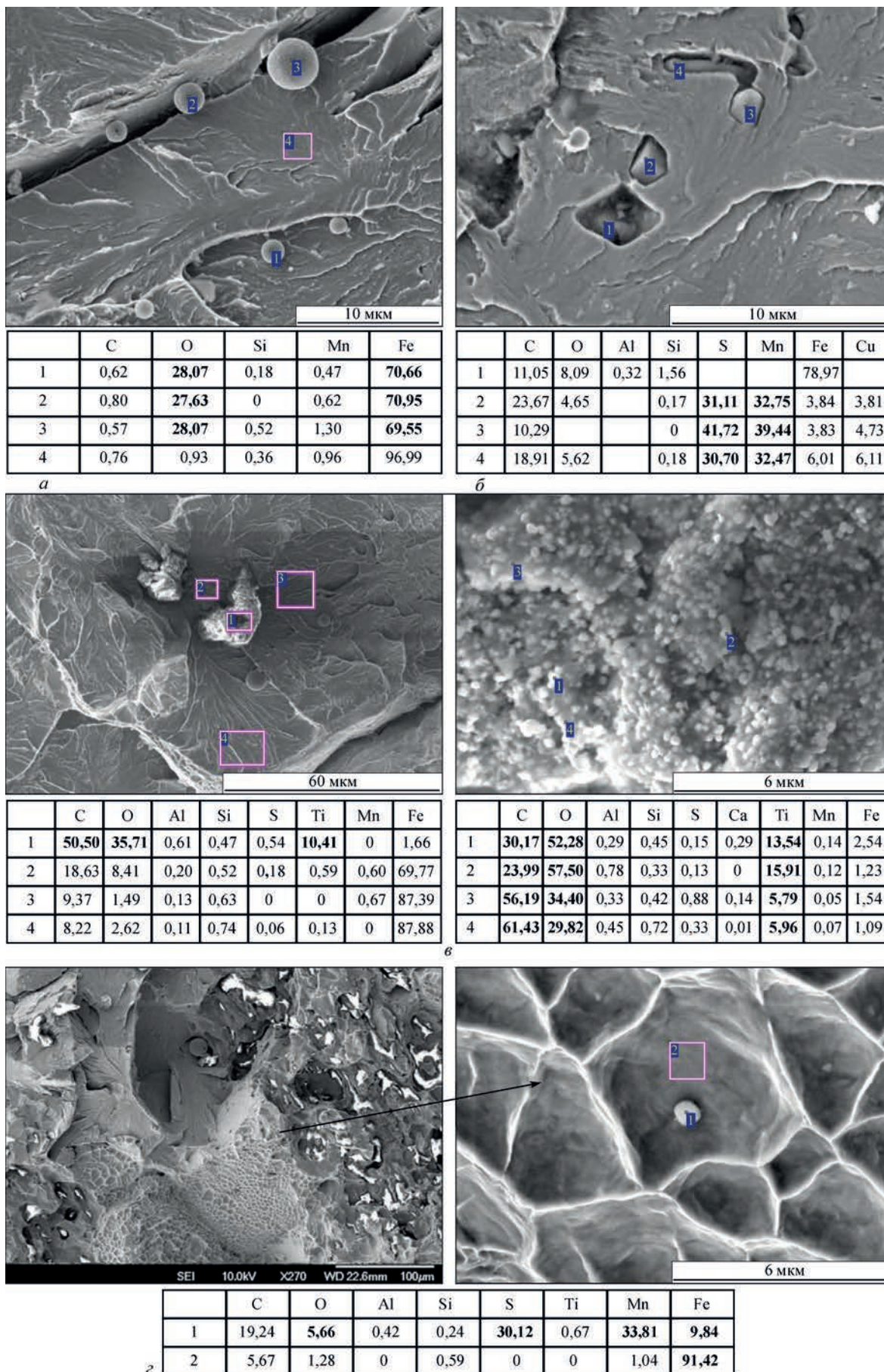
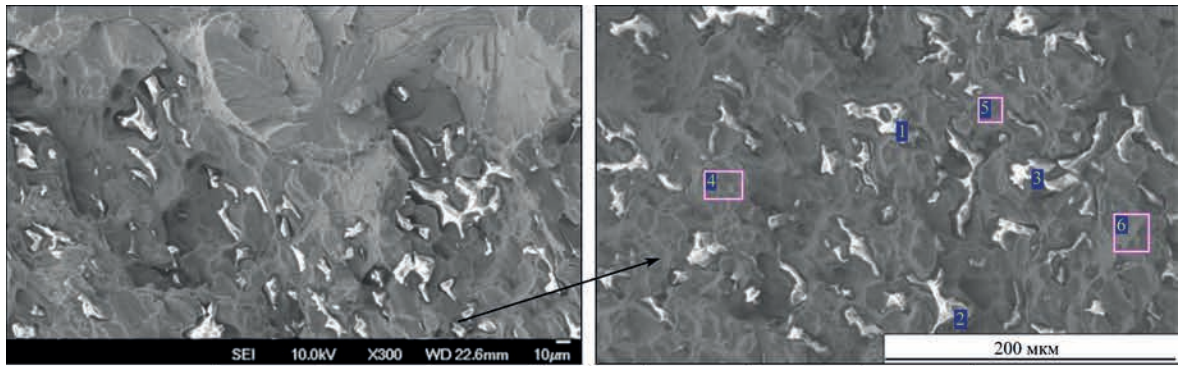
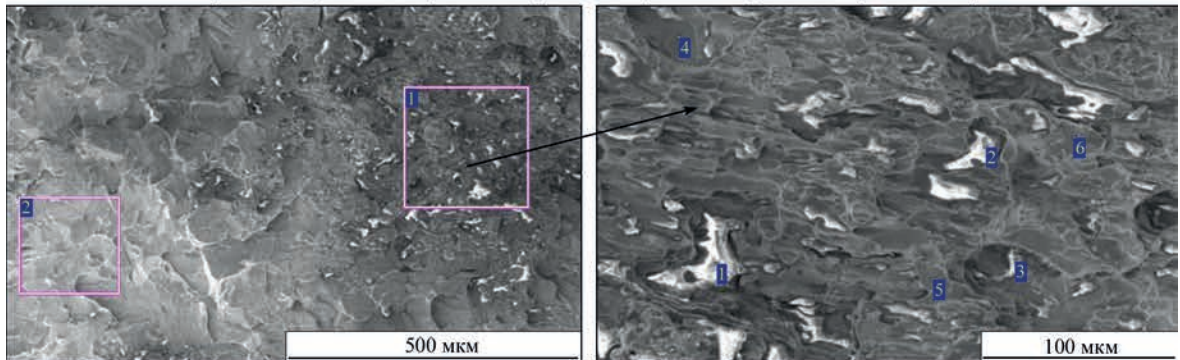


Рис. 5. Результати рентгенівського мікроаналізу неметалічних включень на поверхні кристалічного зламу (ат.%): а – оксиди заліза; б – оксиди марганцю; в – карбоксиди титану; г – залізомарганцеві сульфіді



	C	O	Al	Si	Mn	Fe
1	3,27	66,66	1,11	16,48	11,61	0,86
2	3,36	61,08	3,15	16,70	14,73	0,99
3	2,41	68,91	1,32	16,39	6,90	0,90
4	4,43	1,57	0,11	0	0,80	93,09
5	5,51	0,86	0	0,18	0,81	90,76
6	4,70	1,50	0	0,15	1,11	92,54

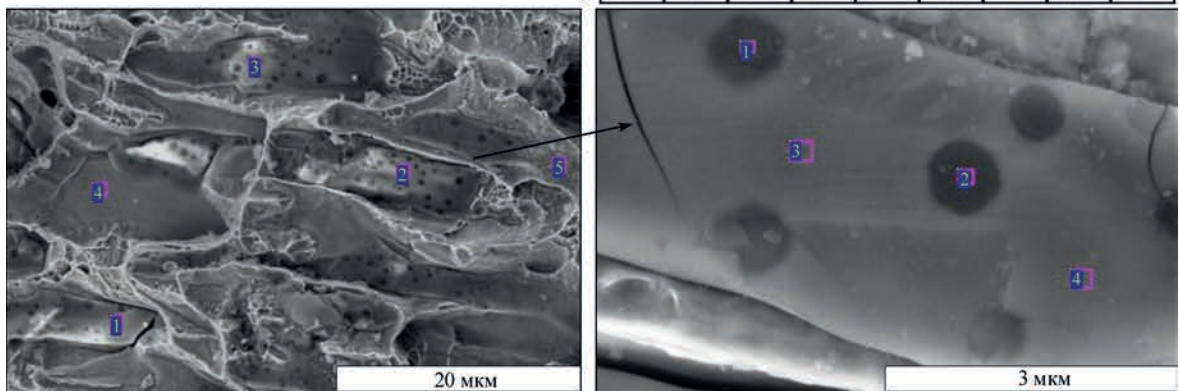
a



	C	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe
1	14,43	21,93	0,11	5,76	0,34	5,47	51,96
2	7,01	1,63	0,05	0,41	0,34	1,45	89,11

б

	C	O	Na	Al	Si	Cr	Mn	Fe
1	2,88	66,74	0	0	18,05	0	10,32	2,01
2	31,24	50,68	0,47	0,16	10,67	0,04	5,85	0,89
3	3,16	59,39	0,25	0,06	18,88	0,04	15,63	2,60
4	7,85	1,74	0	0	0,73	0	0,71	88,97
5	8,81	4,65	0	0,16	0,81	0,05	1,50	84,02
6	3,88	1,74	0,29	0	0,51	0	0,08	93,51



	C	O	Al	Si	S	Cr	Mn	Fe
1	1,72	59,34	0,16	17,06	0,33	0,27	18,95	2,17
2	1,85	61,66	0,21	16,54	0,20	0,05	17,76	1,75
3	1,96	63,29	0,04	16,14	0,05	0	17,06	1,46
4	1,28	0,98	0,05	0,20	0	0	1,23	96,27
5	11,57	17,56	0,31	3,96	0,36	0	5,84	60,40

в

	C	O	Al	Si	Mn	Fe
1	1,99	51,28	0	20,57	1,81	24,35
2	2,10	62,25	0,06	23,36	3,49	8,74
3	0,68	58,26	0,22	16,10	21,05	3,69
4	1,91	59,21	0,11	16,63	18,96	3,17

Рис.6. Результати рентгенівського мікроаналізу силікатів прикордонного шару з'єднання рейок (ат.%): а – марганцеві алюмо-силікати; б, в – марганцеві силікати

Поряд із високотемпературними оксидами на поверхні зламу спостерігаються оплавленого виду марганцеві силікати та алюмосилікати розміром до 30 мкм (рис. 6, а, б). Показано, що вони мають литу структуру (рис. 6, в). На відміну від шару залізомарганцевих силікатів на поверхні непровару вміст заліза в них незначний. Магістральна тріщина при руйнуванні проходить на відстані близько 20...50 мкм від лінії з'єднання (рис. 4, а). Трансформація неметалевих включень, присутніх на поверхні кристалічного зламу, вочевидь, протікає в шарі неоплавленого металу. Враховуючи те, що в системі $\text{SiO}_2\text{--MnO}$ існують евтектики з температурою 1250 та 1315 °С [4], утворення марганцевих силікатів у приконтатному шарі, вочевидь, відбувається завдяки дифузійній взаємодії поверхнево активного в залізі марганцю з кремнійвмісними оксидами.

Включення силікатів часто утворюють скупчення. Враховуючи те, що розкриття металу рейки при навантаженні відбувається по ослабленій межі силікатів з матрицею, як це видно в мікροструктурі зламу (рис. 6, а, б), місця скупчень силікатів у нормативних документах віднесені до дефектів зварних з'єднань, що класифікуються як «матові плями» (рис. 7). Поява їх у мікροструктурі

рі зламу зумовлена особливістю розподілу оксиду кремнію в металі рейок. Деяка кількість «матових плям» у з'єднаннях рейок допустима. Однак сумарна площа не має бути більше 15 мм² [10].

Висновки

1. Високотемпературні оксидні включення, окрім оксиду кремнію, при зварюванні рейок переходять без зміни агрегатного стану в оплавлений шар і видаляються в ґрат при осадці.

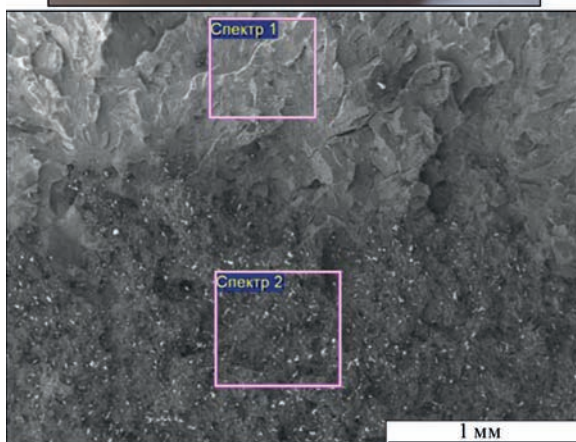
2. Існування в оксидних системах $\text{SiO}_2\text{--FeO}$, MnO--FeO легкоплавких евтектик з температурою 1178, 1117 та 1250 °С, 1315 відповідно, а також необмежена розчинність в системі MnO--FeO є передумовою формування марганцевих силікатів на поверхні оплавлених торців рейок при зварюванні і в приконтатному шарі з'єднання.

3. Залізомарганцеві силікати на оплавлених торцях рейок утворюються внаслідок взаємодії легкоплавкого оксиду заліза з включеннями оксиду кремнію і подальшої дифузії марганцю з металу рейки. Технологія зварювання передбачає видалення при осадці залізомарганцевих силікатів разом із розплавом у ґрат.

4. Марганцеві силікати в приконтатному шарі з'єднання є продуктом дифузійної взаємодії поверхнево активного в залізі марганцю з кремнійвмісними оксидними включеннями. Включення марганцевих силікатів часто утворюють скупчення внаслідок неоднорідного розподілу оксидів кремнію в металі рейок. Через слабку адгезію до заліза скупчення силікатів впливають на результати випробувань з'єднань на ударну в'язкість та статичний вигин і класифікуються як дефекти зварних з'єднань, так звані «матові плями». Загальна площа їх обмежена і не має перевищувати 15 мм² [10].

Список літератури

1. Губенко С.И., Ошкадеров С.П. (2016) *Неметаллические включения в стали*. Київ, Наукова думка.
2. Левченко Н.В. (2006) Изменение неметаллических включений в процессе производства рельсов. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, 2, 63–65.
3. Кучук-Яценко С.И., Швец В.И., Дидковский А.В., Антипин Е.В. (2016) Влияние неметаллических включений рельсовой стали на формирование сварного соединения. *Автоматическая сварка*, 5-6 (753), 28–32.
4. Кучук-Яценко С.И., Дидковский О.В., Богорський М.В. та ін. (2002) *Спосіб контактної стикового зварювання оплавленням*. Пат. 46820 Україна 6 В23К11/04, С2. Опубл. 17.06.2002 г., Бюл. № 6.
5. Галахов Ф.Я. (1991) *Диаграммы состояния систем тугоплавких оксидов: Справочник*. Л., Наука.
6. Kuchuk-Yatsenko, S., Shvets V., Didkovsky A., et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails. *Mining Informatics. Automation and Electrical Engineering*, 4(528), 40–48.
7. Кучук-Яценко С.И., В.К. Лебедев (1976) *Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением*. Киев, Наукова думка.



Примітки	C	O	Al	Si	Mn	Fe
1 Фасетки сколу	8,34	2,74	0	0,25	0,13	88,55
2 Пляма	7,01	16,52	0,45	4,08	5,86	66,08

Рис. 7. «Матові плями» на поверхні зламу з'єднань рейок та результати рентгенівського мікроаналізу поверхонь з площі (ат.%)

8. Javojskij V.I. (1969) *Theorie der Stahlerzeugung*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. Leipzig.
9. Aksenova, K.V., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F. et al. (2017) Carbon redistribution under deformation of steels with bainite and martensite structures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 60(7), 544–548. (In Russ.) DOI: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-7-544-548>
10. ТУУ 24.1-40075815-002:2016. *Рейки нові зварені для залізниць*.

References

1. Gubenko, S.I., Oshkaderov, S.P. (2016) *Nonmetallic inclusions in steel*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
2. Levchenko, N.V. (2006) Change of nonmetallic inclusions in manufacture of rails. *Metallurgicheskaya i Gornorudnaya Promyshlennost*, 2, 63–65.
3. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, A.V., Shvets, V.I. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails of nowadays production. *The Paton Welding J.*, 5-6 (753), 4-12.
4. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Method of flash-butt welding*. Pat. 46820 Ukraine, Int. Cl. 6 B23K11/04, C2, Publ. 17.06.2002
5. Galakhov, F.Ya. (1991) *State diagrams of refractory oxide systems: Refer. book*. Leningrad. Nauka [in Russian].
6. Kuchuk-Yatsenko, S., Shvets, V., Didkovsky, A., et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails. *Mining Informatics. Automation and Electrical Engineering*, 4(528), 40–48.
7. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Lebedev, V.K. (1976) *Flash-butt welding*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
8. Javojskij, V.I. (1969) *Theorie der Stahlerzeugung*. VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie. Leipzig.
9. Aksenova, K.V., Gromov, V.E., Ivanov, Yu.F. et al. (2017) Carbon redistribution under deformation of steels with bainite and martensite structures. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 60(7), 544–548 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2017-7-544-548>.
10. ТУУ 24.1-40075815-002:2016. *New welded rails for railways* [in Ukrainian].

FEATURES OF FORMATION AND TRANSFORMATION OF OXIDES IN FLASH-BUTT WELDING OF K76F RAILS

V.I. Shvets, I.V. Zyakhor, L.M. Kapitanchuk

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The transformation of oxide inclusions in flash-butt welding (FBW) of K76F rails was studied with the use of the Auger-microprobe JAMP 9500F of «JEOL» company (Japan) with the X-ray energy dispersion spectrometer INCA Penta FET x3 mounted on it and involvement of the most informative methodologies of fractographic analysis. It is shown that high-temperature oxide inclusions without changing the aggregate state are removed as a flash. On the basis of silicon oxides on a molten surface in the welding process, easy fusible iron manganese and in the near-contact layer - manganese silicates are formed. The heterogeneity of silicon distribution is the cause of formation of clusters of silicates and formation of “matt spots” in the near-contact layer. 10 Ref., 7 Fig.

Keywords: flash-butt welding, K76 rails, silicates, «matt spots»

Надійшла до редакції 22.05.2023

ПЕРЕДПЛАТА 2024



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



Журнал «Сучасна електрометалургія» – міжнародний науково-теоретичний та виробничий журнал у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмова- та вакуумно-дугова технології); нові матеріали; енерго- і ресурсозбереження; металознавство, 3D технології у спеціальній електрометалургії. Публікується також допоміжна інформація з тематики журналу.



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

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

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

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

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

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

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

ВАРТІСТЬ РЕКЛАМИ

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

ВИДАВНИЦТВО

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

ЗАСТОСУВАННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ЛАЗЕРНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ ДЛЯ РЕМОНТУ І ВИГОТОВЛЕННЯ ТОНКОСТІННИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

А.В. Бернацький, О.В. Сіора, В.І. Бондарєва, Н.О. Шамсутдінова, Ю.В. Юрченко

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

Тонкостінні зварні з'єднання корозійностійких високолегованих сталей використовуються у різних галузях промисловості для виготовлення відповідальних конструкцій. Тенденція до зменшення ваги виробів з метою економії витрат та збереження енергоресурсів, надає актуальності пошуку способів вирішення задачі зварювання таких з'єднань, у тому числі за допомогою концентрованих джерел енергії, таких як лазерне випромінювання. Застосування лазерних технологій при зварюванні тонкостінних з'єднань з високолегованих сталей може бути використаним не тільки на стадії виготовлення, але й на стадії ремонту. Висока вартість обробки таких матеріалів зумовлює актуальність проблеми пошуку шляхів уникнення утворення дефектів у таких зварних з'єднаннях. Водночас актуальним є завдання розробки технологій ремонту тонкостінних зварних з'єднань, виконаних з високолегованих сталей. Саме вирішенню цього завдання шляхом застосування технологій лазерного зварювання та наплавлення присвячена дана стаття. За результатами візуального, радіографічного контролю, металографічних досліджень виконана оцінка параметрів тонкостінних таврових зварних з'єднань сталі AISI 321, а саме: геометрії, лускатості, наявності кратерів, пор, їх кількості, розмірів, взаємного положення та інших параметрів, що передбачені стандартом ДСТУ EN ISO 13919-1:2015. Аналіз одержаних даних дозволив встановити наявність окремих дефектів зварних таврових з'єднань у вигляді одиночних пор, ланцюгу пор, несплавлення, заниження шва, непроварів, усадочних раковин та раковин в кратері, підрізів, перевищення випуклості. Розроблено методику їх усунення та запобігання їх утворенню. Встановлено, що тонкостінні таврові зварні з'єднання сталі AISI 321 після ремонту за запропонованою методикою мають механічні характеристики на рівні бездефектних зварних з'єднань і становлять 670...717 МПа. Це дозволяє рекомендувати запропоновану методику для виконання операції ремонту таких з'єднань при усуненні дефектів у вигляді прожогів. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: лазерне зварювання, високолеговані сталі, таврові зварні з'єднання, ремонт, методику усунення дефектів, відповідальні конструкції

Вступ. У багатьох галузях промисловості широко використовуються конструкції з корозійностійких високолегованих сталей малих товщин (0,1...2,0 мм) [1–3]. Стикові, таврові, кутові зварні з'єднання тонкого метала застосовуються розробниками і виробниками різного роду приладів для доставки, перерозподілу потоків, вимірювання тиску і витрат рідин і газів, які використовуються в атомній промисловості, автомобілебудуванні, ракетобудуванні [4–6]. Призначення і умови роботи даних виробів пред'являють до них свої специфічні вимоги. Досить часто зварне з'єднання повинне мати не тільки достатню міцність, а й бути герметичним. Робота в агресивному середовищі при високих температурах вимагає підвищеної корозійної стійкості. Крім того, дані вироби повинні мати підвищену надійність. Це викликано тим, що вони, як правило, використовуються у відповідальних вузлах, що, перш за все, стосується до виробів авіаційної і космічної техніки, атомної енергетики [7–9].

Зварні з'єднання таких деталей можливо отримувати за допомогою різних способів зварювання. Основними з них є аргонодугове [6], мікроплазмове, контактнo-роликoве, електронно-променеве і лазерне зварювання [10–12]. Останнє відноситься до найбільш прийнятних для розв'язання задач одержання з'єднань малих товщин. Для лазерного зварювання не потрібні вакуумні камери, як для електронно-променевого, воно дозволяє одержувати більш вузькі шви порівняно з дуговими способами, дозволяє здійснювати прецизійне регулювання технологічних параметрів, відрізняється високою стабільністю і дозволяє отримувати задовільні експлуатаційні характеристики шва при зварюванні тонкого металу.

Однак при одержанні зварних з'єднань тонколистових сталей виникають певні технічні проблеми. У разі надлишкового тепловкладання, що виникає при зварюванні тонкостінних деталей, або одержання достатньо широких швів, вини-

Бернацький А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8050-5580>, <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=57212263637>
Сіора О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1927-790X>, <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=26428932000>
Бондарєва В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-4745-0995>, <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=58026278400>
Шамсутдінова Н.О. – <https://orcid.org/0000-0002-3525-0080>, <https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=57331245800>
Юрченко Ю.В. – <https://orcid.org/0000-0001-9253-009X>

© А.В. Бернацький, О.В. Сіора, В.І. Бондарєва, Н.О. Шамсутдінова, Ю.В. Юрченко, 2023

кають залишкові деформації зварних конструкцій [11]. Особливо чітко це виявляється при зварюванні аустенітних корозійностійких сталей, що мають малу теплопровідність і високий коефіцієнт лінійного розширення [1, 3, 7]. Це підсилює викривлення і деформування крайок тонкостінних деталей під час зварювання. В результаті цього збільшуються зазори між зварюваними поверхнями, і, як наслідок, при зварюванні виникають дефекти у вигляді прожогів, несплавлення, непроварів, а геометрія зварного з'єднання стає нестабільною.

Висока вартість обробки таких матеріалів зумовлює актуальність проблеми пошуку шляхів уникнення утворення дефектів у таких зварних з'єднаннях. Водночас актуальним є завдання розробки технологій ремонту тонкостінних зварних з'єднань, виконаних з високолегованих сталей. Саме вирішенню цього завдання шляхом застосування технологій лазерного зварювання та наплавлення присвячена дана стаття.

Матеріал та методики дослідження. Матеріалом дослідження (табл. 1) слугувала високолегована сталь AISI 321. Зразки виготовляли з листа завтовшки 1,2 мм. Розмір заготовки ребра таврового з'єднання – 320×100 мм; розмір заготовки полки таврового з'єднання 300×200 мм.

Відпрацювання режимів ремонту зварних з'єднань. Лазерне зварювання таврових зварних з'єднань сталі AISI 321 з товщиною полки та ребра 1,2 мм виконували «на підйом» у вертикальному положенні за один прохід прорізним швом в імпульсному режимі генерації лазерного випромінювання на лабораторному стенді, показаному на рис. 1.

Параметри режимів зварювання були наступними: максимальна потужність лазерного випромінювання $P_{max} = 4,4$ кВт; середня потужність лазерного випромінювання $P_{cp} = 3,2$ кВт; тривалість імпульсу $T = 75$ %; частота проходження імпульсів лазерного випромінювання 250 Гц; фокусна відстань лінзи $F = 300$ мм; підйом фокусу лазерного випромінювання над зварюваною поверхнею $\Delta F = +2$ мм; швидкість зварювання $V_{zv} = 4000$ мм/хв. Вибір даного режиму обумовлений найбільш стабільним формуванням з обох сторін галтелей між полкою та ребром таврового з'єднання, при забезпеченні необхідної геометрії зварного з'єднання і високого рівня механічних характеристик.

Характерні дефекти зварних з'єднань нормовані стандартами ДСТУ EN ISO 13919-1:2015 «Зварювання. З'єднання, виконані електронно-променевим та лазерним зварюванням. Настанова щодо

оцінювання рівня якості залежно від дефектів. Частина 1. Сталь» та ДСТУ EN ISO 6520-1:2015 «Зварювання та споріднені процеси. Класифікація геометричних дефектів у металевих матеріалах. Частина 1. Зварювання плавленням». Згідно з цими стандартами рекомендуються три рівні якості з'єднань: помірний «D», середній «C» і високий «B».

За результатами візуального, радіографічного контролю виконана оцінка параметрів тонкостінних таврових зварних з'єднань сталі AISI 321, а саме: геометрії, лускатості, наявності кратерів, пор; їх кількості, розмірів, взаємного положення та інших параметрів, що передбачені стандартом ДСТУ EN ISO 13919-1:2015.

Виконана оцінка одержаних даних дозволила встановити можливість утворення окремих дефектів у таврових зварних з'єднаннях. А саме, одиночних пор, ланцюгу пор, несплавлення, заниження шва, непроварів, усадочних раковин та раковин в кратері, підрізів, перевищення випуклості. Розроблено методику їх усунення та запобігання їх утворенню, яка має наступний зміст:

для усунення дефектів у вигляді пор, ланцюгу пор, несплавлення, заниження шва, непроварів – переварювання шва з додаванням присаджувального матеріалу (за необхідністю);

для запобігання утворенню усадочних раковин та раковин в кратері – використання вивідних планок; використання програмного управління плавного зростання потужності лазерного випро-

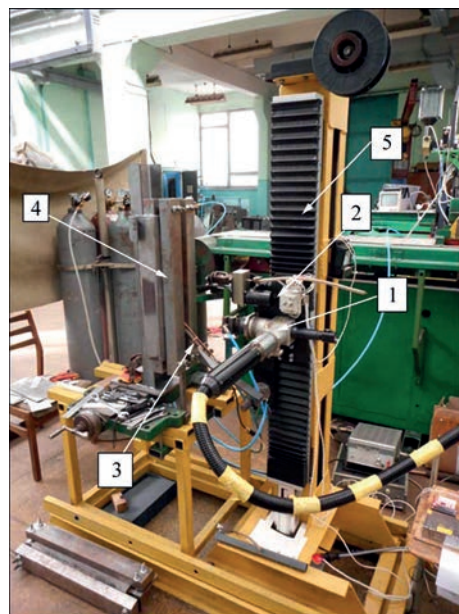


Рис. 1. Частина лабораторного стенду для відпрацювання технологічних прийомів лазерного зварювання у вертикальному просторовому положенні: 1 – головка для лазерного зварювання; 2 – каретка маніпулятора; 3 – газовий захист; 4 – трубуцина; 5 – балка маніпулятора (вісь Z)

Таблиця 1. Хімічний склад сталі AISI 321, мас. %

Марка сталі	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Ti	Fe
AISI 321	<0,1	<0,8	1...2	10...11	<0,2	<0,035	17...19	<0,6	Основа

мінювання на початку зварювання та плавного спадання наприкінці зварювання;

для усунення підрізів, перевищення випуклості – виконання додаткового переплавлення розфокусованим променем.

Проведено дослідження з розгляду варіантів ремонту дефектів у вигляді прожогів (проплавів) і тріщин. Розглянуто варіанти застосування присадних матеріалів у вигляді порошку і тонкої стрічки. При ремонті в якості присаджувального матеріалу використовували стрічку завтовшки 0,25 мм зі сталі AISI 321 та наплавочний порошок фракцією «150 + 53» марки «16316» виробництва компанії «Castolin Eutectic» з наступним хімічним складом, %: Fe – основа; 0,03 C; 17,5 Cr; 13 Ni; 2,7 Mo.

Нижче розглянуто методику ремонтної обробки на прикладі усунення дефекту у вигляді прожогу у тавровому зварному з'єднанні. Ремонтні були піддані дефектні ділянки зразка.

В результаті проведених робіт встановлено, що при наявності дефектних ділянок з прожогами в місці зварювання зварні з'єднання повинні бути відремонтовані за наступною методикою, а саме (наведені дані для ремонту дефекту розміром 1,5×1,5 мм, як для такого, що найбільш часто зустрічається серед виявлених при візуальному контролі отриманих зварних з'єднань):

- механічна обробка (зачистка) місця ремонту;
- безпосередньо перед ремонтом очищення ацетоном;
- установка ремонтної латки зі сталі AISI 321 (завтовшки $\delta = 0,25$ мм) з площею на 30...50 % більше площі дефекту;
- лазерне ремонтне точкове зварювання на режимі: розфокусування лазерного випромінювання $\Delta F = 30$ мм, потужність лазерного випромінювання $P = 1$ кВт, час впливу (витримки) 0,5 с;
- механічна обробка (зачистка) місця ремонту після зварювання;
- безпосередньо перед наступною операцією ремонту очищенням ацетоном;
- нанесення необхідного обсягу присаджувального матеріалу у вигляді порошку (використовували порошок фракцією «150 + 53» марки 16316 виробництва компанії «Castolin Eutectic»; допускається використання аналога порошку, близького за складом і властивостями до основного матеріалу);
- виконання ремонтного наплавлення для усунення заниження шва (формування достатнього посилення верхнього валика) на режимі: розфокусування лазерного випромінювання $\Delta F = +30$ мм, потужність лазерного випромінювання $P = 1$ кВт, час впливу (витримки) 0,5 с.

Виконання операції ремонту за наведеною вище методикою дозволяє: усунути нещільності

у таврових зварних з'єднаннях; сформувати галтели по обидва боки ребра у таврових з'єднаннях; сформувати необхідне посилення верхнього валика шва.

Металографічні дослідження одержаних зварних з'єднань після ремонту. Проведено дослідження структури у тавровому зварному з'єднанні після виконання ремонту за наведеною вище послідовністю операцій. З відремонтованого таврового з'єднання з заплавленим дефектом у вигляді прожога вирізали темплет, який фіксували в металевій оправці заливкою латокрілом. Після механічної обробки (шліфування та полірування) зразок був досліджений методами оптичної мікроскопії та мікродюрOMETричного аналізу.

Досліджуване з'єднання являє собою тавр, що складається з ребра і полки (рис. 2).

Лита структура зварного шва практично однакова по всій площі з'єднання як у базовому шві, так і в ремонтній частині (рис. 3 та 4).

На кордоні шва ремонтного зварювання виявлена зона, що лишається світлою після травлення з твердістю у верхній частині $HV1 - 3090...3510$ МПа, а з боку полки – $HV1 - 4010...4210$ МПа. Тоді як твердість металу шва ремонтного зварювання в середньому становить $HV1 - 3510...3830$ МПа, з окремими ділянками зі зниженою до $HV1 - 3140...3362$ МПа і підвищеною до $HV1 - 4010$ МПа твердістю.

Структура базового шва та шва після ремонтного зварювання аустенітна з δ -феритом ймовірно містить мартенсит (рис. 5 та 6).

Про наявність мартенситу свідчить підвищена твердість і наявність рельєфу в тілі кристалітів (рис. 7). Це припущення потребує перевірки локальними методами досліджень.

Структура шва у лінії сплавлення з ребром дрібніша в порівнянні з рештою шва (рис. 8) і являє собою аустеніт і δ -ферит, ширина цієї ділянки ~ 100 мкм. Твердість тут трохи нижча, ніж на інших ділянках шва – $HV1 - 2740$ МПа.

Структура ЗТВ металу ребра – аустеніт і δ -ферит. Розмір зерна аустеніту в ЗТВ не змінився в порівнянні з основним металом (рис. 8). На відстані до

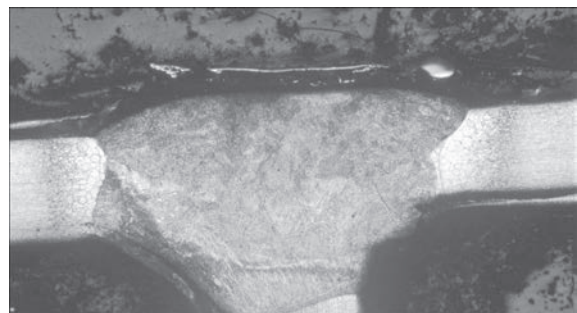


Рис. 2. Загальний вигляд таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання ($\times 25$)

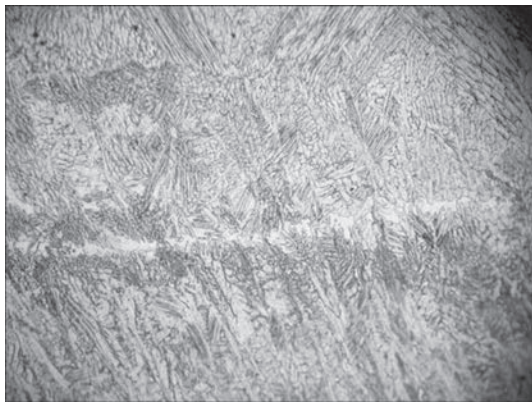


Рис. 3. Лінія сплавлення металу шва таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання ($\times 200$)

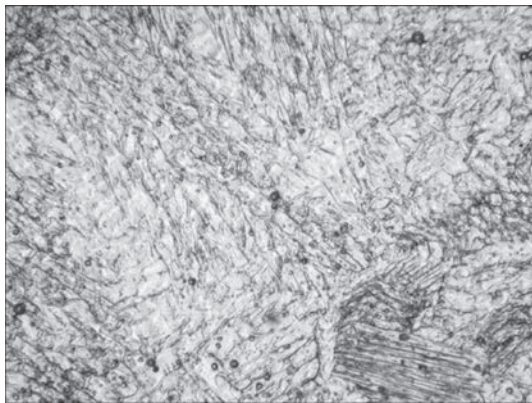


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 500$) литого металу шва у тавровому з'єднанні з ремонтним зварюванням, загальний вигляд

50 мкм від лінії сплавлення збільшилася кількість δ -фериту. Твердість на цій ділянці $HV1 - 2450$ МПа.

Структура ЗТВ полки також складається з аустеніту і δ -фериту (рис. 9), але відрізняється більшим зерном аустеніту – бал № 4,5 (ГОСТ 5639-82). На межі зерен аустеніту (рис. 10) виділяється δ -ферит, ширина ділянки перегріву крупного зерна ~ 400 мкм. Твердість ЗТВ на ділянці перегріву становить $HV1 - 2740 \dots 3090$ МПа.

Після ремонтного зварювання не виявлено дефектів на ділянках базового та ремонтного швів та ЗТВ. Структура основного металу двофазна аустенітно-феритна. Уздовж напрямку прокату виділяється δ -ферит, твердість $HV1 - 2060 \dots 2580$ МПа.

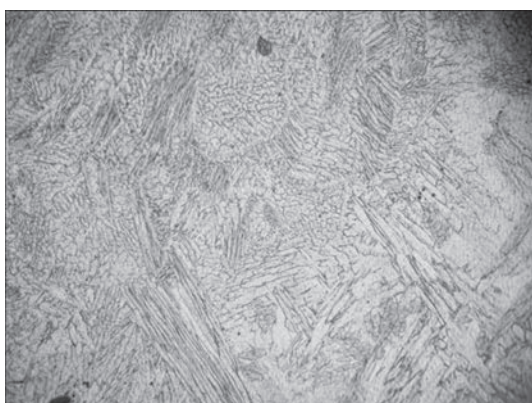


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) металу ремонтного зварювання

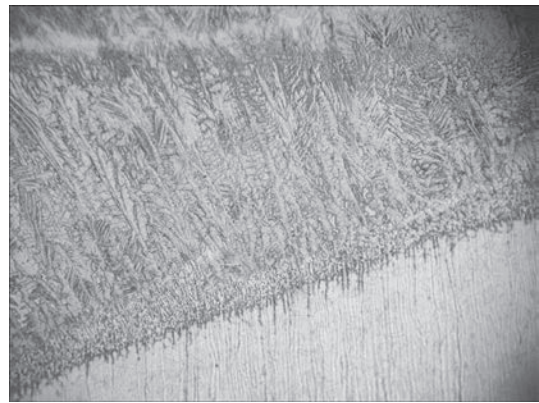


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 200$) металу початкового шва і ЗТВ в ребрі таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання

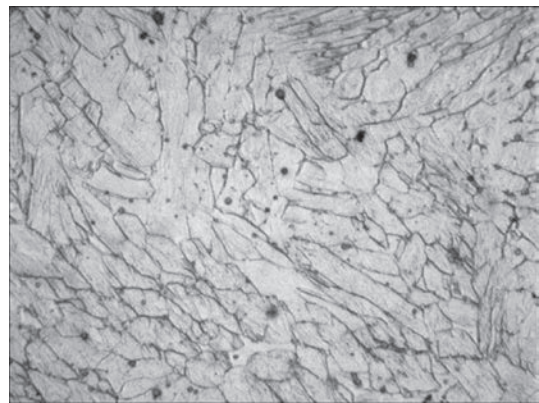


Рис. 7. Мікроструктура ($\times 1000$) металу ремонтного зварювання (рельєф)

Механічні випробування на статичний розтяг зразків таврових зварних з'єднань після ремонту. Проведено випробування на статичний розтяг зварних зразків після ремонту. Випробування проводили на зразках таврових з'єднань в кількості 6 штук, вирізаних з різних досліджуваних з'єднань. Для імітації дефектів у вигляді прожогів були виконані засвердлювання (від 1 до 3 штук на довжині 20 мм) в зразках, підготовлених для проведення випробувань на статичний розтяг. Імітовані таким чином дефекти ремонтували точковим порошковим лазерним наплавленням (рис. 11).



Рис. 8. Мікроструктура ($\times 500$) металу вихідного початкового шва і ЗТВ ребра таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання

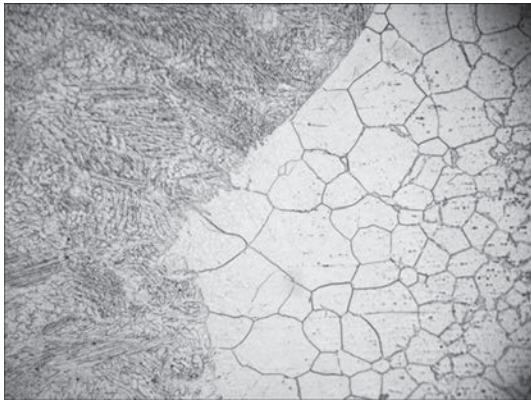


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 200$) металу ЗТВ і лінія сплавлення з полкою таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання

Результати випробувань на статичний розтяг зразків з відремонтованими точковими дефектами наведені в табл. 2.

Як показують результати проведених випробувань на статичний розтяг зразків, з відремонтованими точковими дефектами значення межі міцності σ_b для всіх випробуваних відремонтованих зварних з'єднань не нижче показників, отриманих для базових зварних з'єднань без ремонту та основного матеріалу зразків (межа міцності σ_b базових зварних з'єднань 665...712 МПа; межа міцності σ_b основного матеріалу зразків 685...725 МПа). Ці результати дозволяють стверджувати, що механічні властивості зварних з'єднань, отриманих після ремонту за за-

Таблиця 2. Результати випробувань на статичний розтяг зразків з відремонтованими точковими дефектами

Номер	Ширина, мм	Товщина, мм	σ_b , МПа	Місце руйнування
1	25,3	1,2/1,2	717	Руйнування по ОМ
2	25,5	«-»	670	Руйнування по шву
3	25,2	«-»	684	«-»
4	25,1	«-»	672	Руйнування по ОМ
5	24,9	«-»	694	«-»
6	25,3	«-»	715	«-»

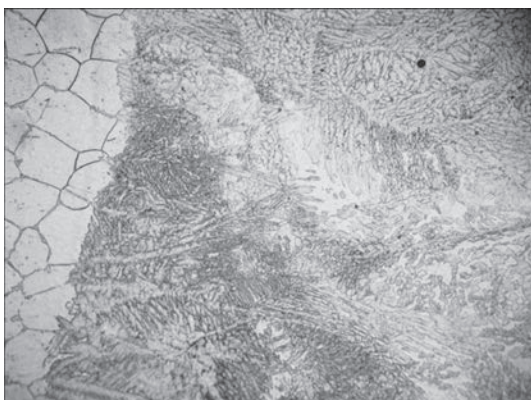


Рис. 10. Мікроструктура ($\times 200$) металу шва і ЗТВ полки таврового зварного з'єднання після ремонтного зварювання

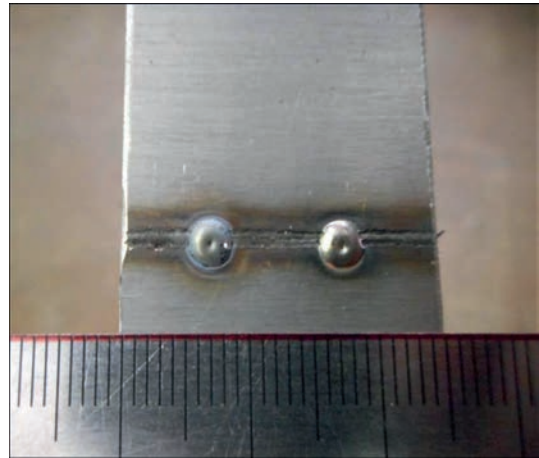


Рис. 11. Фото зразка для випробувань на статичний розтяг відремонтованими двома точковими дефектами

пропонованою методикою, задовольняють вимогам стандартів ДСТУ EN ISO 13919-1:2015 та ДСТУ EN ISO 6520-1:2015, які пред'являються до зварних з'єднань, отриманих зварюванням плавленням.

Висновки

За результатами візуального, радіографічного контролю, металографічних досліджень виконана оцінка параметрів тонкостінних таврових зварних з'єднань сталі AISI 321, а саме: геометрії, лускатості, наявності кратерів, пор; їх кількості, розмірів, взаємного положення та інших параметрів, що передбачені стандартом ДСТУ EN ISO 13919-1:2015. Аналіз одержаних даних дозволив встановити наявність окремих дефектів зварних таврових з'єднань у вигляді одиночних пор, ланцюгу пор, несплавлення, заниження шва, непроварів, усадочних раковин та раковин в кратері, підрізів, перевищення випуклості. Розроблено методику їх усунення та запобігання їх утворенню.

Встановлено, що тонкостінні таврові зварні з'єднання сталі AISI 321 після ремонту за запропонованою методикою мають механічні характеристики на рівні бездефектних зварних з'єднань і становлять 670...717 МПа. Це дозволяє рекомендувати запропоновану методику для виконання операції ремонту таких з'єднань при усуненні дефектів у вигляді прожогів.

Список літератури/References

- Soltani, H. M., Tayebi, M. (2018) Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd: YAG laser welding. *Journal of Alloys and Compounds*, 767, 112–121. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.302>
- Ramakrishna R. V.S.M., Amrutha, P.H.S.L.R., Rahman Rashid, R.A., Palanisamy, S. (2020) Narrow gap laser welding (NGLW) of structural steels – a technological review and future research recommendations. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 111, 2277–2300. <https://doi.org/10.1007/s00170-020-06230-9>
- Khokhlov, M., Bernatskyi, A., Berdnikova, O. et al. (2022) Optimization of T-Joints laser robotic welding procedure parameters from AISI 321 stainless steel. In: Arsenyeva, O.,

- Romanova, T., Sukhonos, M., Tsegelnyk, Y. (Eds.) Smart Technologies in Urban Engineering: *Proceedings of STUE-2022* (pp. 513–524). Cham: Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-031-20141-7_47
4. Khaskin, V.Yu., Korzhyk, V.M., Dong, C., Illyashenko, E.V. (2020) Improvement of the effectiveness of laser welding processes by reciprocating movement of the focus. *The Paton Welding J.*, 1, 54–60. <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.01.08>
 5. Bernatskyi, A., Sydorets, V., Berdnikova, O. et al. (2021) Research of technology for repair of heat exchangers of nuclear power plants by laser welding. *Solid State Phenomena*, 313, 94–105. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.94>
 6. Bernatskyi, A., Goncharov, P., Sokolovskyi, M. et al. (2023) Spot welded joints of steels produced by electric arc and laser welding in different spatial positions. In: H. Altenbach, et al. (Eds.) *Advances in Mechanical and Power Engineering. CAMPE 2021. Lecture Notes in Mechanical Engineering* (pp. 198–207). Cham: Springer International Publishing. https://doi.org/10.1007/978-3-031-18487-1_20
 7. Krivtsun, I.V., Korzhik, V.N., Khaskin, V.Y. et al. (2019) Hybrid laser-microplasma welding of stainless steels. *The Paton Welding J.*, 12, 31–36. <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.12.04>
 8. Wang, L., Gao, X., Kong, F. (2022) Keyhole dynamic status and spatter behavior during welding of stainless steel with adjustable-ring mode laser beam. *Journal of Manufacturing Processes*, 74, 201–219. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.12.011>
 9. Das Banik, S., Kumar, S., Singh, P. K., Bhattacharya, S. (2023). Influence of weld repair on the residual stresses induced in austenitic stainless steel weld joints. *Production Engineering*, 17(1), 81–94. <https://doi.org/10.1007/s11740-022-01156-5>
 10. Chen, Z., Sun, W., Huang, Y. et al. (2022) The effect of laser energy density on microstructural evolution and mechanical properties of laser clad 316L stainless steel for repair. *Surface and Coatings Technology*, 448, 128899. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128899>
 11. Zhu, J., Li, L., Li, D. et al. (2022) Microstructural evolution and mechanical properties of laser repaired 12Cr12Mo stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 830, 142292. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142292>
 12. Sheikhabaee, H., Mirahmadi, S.J., Pakmanesh, M.R., Asghari, S. (2022) Investigating sensitivity to process parameters in pulsed laser micro-welding of stainless steel foils. *Optics & Laser Technology*, 148, 107737. <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2021.107737>

USE OF LASER WELDING AND SURFACING TECHNOLOGIES FOR REPAIR AND MANUFACTURE OF THIN-WALLED WELDED JOINTS OF HIGH-ALLOY STEELS

A.V. Bernatsky, O.V. Siora, V.I. Bondareva, N.O. Shamsutdinova, Yu.V. Yurchenko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Thin-walled welded joints of corrosion-resistant high-alloy steels are used in various industries for the manufacture of critical structures. The tendency to reduction in the mass of products in order to save costs and energy resources makes it relevant to find the ways to solve the problem of welding such joints, including also the use of concentrated power sources such as laser radiation. The use of laser technologies in welding thin-walled joints of high-alloy steels may be applied not only at the manufacturing stage but also at the stage of repair. The high cost of treatment of such materials makes the problem of finding the ways to avoid the formation of defects in such welded joints relevant. At the same time, it is urgent to develop technologies for repair of thin-walled welded joints made of high-alloy steels. The article is devoted to the solution of this task namely by using laser welding and surfacing technologies. According to the results of visual, radiographic testing and metallographic examinations, the parameters of thin-walled welded T-joints of AISI 321 steel were evaluated, namely: geometry, ripple, presence of craters, pores, their quantity, sizes, mutual position and other parameters provided by ISO 13919-1:2015 standard. The analysis of the obtained data made it possible to find the presence of individual defects of welded T-joints in the form of single pores, chain of pores, lacks of fusion, lowering of the weld, lacks of penetration, shrinkage cavities and cavities in the crater, undercuts, excess of convexity. The procedure for their elimination and prevention of their formation was developed. It was established that thin-walled welded T-joints of AISI 321 steel after repair according to the proposed procedure have mechanical characteristics at the level of defect-free welded joints and amount to 670...717 MPa. This allows recommending the proposed procedure to perform the operation of repair of such joints when eliminating defects in the form of burn-outs. 12 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Keywords: laser welding, high-alloy steels, welded T-joints, repair, procedures of defects elimination, critical structures

Надійшла до редакції 21.06.2023

19-та Міжнародна конференція з моніторингу технічного стану 12–14 вересня 2023 року, Нортгемптон, Велика Британія

Конференцію організовано BINDT у тісному партнерстві з Міжнародним товариством моніторингу стану (ISCM) і Товариством США з технології запобігання відмовам машин (MFPT). Таке поєднання зусиль цих провідних організацій створює одну з найбільших подій такого роду на дійсно міжнародному рівні та базується на дуже успішних 18-и міжнародних конференціях з моніторингу стану, організованих BINDT, Першому Всесвітньому конгресі з CM у 2017 році, організованому BINDT і ISCM та 71-й щорічній конференції, організованій Товариством MFPT.

Щорічна конференція Інституту з моніторингу стану дає можливість усім, хто займається моніторингом стану, зустрітися в комфортній обстановці, повчитися у видатних людей у своїй галузі і обмінятися новинами та думками з колегами, а також є час для відновлення дружби та створення нових знайомств. Завдяки численним паралельним технічним презентаціям, постерним сесіям і громадським заходам з місцевим колоритом, бізнес і відпочинок поєднуються, щоб гарантувати, що справді знайдеться щось для кожного.



ВПЛИВ СТРУМУ ФОКУСУВАННЯ ЕЛЕКТРОННОГО ПРОМЕНЮ НА ГЕОМЕТРІЮ ТА МІКРОСТРУКТУРУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 2219

М.О. Русиник¹, В.М. Нестеренков¹, М. Sahul², І.М. Клочков¹

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: nesterenkov17@gmail.com
²Czech Technical University in Prague, Faculty of Mechanical Engineering, Technická 4, 160 00 Prague 6, Czech Republic

Досліджено вплив струму фокусування електронно-променевого зварювання на характер формування зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219. Встановлено, що при збільшенні струму фокусування зростає ширина лицьового шва. А ширина кореня шва залежить від реального положення фокусу електронного пучка відносно гострого фокусу на поверхні металу (639 мА). Виявлена залежність струму фокусування на розподіл міді та алюмінію в металі шва. Збільшення струму фокусування з 629 до 649 мА призвело до збільшення вмісту міді у міждендритних ділянках. Енергодисперсійний рентгенівський аналіз показав, що мікроструктура зварного з'єднання, отриманого при струмі фокусування 629 мА, складається з екваксіальних дендритів зі вкрапленими дрібними частками, порами та евтектикою $\alpha+\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, відокремленими в міждендритних областях. Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, складально-зварювальне оснащення, сплав алюмінію, енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія, сегрегація

Алюмінієвий сплав 2219 є високоміцним сплавом, що складається з алюмінію, міді та марганцю і поєднує в собі добру оброблюваність і якісні механічні властивості. Вироби зі сплаву можуть використовуватися у температурному діапазоні від -270 до 300 °С. При цьому сплав має більш високі механічні властивості порівняно з деформованими сплавами системи легування Al–Mg [1]. Цей сплав є легким металевим матеріалом з кількома бажаними властивостями: низькою щільністю, високою питомою міцністю та жорсткістю. Тому він широко використовується в автомобільній, авіаційній, аерокосмічній та інших галузях промисловості, де потрібні легкі конструкції [2]. Особливе розповсюдження у використанні сплаву 2219 знайшла аерокосмічна галузь, а саме виготовлення корпусів ракет, паливних баків, елементів шасі та інших вузлах конструкцій.

При зварюванні сплавів системи Al–Cu–Mg труднощі викликає велика схильність металу шва до утворення пор і кристалізаційних тріщин (особливо характерних для сплавів на основі алюмінію). При зварюванні сплавів підвищеної міцності спостерігається поява холодних тріщин. Значна усадка при кристалізації зварного шва, а також високий коефіцієнт лінійного розширення призводять до істотних залишкових деформацій. При зварюванні нагартованого алюмінію та термічно зміцнених алюмінієвих сплавів знижується міцність зварного з'єднання порівняно з міцністю основного металу, що створює певні проблеми. Істотні складнощі виникають внаслідок легко-

го окиснення алюмінію у твердому та розплавленому станах. Утворена тугоплавка плівка оксиду алюмінію Al_2O_3 перешкоджає формуванню шва і є джерелом неметалічних включень у металі шва.

Електронно-променеве зварювання (ЕПЗ) порівняно до інших типів зварки таких типів сплавів має кілька переваг. Процес зварки відбувається у вакуумі, що є важливим для хімічно-активних сплавів. Також особливістю є швидкий процес нагріву та охолодження металу, що в свою чергу обумовлює мінімальне розміщення зварних з'єднань та максимальний рівень їх міцнісних властивостей. Тимчасові внутрішні напруги не встигають вплинути на метал, що кристалізується, тобто не встигають виникнути кристалізаційні тріщини. Для високоміцних алюмінієвих сплавів можна уникнути розміщення металу в навколошовній зоні при високих швидкостях зварювання, що забезпечують мінімальний термічний вплив на основний метал [3]. Застосування ЕПЗ дозволило зменшити об'єм розплавленого металу зварювальної ванни та розміри зони термічного впливу, це призвело до зниження темпу наростання пружно-пластичних деформацій у температурному інтервалі крихкості та підвищенню запасу технологічної міцності матеріалу, що зварюється [4, 5].

Для отримання зварних з'єднань з необхідними властивостями необхідно оптимізувати параметри ЕПЗ. Струм фокусування є одним із основних параметрів ЕПЗ, що впливає на положення фокуса і, таким чином, на загальну щільність потужності, створювану електронним променем на

В.М. Нестеренков – <http://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, М.О. Русиник – <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>,

І.М. Клочков – <https://orcid.org/0000-0001-6490-8905>

© М.О. Русиник, В.М. Нестеренков, М. Sahul, І.М. Клочков, 2023

поверхні матеріалів, що зварюються. До теперішнього часу відсутня інформація про дослідження впливу струму фокусування на мікроструктуру та механічні властивості сплаву AA2219, звареного електронним променем. Тільки окремі автори досліджували вплив положення фокусу та кута падіння променя на поведінку розплавленої ванни у зварювальному сплаві AA2219. Встановлено, що найменша пористість у зварних швах зі сплаву AA2219 спостерігалася при застосуванні фокусу нижче поверхні зварювального металу на 8 мм [6]. На даний момент інших результатів досліджень сплаву, що розглядається в роботі, не відомо. Дослідження та отримані результати є унікальними та сприяють поясненню впливу струму фокусування на геометрію та мікроструктуру зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219.

Метою даної роботи є дослідження впливу струму фокусування ЕПЗ на геометрію та мікроструктуру зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 2219 при сталій погонній енергії зварювання та прискорюючій напрузі.

Методика виконання роботи. Для дослідження були використані пластини сплаву алюмінію 2219, завтовшки 10 мм.

Хімічний склад основного матеріалу алюмінієвого сплаву 2219 вимірювали за допомогою рентгенівської флуоресцентної спектроскопії. Для вимірювань використовувався портативний X-гау аналізатор Delta line фірми Innov-X. Хімічний склад вимірювали в трьох різних місцях і розраховували середні значення. Результати XRF наведені в табл. 1. Невелика кількість цирконію (0,1 мас. %) викликає зміну зерна, а саме, зменшує розмір зерна сплаву.

Точковий EDS аналіз локального хімічного складу проводили в рівновісній зоні поблизу межі проплавлення для зварних з'єднань, отриманих при фокусуванні струмів 629 і 649 мА.

Хімічний склад був аналізований за допомогою методу енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDS): JEOL 7600F SEM FEG з аналізатором X-max 50 mm² від компанії Oxford Instruments.

Процес зварювання відбувався на електронно-променевої зварювальній установці типу УЛ-209М.

Конфігурація установки передбачає руху внутрішньокамерну зварювальну гармату з комп'ютерним числовим управлінням (ЧПУ) переміщення консольного типу. Цей механізм забезпечує лінійний рух уздовж трьох декартових координатних осей (уздовж камери – X , поперек – Y

і вертикально – Z), а також нахил гармати під кутом 90° в площині $Z-X$ (від «вертикального» положення гармати до «горизонтального»). При цьому цей «нахил» здійснюється шляхом повороту всієї консольної балки, що є основою механізму переміщення по осі Y . Сама балка при цьому може вільно рухатися в площині $Z-X$ в межах більшої частини габариту зварювальної камери.

Блок зварювальної гармати може мати додаткову ступінь свободи – ось повороту гармати в площині, паралельній осі Y – зазвичай на $\pm 45^\circ$ (тобто ось цього повороту перпендикулярна осі Y).

Установки цього типу комплектуються високоевольтним зварювальним джерелом потужністю 15, 30 або 60 кВт (при прискорюючій напрузі 60 кВ) в залежності від конкретних матеріалів, які підлягають зварюванню, та їх товщини.

Для зварювання пластин різних розмірів було розроблено складально-зварювальне оснащення, на якому була зварена партія стикових з'єднань з наскрізним проплавленням при різних параметрах зварювання.

Відомо, що через високу теплопровідність алюмінію особливі вимоги пред'являються до типів зварних з'єднань. Рівномірне формування швів досягається лише при симетричному розташуванні джерела нагріву по відношенню до зварюваних кромок. При цьому була обрана схема ЕПЗ горизонтальним променем в горизонтальній площині (рис. 1). Таке розташування зварювальної ванни полегшує дегазацію рідкого металу та його рафінування, що в свою чергу знижує вимоги до чистоти і якості підготовки поверхонь, що стикуються.

Результати досліджень. На першому етапі розглянуто вплив струму фокусування на форму та геометрію швів. Для цього були обрані наступ-

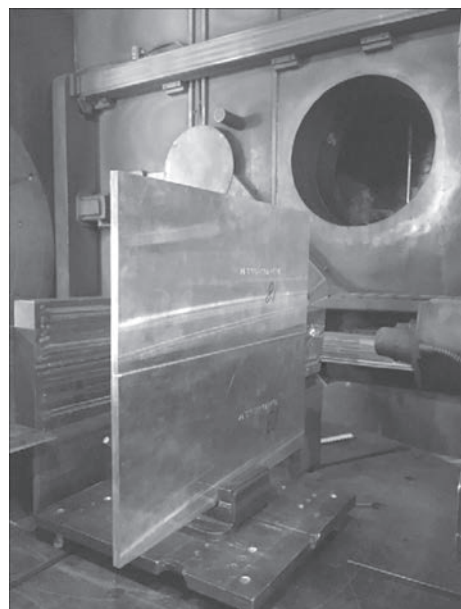


Рис. 1. Схема ЕПЗ горизонтальним променем в горизонтальній площині

Таблиця 1. Хімічний склад пластин зі сплаву 2219, мас. %

Al	Cu	Mn	V	Fe	Si	Zn	Zr	Ti
Основа	6,23	0,32	0,09	0,13	0,28	0,03	0,1	0,07

Таблиця 2. Параметри зварювання пластин зі сплаву 2219

Зразок	Струм зварювання, мА	Швидкість зварювання, мм/с	Напруга прискорення, кВ	Струм фокусування, мА	Погонна енергія, Дж/мм
1	85	20	60	629	255
2	85	20	60	634	255
3	85	20	60	639	255
4	85	20	60	644	255
5	85	20	60	649	255

ні режими зварки (табл. 2). На цих режимах було зроблено зварювання пластин сплаву 2219.

Зварювання провели з різними струмами фокусування (табл. 2), а саме: 629, 634, 639, 644, 649 мА, де значення 639 мА – є гострим фокусом, тобто струм фокусування знаходиться на поверхні пластини, що зварюється (рис. 2, *d, e*). Для дослідження обрали зварні шви з мінімальним 629 мА та максимальним 649 мА струмами фокусування. Інші параметри (струм зварювання, швидкість зварювання та ін.) не змінювалися.

На рис. 3 зображено поперечні перерізи зварних швів, отриманих на різних струмах фокусування. За даним знімком можна оцінити пропорційність ширини шва до його довжини.

Вимірювання показали, що ріст ширини лицьової частини шва прямо пропорційний росту струму фокусування. Проте, стосовно кореня цього сказати не можна. При менших значеннях струму фокусування ширина кореня менша ніж при гострому фокусі. Але вже при значно більших значеннях струму фокусування ширина кореня зменшується (рис. 4).

Для аналізу мікроструктури зварних швів використовували методи скануючої електронної мікроскопії (SEM) та енергодисперсійний рентгенівський спектроскоп (EDS).

Мікроструктура базового металу з алюмінієвого сплаву AA2219 представлена на рис. 5. Мікроструктура сплаву складається з витягнутих зерен твердого розчину алюмінію (α); дрібних та крупних яскравих частинок, розподілених головним чином на межах зерен. На зображенні, отриманому за допомогою зворотних електронів (BSE), значна різниця яскравості між частинками та матрицею свідчить про наявність важких елементів. Згідно з хімічним складом базового металу, цим елементом вважається мідь. Крім того, наявність

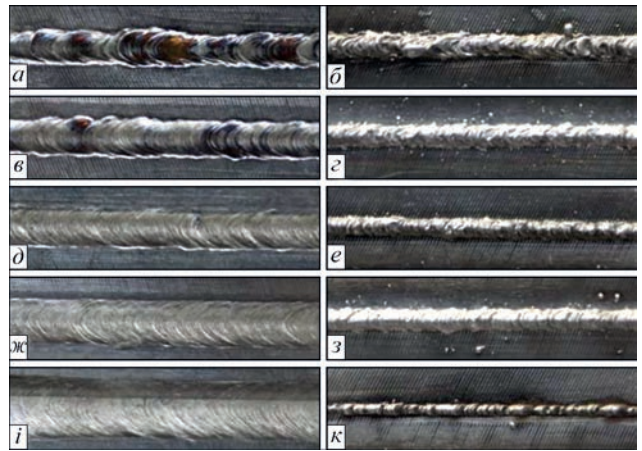


Рис. 2. Лицевий та кореневий вигляд зварних швів, отриманих при різних значеннях струму фокусування, мА: *a, б* – 629; *в, в* – 634; *d, e* – 639 – гострий фокус; *ж, з* – 644; *i, к* – 649 мА була підтверджена за допомогою кількісного та якісного аналізу EDS.

Мікроструктура зварного з'єднання, отриманого при струмі фокусування 629 мА, складається з екваксіальних дендритів з вкрапленими дрібними частками, порами та евтектикою $\alpha+\theta\text{-Al}_2\text{Cu}$, відокремленими в міждендритних областях (рис. 6). Локальний елементний склад, що був вимірний з чотирьох областей (Спектри 1-4) наведено в табл. 3. Спектри 1 та 3 були отримані з міждендритних областей, збагачених відокремленими легуючими елементами. У порівнянні з дендритами, ці зони виглядають яскравіше і містять близько 14 ат. % міді. Згідно з бінарною діаграмою алюміній-мідь можна ідентифікувати евтектику, що складається з $\alpha(\text{Al}) + \theta(\text{Al}_2\text{Cu})$. У Спектрі 2 спостерігалось зниження вмісту міді та збільшення вмісту алюмінію. Вміст алюмінію, виявлений у Спектрі 2, становив 93,7 ат. %. Найбільша кількість алюмінію була виміряна в області, позначеній як Спектр 4, де було виявлено 95,4 ат. % алюмінію.

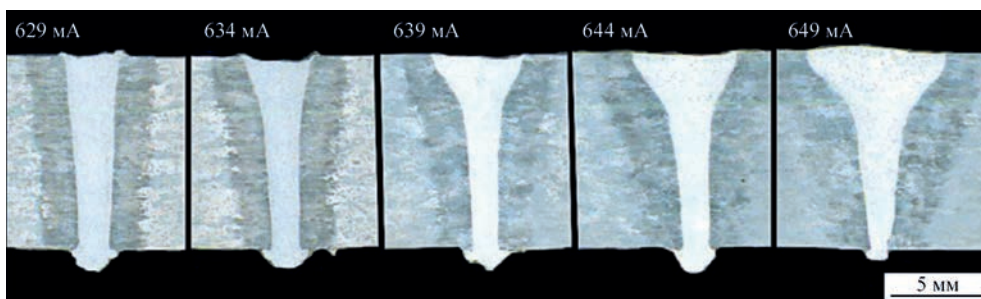


Рис. 3. Вплив струму фокусування на геометрію зварних швів

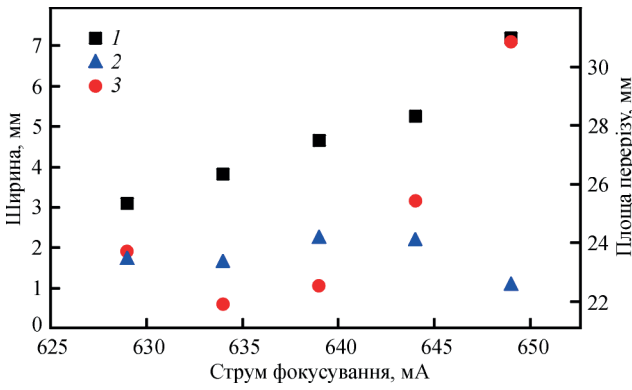


Рис. 4. Залежність ширини лицевого шва (1), кореня шва (2) та площі перерізу (3) від величини струму фокусування

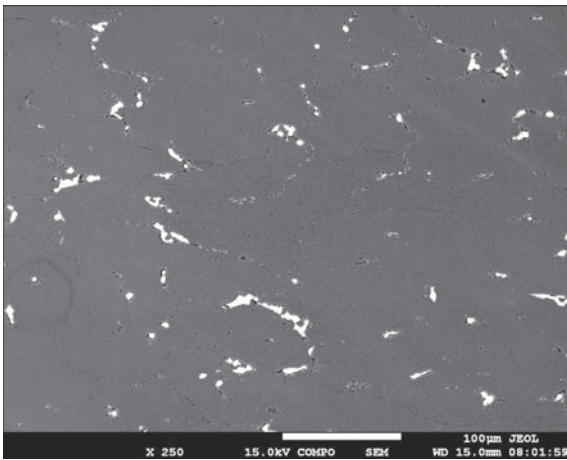


Рис. 5. Мікροструктура основного металу сплаву 2219

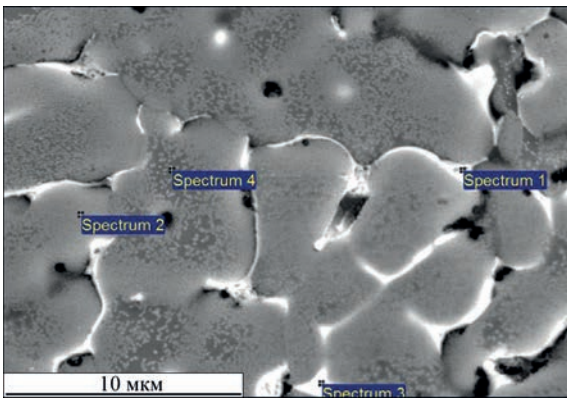


Рис. 6. Мікροструктура металу шва (струм фокусування 629 мА)

Згідно з бінарною фазовою діаграмою Al–Cu, при однорідній кристалізації у сплаві міститься близько 2,36 % евтектики α (Al) + θ (Al₂Cu). Однак процес кристалізації під час зварювання зазвичай є неоднорідним. Це призводить до мікросегрегації Cu. Тому кількість евтектики у зварному з'єднанні вище 2,36 %, а вміст Cu в матриці α (Al) нижче 5,65 % [7].

Таблиця 3. Хімічний склад металу шва за EDS аналізом (струм фокусування 629 мА) (ат. %)

Спектри	O	Al	Mn	Fe	Cu
1	6,05	79,43	0,14	0,27	14,10
2	2,65	93,72	0,17	–	3,46
3	3,21	82,15	0,22	0,37	14,06
4	3,15	95,40	0,13	–	1,32

Аналіз EDS, проведений у металі зварного шва зі струмом фокусування 629 мА відповідно до обраних областей наведений у табл. 3.

Мікροструктура зварного з'єднання, отриманого при струмі фокусування 649 мА, наведена на рис. 7 та табл. 4. Дендритна мікροструктура утворилася після кристалізації ванни розплаву. Локальний хімічний склад вимірювали в спектрах 1–6. Спектри 1 та 4 являли собою дендрити з високим вмістом алюмінію. Так, у цих спектрах було виміряно більше 95 ат. % алюмінію. У цьому випадку реєстрували твердий розчин алюмінію. Збільшення вмісту міді спостерігалось в спектрах 2 та 5. На зображенні електронів зворотного розсіювання ці місця були трохи яскравішими порівняно з попередніми. Вміст міді, який спостерігався в цих місцях, становив 4,6 та 4,7 ат. % відповідно. Найяскравіші зони в наплавленому металі спостерігалися у 3 та 6 спектрах. У таких місцях спостерігалося значне збільшення вмісту міді. З іншого боку, падіння вмісту алюмінію спостерігалося у вищезгаданих спектрах 3 та 6. Спектр 3 характеризувався вмістом близько 19,7 ат. % міді. У Спектрі 6 було виявлено 22,8 ат. % міді. Це пов'язано зі сегрегацією, коли міждендритні ділянки збагачуються легуючими елементами, в нашому випадку, це в основному мідь. Евтектика, що складається з α (Al) + θ (Al₂Cu), може бути виділена в цьому місці, як це впливає з вищезгаданої бінарної діаграми. Крім того, у Спектрах 3 і 6 також було зафіксовано залізо.

Висока швидкість охолодження, характерна для ЕПЗ, не тільки сприяє мікросегрегації, але також покращує розчинність Cu в Al, яка зазвичай

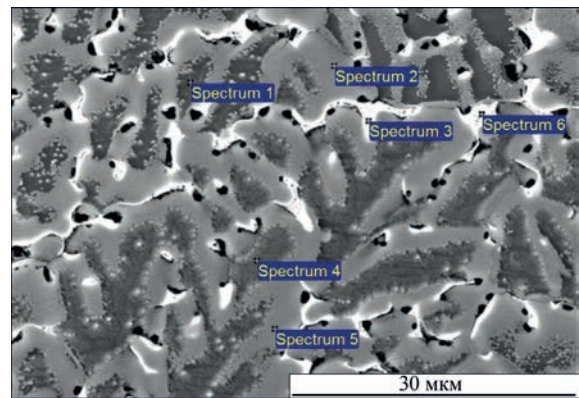


Рис. 7. Мікροструктура металу шва (струм фокусування 649 мА)

Таблиця 4. Хімічний склад металу шва за EDS аналізом (струм фокусування 649 мА) (ат. %)

Спектри	O	Al	Mn	Fe	Cu
1	2,00	96,78	0,14	–	1,08
2	0,37	94,91	0,13	–	4,59
3	7,90	71,96	0,14	0,33	19,67
4	2,74	95,57	0,15	–	1,54
5	0,57	94,57	0,18	–	4,67
6	3,95	72,86	0,11	0,31	22,79

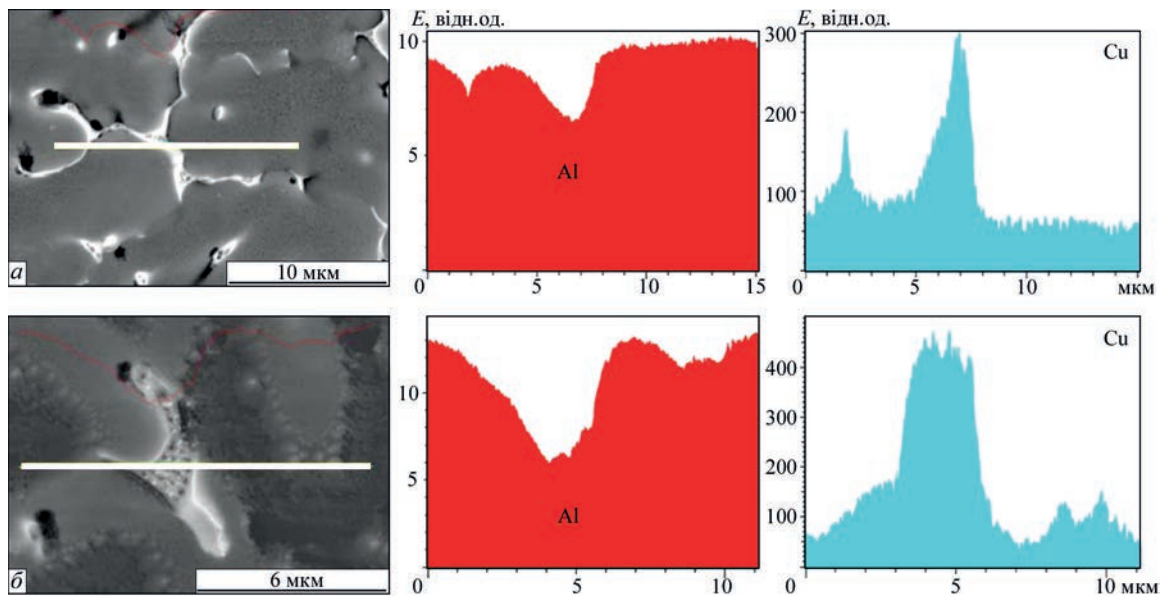


Рис. 8. EDS лінійне сканування крізь дендритні зони, в металі швів, отриманих з використанням струму фокусування: а – 629; б – 649 мА

становить менше 2 % в умовах рівномірного процесу кристалізації. Крім того, виявили [8], якщо струм збільшується, то більша кількість міді дифундує у тверду речовину. За нашими спостереженнями, збільшення струму фокусування з 629 до 649 мА призвело до збільшення вмісту Cu в міждендритних ділянках. Однак, при більш високому вмісті Cu на границях зерен чутливість до гарячих тріщин може значно зрости.

«Лінійне сканування» EDS по міждендритних ділянках проводили в металі швів, отриманих з використанням струмів фокусування 629 мА (рис. 8, а) та 649 (рис. 8, б). Розміщення алюмінію і міді спостерігалось поперек білих ліній, наведених на (рис. 8 а, б). У міждендритній області фіксувалось чітке збільшення Cu та сильне зниження Al. Це явище пов'язане з наявністю мікросегрегованої евтектики в міждендритних областях. Наявність евтектики також було підтверджено локальним кількісним аналізом EDS.

Висновки

1. Досліджено вплив струму фокусування електронно-променевого зварювання на формування швів алюмінієвого сплаву 2219 для пластин товщиною до 20 мм. Установлено, що при збільшенні струму фокусування зростає ширина лицьового шва. В свою чергу ширина кореня шва залежить більше від реального положення фокусу електронного пучка відносно гострого фокусу (639 мА).

2. Виявлена залежність струму фокусування на розподіл міді та алюмінію в металі шва. Збільшення струму фокусування з 629 до 649 мА призвело до збільшення вмісту міді у фазових виділеннях, які розміщені у міждендритних ділянках. Збільшення вмісту міді призвело до утворення

евтектики у зазначених міждендритних ділянках. На ділянках спектрів, де фіксувалось зменшення вмісту алюмінію, спостерігалось і збільшення вмісту міді, що пов'язано з сегрегацією.

3. За допомогою енергодисперсійного рентгеновського аналізу визначена мікроструктура металу шва при різних струмах фокусування. Так більш крупні дендрити утворюються при розширенні шва, що в досліджуваному діапазоні фокусування пучка відповідає більшій величині струму фокусування.

4. Локальним кількісним аналізом EDS підтверджено наявність евтектики $\alpha+\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ в міждендритних областях металу шва.

Список літератури

1. Виноградова Н.М., Старостина З.И., Иванова Т.В. (1975) Алюминиевые свариваемые сплавы 1201 и 01381 для работы при низких температурах. *Алюминиевые сплавы*, 7, 65–71.
2. Heinz, A.; Haszler, A.; Keidel, C. et al. (2000) Recent development in aluminum alloys for aerospace application. *Mater. Sci. Eng.*, **280**, 102–107.
3. Скальський В.Р., Андрейків О.С. (2006) *Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії*. Львів, Видавничий центр Львів. нац. ун-ту ім. І. Франка.
4. Терновой Е.Г., Бондарев А.А. (2012) Электронно-лучевая сварка алюминиевых сплавов АМгб и М40. *Автомат. сварка*, **4**, 8–14.
5. Бондарев А.А. (1984) Состояние техники и преимущества процесса электронно-лучевой сварки конструкций из алюминиевых сплавов. *Сб. тр. Советско-американского семинара. Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения*, 1984, Киев, 10–19.
6. Yang, Z.; He, J. (2021) Numerical investigation on fluid transport phenomena in electron beam welding of aluminum alloy: Effect of the focus position and incident beam angle on the molten pool behavior. *Int. J. Therm. Sci.* 164, 106914. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2021.106914>
7. Quan, Li, Ai-ping, Wu, Yan-jun, Li, et al. (2017) Segregation in fusion weld of 2219 aluminum alloy and its influence on mechanical properties of weld. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27 (2), 258–271. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60030-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60030-X)
8. Ruwei, Geng, Jun, Du, Zhengying, Wei et al. (2020) Multiscale modelling of microstructure, micro-segregation, and local mechanical properties of Al–Cu alloys in wire and

arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 36, 101735. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101735>

9. Покляцький А.Г., Мотруніч С.І., Клочков І.М., Лабур Т.М. (2021) Деякі переваги зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 1201, отриманих тертям з перемішуванням. *Автомат. зварювання*, 9, 19–23.

References

1. Vinogradova, N.M., Starostina, Z.I., Ivanova, T.V. (1975) Aluminium weldable alloys 1201 and 01381 for operation at low temperatures. *Aluminium alloys*, 7, 65–71 [in Russian].
2. Heinz, A., Haszler, A., Keidel, C. et al. (2000) Recent development in aluminum alloys for aerospace application. *Mater. Sci. Eng.*, 280, 102–107.
3. Skalskyi, V.P., Andreikiv, O.Ie. (2006) *Evaluation of bulk damage of materials by acoustic emission method*. Lviv, Vydavn. Tsentr Nats. Un-tu [in Ukrainian].
4. Ternovoj, E.G., Bondarev, A.A. (2012) Electron beam welding of aluminium AMg6 and M40 alloys. *The Paton Welding J.*, 4, 8–14.
5. Bondarev, A.A. (1984) State-of-the-art and advantages of electron beam welding process of aluminium alloy structures. In: *Proc. of Soviet-American Seminar on Welding of Aluminium Alloys of Cryogenic and General Purpose*. Kyiv, 10–19.
6. Yang, Z., He, J. (2021) Numerical investigation on fluid transport phenomena in electron beam welding of aluminum alloy: Effect of the focus position and incident beam angle on the molten pool behavior. *Int. J. Therm. Sci.* 164, 106914. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijthermalsci.2021.106914>
7. Quan, Li, Ai-ping, Wu, Yan-jun, Li, et al. (2017) Segregation in fusion weld of 2219 aluminum alloy and its influence on mechanical properties of weld. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 27 (2), 258–271. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60030-X](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60030-X)
8. Ruwei, Geng, Jun, Du, Zhengying, Wei et al. (2020) Multiscale modelling of microstructure, micro-segregation, and local mechanical properties of Al–Cu alloys in wire and arc additive manufacturing. *Additive Manufacturing*, 36, 101735. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101735>
9. Poklyatskyi, A.G., Motrunich, S.I., Klochkov, I.M., Labur, T.M. (2021) Some advantages of welded joints of aluminium 1201 alloy produced by friction stir welding. *The Paton Welding J.*, 9, 15–19.

INFLUENCE OF ELECTRON BEAM FOCUSING CURRENT ON GEOMETRY AND MICROSTRUCTURE OF WELDED JOINTS OF ALUMINIUM 2219 ALLOY

M.O. Rusynyk¹, V.M. Nesterenkov¹, M. Sahul², I.M. Klochkov¹

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

E-mail: nesterenkov17@gmail.com

²Czech Technical University in Prague, Faculty of Mechanical Engineering, Technická 4, 160 00 Prague 6, Czech Republic

The impact of the focusing current of electron beam welding on the nature of the formation of welded joints of aluminium 2219 alloy was investigated. It was established that when the focusing current increases, the width of the facial weld grows. And the width of the weld root depends on the real position of the electron beam focus relative to a sharp focus on the metal surface (639 mA). Dependence of the focusing current on the distribution of copper and aluminium in the weld metal was revealed. An increase in the focusing current from 629 to 649 mA led to an increase in the copper content in the interdendritic regions. Energy dispersive X-ray analysis showed that the microstructure of the welded joint produced at the focusing current of 629 mA, consists of equiaxial dendrites with embedded small particles, pores and α - θ -Al₂Cu eutectic, separated in the interdendritic regions. 9 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: electron beam welding, assembly and welding equipment, aluminium alloy, energy dispersive X-ray spectroscopy, segregation

Надійшла до редакції 25.05.2023



**УДС-77 РЕЙКОВИЙ
УЛЬТРАЗВУКОВИЙ ДЕФЕКТОСКОП**
Розробник Асоціація «ОКО»

ІНДУКЦІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТРУБ І ТРУБНОЇ АРМАТУРИ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ АКТИВУЮЧИХ РЕЧОВИН (Огляд)

О.С. Прокоф'єв¹, Р.С. Губатюк¹, С.В. Римар¹, В.М. Абдулах¹, О.І. Петрієнко¹, В.С. Сенчишин²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: sytor301@ukr.net

²ТНТУ ім. Івана Пулюя. 46001, м. Тернопіль, вул. Руська, 56.

У межах досліджень, що спрямовані на розвиток технологій зварювання сталей в твердій фазі в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України (ІЕЗ) було розроблено спосіб індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин труб і трубної арматури із отриманням міцності зварного з'єднання на рівні основного металу. Процес з'єднання відбувається при нагрітих зварювальних крайках основного металу до пластичного стану теплом від вихрових струмів, і повним розплавленням попередньо введених в місце з'єднання активуючих речовин, які хімічно очищують та частково розчиняють метал поверхні зварювальних крайок, і по мірі прикладання тиску до крайок, видавлюються із зони зварного з'єднання. За рахунок прикладання тиску зварне з'єднання формується в твердій фазі пластично деформованим основним металом. У зварному шві спостерігаються лише незначні вкраплення металевої фракції активуючої речовини і її сплаву з основним металом. Бібліогр. 30, табл. 1, рис. 15.

Ключові слова: індукційне зварювання тиском, активуючі речовини, індукційне нагрівання, зварний стик, труби, трубна арматура

Вступ. В ІЕЗ було розроблено один із способів зварювання в твердій фазі [1–6], який отримав назву «Зварювання-паяння під тиском» [7]. Значний внесок розвитку цього напрямку зварювання вніс професор О.С. Письменний [8, 9]. Спосіб має позитивні досвід апробації і впровадження у виробництво. Наприкінці 80-х років минулого сторіччя в ІЕЗ було розроблено ряд потужних індукційних зварювальних машин П-127, П-130, П-144, П-145 [10] для зварювання труб середнього діаметру нафтового сортаменту, зокрема, обсадних труб із сталі 36Г2С, 12Х1МФ діаметром до 325 мм. Створена на базі машини К-584 для контактного стикового зварювання опаленням, зварювальна машина для процесу індукційного зварювання П-139 (конструкторська документація із літерою О1) була оснащена блоком індукційного нагрівання з роз'ємними індукторами для зварювання труб діаметром 114, 159, 219, 273, 325 мм. Була створена зварювальна машина П-134 для системи з'єднання

«труба – кінцева трубна арматура» для приварювання фланців, ніпелів, різьбових замків тощо. Подальша модифікація зварювальних машин П-144 і П-145 з оснащенням надійним механізмом центрування та затискання труб цангового типу дозволили якісно з'єднувати труби діаметрами від 14 до 325 мм. Зварювальні машини входили до зварювальних комплексів і були розташовані у складі ліній по зварюванню і ізоляції двох і трьох трубних плітей магістральних трубопроводів. При цьому робочий тиск у трубопроводах становив 200 атм. Безпосередня тривалість процесу індукційного зварювання, в залежності від типорозміру труб, складала 10...80 с, а загальний час, включаючи встановлення і зняття труб – 180...240 с.

В ІЕЗ розроблено також технологію високочастотного зварювання тонкостінних спиралешовних труб із вуглецевої сталі 08КП і низьколегованої сталі S355 [11] з використанням активуючих речовин [12] і спосіб індукційного зварювання

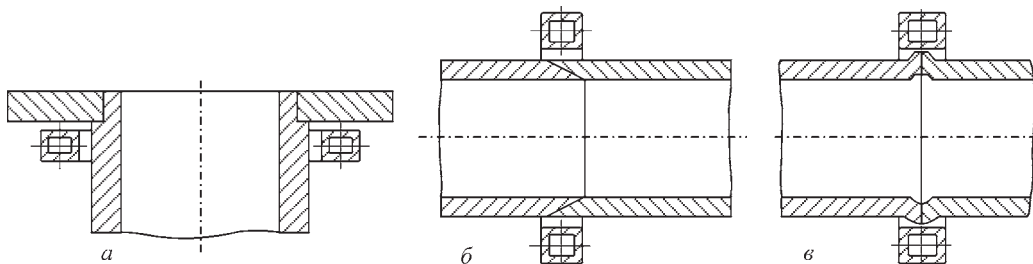


Рис. 1. Типові конфігурації розташування індукторів і зварних з'єднань, які отримують в процесі виконання індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин: з'єднання фланця з трубою (а); косостикове з'єднання труб (б); стикове з'єднання без внутрішнього ґрату (в)

Прокоф'єв О.С. – <https://orcid.org/0000-0003-4643-6611>, Губатюк Р.С. – <https://orcid.org/0000-0002-0851-743X>,

Римар С.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>, Абдулах В.М. – <https://orcid.org/0009-0001-6224-7338>,

Петрієнко О.І. – <https://orcid.org/0000-0002-1291-7364>, Сенчишин В.С. – <https://orcid.org/0000-0002-0286-7754>

© О.С. Прокоф'єв, Р.С. Губатюк, С.В. Римар, В.М. Абдулах, О.І. Петрієнко, В.С. Сенчишин, 2023

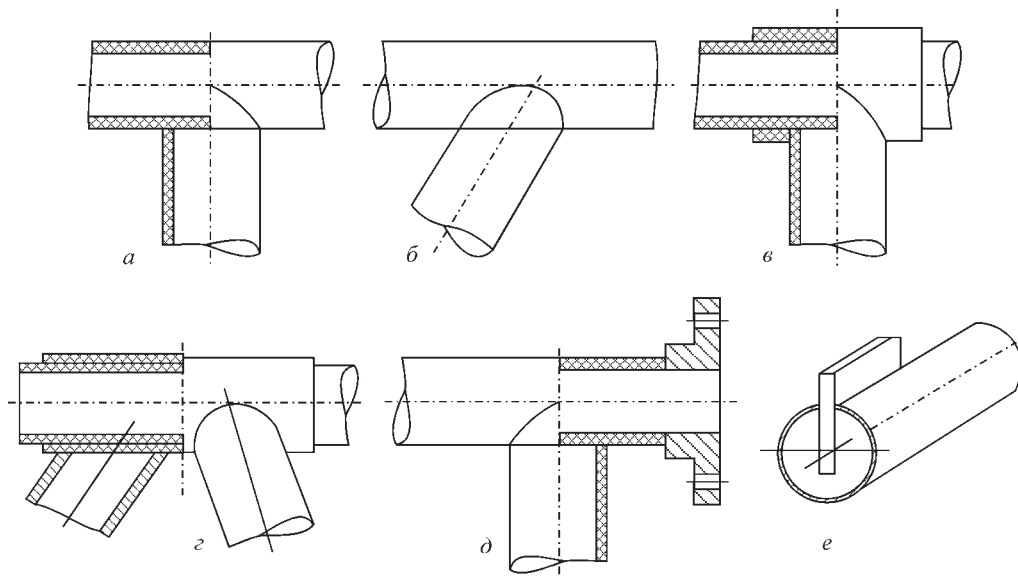


Рис. 2. Типові Т-подібні з'єднання, які отримують в процесі виконання індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин: глухе Т-подібне з'єднання (а); Т-подібне з'єднання під кутом (б); Т-подібне з'єднання із накладкою (в); Т-подібне з'єднання типу велорами (г); Т-подібне з'єднання у трубній системі із фланцем (д); Т-подібне з'єднання із пластиною (е)

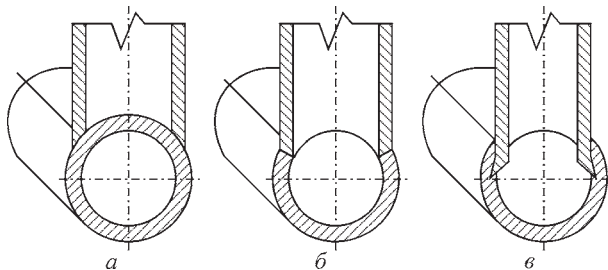


Рис. 3. Конструкції трійникових Т-подібних з'єднань [10], які були адаптовані під технологічний процес індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин: Т-подібне з'єднання із формуванням зовнішнього «фланця» (а); Т-подібне з'єднання із конусоподібною формою зварного шва (б); Т-подібне з'єднання із формуванням внутрішнього «фланця» (в)

тиском із застосуванням активуючих речовин для виконання високоякісних зварних з'єднань труб малого діаметру і трубної арматури. На рис. 1–3 представлені типові з'єднання трубної арматури, які виконуються названим видом зварювання, а на рис. 4 – схема процесу індукційного зварювання тиском Т-подібного з'єднання.

Активуєчі речовини слугують для активації поверхні зварювання [8]. Під поняттям активації поверхні тут розуміється процес видалення хімічним або електрохімічним способом надтонких плівок оксидів, які утворюються на поверхні крайок деталей які зварюються, і незначним розчиненням основного металу з їх поверхонь. До активуючих речовин відносяться суміші у порошкоподібному вигляді та у вигляді виробів із закладних деталей, які отримано шляхом пресування порошкоподібного припою, флюсів, активуючих добавок. Активуєчі речовини можуть наноситися на зварювальні крайки шляхом напилення порошкових сумішей, або введенням у зону

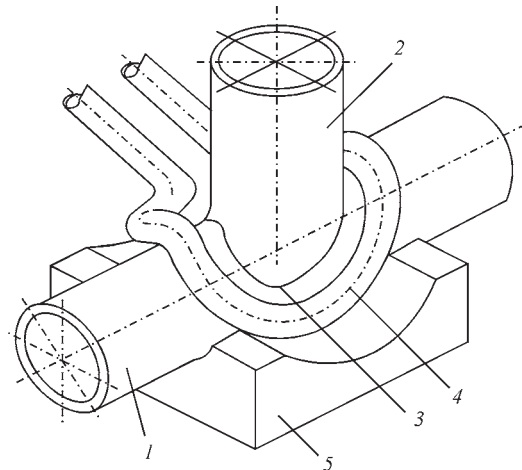


Рис. 4. Схема процесу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин Т-подібного з'єднання: 1 – основна труба; 2 – відвідна труба; 3 – місце розташування активуючих речовин; 4 – розташування робочого органу – індуктора; 5 – частина зварювального обладнання (упор)

шву надтонких пластинок із заданим хімічним складом. До активуючих речовин можна віднести активуючі гази та їх суміші.

Отримання високоякісних зварних з'єднань сталевих труб і трубної арматури при виконанні зварювання у твердій фазі є актуальною задачею в умовах відновлення і реконструкції промислових об'єктів народного господарства країни.

Метою статті є описання принципу та послідовності виконання способу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин труб і трубної арматури та визначення напрямків розвитку даного виду зварювання. Стаття має оглядово-аналітичний характер.

Обговорення основних положень. Відомо, що в процесі зварювання тиском сталі із застосуванням активуючих речовин у вигляді припою і флю-

су при локальній температурі 910 °С на стиках з'єднувальних труб у місці з'єднання зароджуються їх спільні зерна [13]. При підвищенні температури до 980 °С (вище точки перетворення $\alpha > \gamma$ сталі) у стику спостерігаються спільні зерна нормального розміру і включення у вигляді тонких дрібних рваних плям, які є не до кінця видавленими утвореннями продуктів реакції припою і флюсу з окислами основного металу, які перебували у розплавленому стані. При досягненні температури 1050 °С на крайках зварюваних деталей лінія стику засобами металографії уже не виявляється і практично зникають вищезгадані плями. Тут вже йде інтенсивна взаємодія основного металу зварювальних крайок з рідким розплавленим припоєм і флюсом, переміщення рідких фракцій продуктів реакції на периферію зварного шву за рахунок збільшення об'єму металу з підвищенням температури, а при виконанні осадження майже повне їх видавлення із шву в утворюваний ґрат.

У зварному шві при термохімічному впливі розплавлених активуючих речовин на зварювальні поверхні деталей відбувається інтенсивне збагачення легкоплавкої фази основним металом. Цей процес протікає настільки інтенсивно, що у легкоплавкій фазі саме основний метал зварювальних деталей стає основним. Його доля може досягати 70 %, при цьому елементи, які є основою застосованої активуючої речовини стають лише компонентами легкоплавкої фази.

Позитивним є вплив на отримане зварне з'єднання послідувочої термічної обробки (ТО) зварного з'єднання для нормалізації металу і зняття механічних напружень. При температурах 900...1050 °С при виконанні ТО відбувається повторна перекристалізація і зняття механічних напружень, забезпечуються найбільші показники ударної в'язкості для більшості сталей [14–16]. У зварному з'єднанні, коли більша частина об'єму металу під індуктором при зварюванні не перевищувала температур точок фазових переходів $Ac_1...Ac_3$, при яких починається ізотермічний розпад аустеніту, і де показник ударної в'язкості є досить високим, операція ТО для деяких марок сталей проводиться лише із метою зняття деформаційних механічних напружень, які утворюються при осадженні. Так, для стикових з'єднань, отриманих індукційним зварюванням тиском із застосуванням активуючих речовин товстостінних труб із сталі 36Г2С діаметром 50 мм із товщиною стінки 10 мм, їх ТО виконувалась в інтервалі температур 700...750 °С [3], які є наближеними до точки Ac_3 .

При дослідженні можливості з'єднання конструкцій із труб і трубної арматури необхідно: здійснити розрахунок розповсюдження електромагнітних і температурних полів у зоні зварного

з'єднання при здійсненні індукційного нагрівання із визначенням електромагнітних параметрів системи «індуктор–виріб» і геометрії індуктора; виготовити дослідні зразки із матеріалу деталей, які підлягають зварюванню; здійснити індукційне нагрівання зразків і дослідити розповсюдження температурного поля за допомогою безконтактних і контактних методів вимірювання температур (пірометра, термопар); при необхідності, здійснити корегування конструкції індуктора і режимів нагрівання; згідно з матеріалом зварюваних деталей підібрати відповідні активуючі речовини; здійснити зварювання дослідних зразків; дослідити якість зварного з'єднання; при необхідності провести корегування режимів зварювання.

Сам процес індукційного зварювання тиском з використанням активуючих речовин відбувається в два етапи. На першому етапі здійснюється індукційне нагрівання стиснутої зони зварного шву з витримкою у часі до розплавлення попередньо введених в зону шву активуючих речовин, які в розплавленому стані активують з'єднувальні поверхні деталей, вступаючи з ними у хімічну реакцію, очищаючи і частково розчиняючи метал поверхні та захищаючи їх від дії навколишнього середовища. Цей процес подібний до технології паяння. Після цього здійснюється другий етап зварювання, при якому переривається процес нагрівання і відбувається осадження зварювальних деталей з видавленням із місця з'єднання розплавлених активуючих речовин в ґрат, відбувається контрольована пластична деформація місця з'єднання із збільшенням її контактної поверхні і кристалізація під тиском незначних залишків розчину металу активуючих речовин з основним металом в зварному шві з утворенням кристалічних решіток, як при технології зварювання тиском (рис. 5 і 6). Обидва етапи процесу зварювання взаємозалежні і визначають результат процесу з'єднання.

Після зварювання, в разі необхідності, тим же індуктором проводиться операція ТО зварного з'єднання.

Важливим є визначення хімічного складу активуючих речовин, їх апробація і аналіз отриманих зварних швів. Одним із основних чинників при виборі активуючої речовини є її хімічна сумісність з основним металом, і температура її плавлення, яка повинна бути нижчою, за температуру плавлення основного металу.

В ряді досліджень у якості активуючої речовини в процесі індукційного зварювання тиском сталей застосовувалась суміш порошкоподібного припою ПАН-3 та порошкоподібного флюсу тетраборату натрію (бури). Ця суміш у вигляді пастоподібної маси наносилась на кромки зварю-

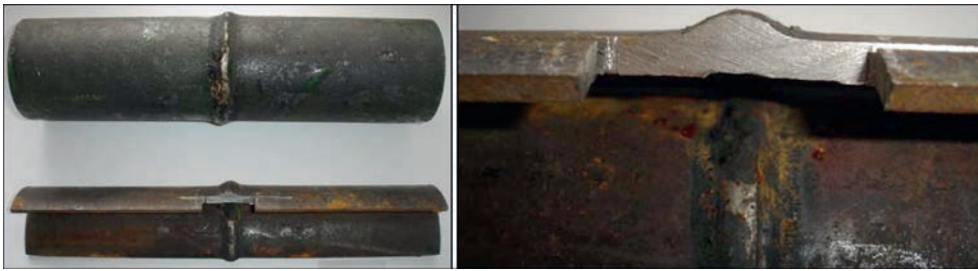


Рис. 5. Отримані у процесі індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин зварні з'єднання без внутрішнього ґрату

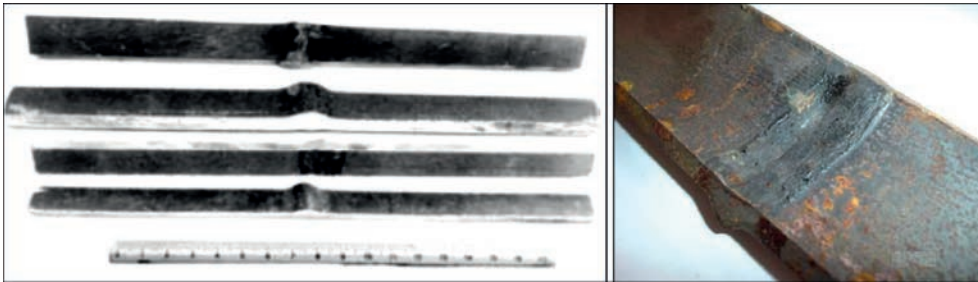


Рис. 6. Зразки, вирізані із сталевих труб діаметром 325 мм і товщиною стінки 12 мм без внутрішнього ґрату [10]

вальних деталей перед їх складанням при стиковому зварюванні. В припій ПАН-3 входить марганець (Mg), нікель (Ni), кремній (Si), а основою є мідь (Cu). Температура плавлення припою складає 935 °С. Відомо, що застосування припою ПАН-3 при паянні забезпечує міцність паяного з'єднання на рівні 300...350 МПа, а при виконанні процесу індукційного зварювання тиском міцність зварного з'єднання досягає вже 400...650 МПа.

Також у складі активуючих речовин застосовувались і порошкові металеві суміші припою в яких основою був нікель (Ni). Суміші наносилися на крайки зварювальних деталей шляхом напilenня, а флюси наносилися безпосередньо перед процесом зварювання. Температура плавлення легкоплавкої фази у зварному шві була вища ніж при застосуванні припою ПАН-3.

Для процесу осадження вирішальне значення має ступень пластичної деформації з'єднувальних крайок, яка залежить від температури їх нагрівання, і величина прикладеного тиску.

При індукційному нагріванні зони зварювання необхідно прагнути до отримання як найбільш рівномірного температурного поля на зварювальних поверхнях крайок деталей для їх більш рівномірного нагрівання, оскільки це запобігає недогріванню і перегріванню будь яких ділянок зварного з'єднання і забезпечує рівномірне розплавлення легкоплавкої фази активуючих речовин. Це досягається конфігурацією індуктора і підбором необхідних параметрів високочастотного джерела живлення – струму, напруги і частоти, з урахуванням можливості підвищення потужності або частоти струму джерелом живлення при втраті феромагнітним матеріалом магнітних властивостей при температурі вище точки Кюрі (для сталі

~750 °С). При невисоких частотах джерела живлення (одиниці кГц) магнітне поле має більшу глибину проникнення у феромагнітне середовище завдяки меншому впливу скін-ефекту, що забезпечує більш рівномірне нагрівання деталей. Однак, при втраті феромагнітним матеріалом магнітних властивостей глибина проникнення зростає та може перевищити товщину деталей, і процес нагрівання суттєво уповільнюється. При цьому необхідно підвищувати потужність або частоту струму (до десятків і сотень кГц), або і те й інше. З підвищенням частоти струму скін-ефект посилюється, зростає густина струму і посилюється теплова потужність нагрівання.

Розподілення температури вздовж вісі (0, z) трубної заготовки або циліндричних виробів при концентрично розташованому зовні індукторі, який забезпечує необхідний характер нагрівання крайок для їх деформації досить точно описується залежністю [17]:

$$T(z) = T_0 \cdot \exp[-2 \cdot D \cdot x^2(z)],$$

де z – осьова координата; T_0 – температура на торцях крайок труб, які піддаються зварюванню встик;

$$D = 0,2 \cdot (r_H/z_0)^2; \quad x(z) = z/r_H;$$

де r_H – зовнішній радіус труби; $z_0 = 2 \cdot \delta$ – координата зони нульової деформації; δ – товщина стінки труби.

На рис. 7 для прикладу показані магнітні силові лінії розрахункового електромагнітного поля і розподіл температурного поля в районі зварного стику верхньої поверхні товщиною 3 мм трубних заготовок, яке утворюється трьохвитковим індуктором з радіальним розташуванням витків (подібне розташування витків виконано для узгодження роботи індуктора з високочастотним джерелом

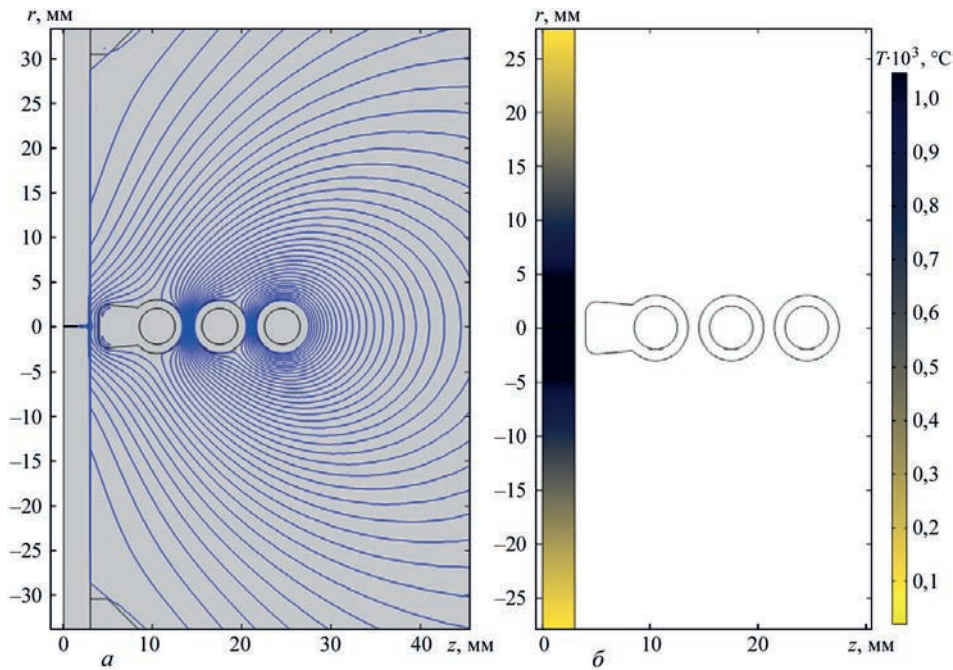


Рис. 7. Магнітні силові лінії розрахункового електромагнітного поля і розподіл температурного поля в районі зварного стику верхньої поверхні трубних заготовок, яке утворюється трьохвитковим індуктором з прямокутним концентратором магнітного поля

живлення) і прямокутним концентратором магнітного поля на внутрішній поверхні індуктора. Видно, що зварювальні торці заготовок прогріті рівномірно. Розрахунки здійснені чисельним методом скінчених елементів, які добре узгоджуються з дослідними даними.

На рис. 8 наведена розрахункова залежність [18] (яка підтверджена експериментом) температури від координат точок на поверхні зварювальних деталей на початку проведення пластичної деформації при осадженні і зварюванні фланця товщиною 8 мм із трубою з товщиною стінки 5 мм, а також зразок виконаного зварного з'єднання з використанням припою ПАН-3. Температура в зварювальних деталях знаходиться в діапазонах 1000...1100 і 950...1100 °С, в яких забезпечуються необхідні умови для розплавлення активуючих

речовин в зварному шві і достатню для осадження пластичність сталі.

Характерною особливістю якісного зварного стикового з'єднання труб при виконанні процесу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин є відсутність на внутрішній поверхні труби іржаву у зоні зварного шву і його наявність на зовнішній поверхні у вигляді плавно опуклого валику, який для даного виду зварювання підсилює зварне з'єднання. Отримання такої форми зварного з'єднання (див. рис. 5 і 6) стає можливим завдяки створенню необхідного розподілу температурного поля в радіальному і осевому напрямі ділянок зварювальних деталей від їх крайок [4], що визначається на стадії математичного моделювання і результатів вимірювання температур при зварюванні дослідних зразків.

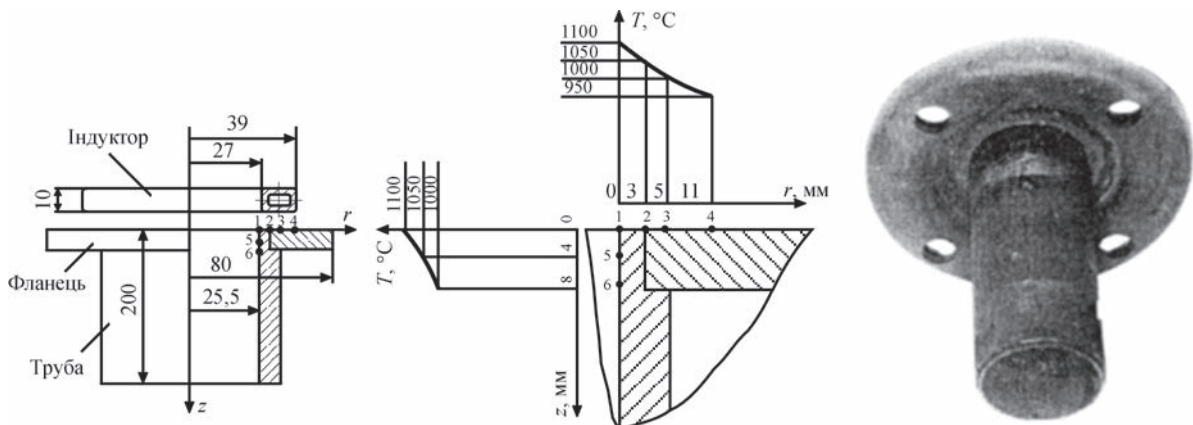


Рис. 8. Розрахункова схема процесу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин труби діаметром 60 мм з товщиною стінки 4 мм із фланцем з зовнішнім діаметром 160 мм з робочим органом – індуктором (а); розрахункова картина температурного поля у зварному шві та навколо шовної зони, для забезпечення якісного виконання зварювання (б) [18]; зразок зварного з'єднання труби із фланцем (в)

Розподіл температур обумовлює напрямок деформування крайок зварювальних деталей при осадженні і відповідно формування зварного шву. Об'єми металу із меншою температурою мають більший опір деформуванню ніж об'єми металу із більшою температурою.

Виконання осадження і деформація крайок зварювальних деталей у зварному шві і навколошовній зоні визначається за наступними чинниками: геометричними параметрами і конструктивними розмірами зварного з'єднання й індуктора; розподілом температурного поля у крайках зварювальних деталей і зварному шві та навколошовній зоні, при якому можливо виконати пластичну деформацію; зусиллям осадження (силою стискання) зварювальних деталей для забезпечення пластичної деформації зони шву.

При виконанні осадження велике значення має сила стискання, як фактор який суттєво впливає на кінцевий результат зварювання при отриманні товщини лінії зварного шву та розподілу хімічних сполук металу у самому шві.

Для стикових з'єднань труб міцність з'єднання на розрив та кут загину підвищується із збільшенням ступеню пластичної деформації ϵ у площині шва, яка відповідає закономірності [2]:

$$\epsilon = (H/\delta) \cdot 100 \%,$$

де H – висота валика зварного шва на зовнішньому боці труби (рис. 9 і 10). На рисунках a – внутрішній радіус індуктора; c – половина ширини індуктора; h_l – розмір металу у пластичному стані, який деформується і з якого формується валик з габаритними розмірами H і h_y .

Ступінь пластичної деформації знаходиться у межах $\epsilon = 20 \dots 50 \%$ в залежності від марки сталі. Така закономірність характерна і для показників ударної в'язкості зварних з'єднань [5].

Осадження виконується подібно до осадження процесу стикового контактного зварювання оплавленням, що забезпечується спеціальними зварю-

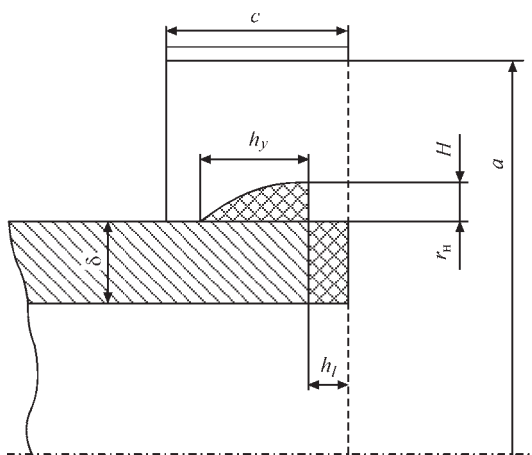


Рис. 9. Схема ділянки осадження крайок деталей, які підлягають зварюванню встик у процесі індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин [17]

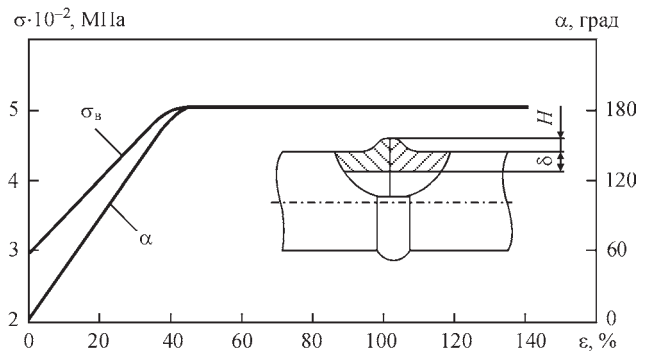


Рис. 10. Залежність міцності σ і кута загибу α отриманого зварного з'єднання від ступеню пластичної деформації ϵ у площині зварного стику для стикового зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин труб [2]

вальними машинами і обладнанням і призводить до пластичної деформації, контактного зминання і зменшення товщини зварного шву. Момент виконання осадження визначається температурою плавлення застосованої активуючої речовини і температурою при якому метал зварювальних крайок деталей стає пластичним. При досягненні температури пластичності металу не повинно відбуватися змін якості застосованої активуючої речовини у зоні зварного шву, що визначається на стадії її вибору.

При осадженні частина основного металу зварювальних деталей разом із продуктами активації (продуктами термічної і хімічної взаємодії та окислами і шлаками) і легкоплавкою фазою видавлюється на поверхню деталей, формуючи ґрат. Основний метал навколошовної зони, що має меншу температуру ніж метал у зварному шві і який під дією тиску переміщується в осьовому напрямі до шву, є основним чинником, що впливає на видавлення легкоплавкої фази на периферійні ділянки шву при взаємній зустрічній деформації.

Після осадження шов має дуже малу товщину – $3 \dots 7$ мкм. Зазвичай приблизно $30 \dots 60 \%$ довжини зварного шву наочно не піддається візуалізації і у з'єднанні має місце спільні пророслі зерна основного металу двох деталей без вкраплень легкоплавкої фази. Тобто з'єднання на цих ділянках відбувається по основному металу у твердій фазі.

Кристалізація залишків у шві легкоплавкої фази металу починає відбуватися у віддалених від джерела нагрівання – індуктора найменш нагрітих ділянках зварного шву. Так, при стиковому зварюванні товстостінних труб малого діаметру ці ділянки розташовані ближче до внутрішньої поверхні труби. Саме вони при зустрічній взаємній деформації зварювальних деталей при осадженні першими вступають у формування зварного шву.

На рис. 11 наведена залежність [10] хімічного складу металу у зварному шві у процесі індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин в залежності від його товщини, отримана В.Д. Табелевим, а в таблиці – показники

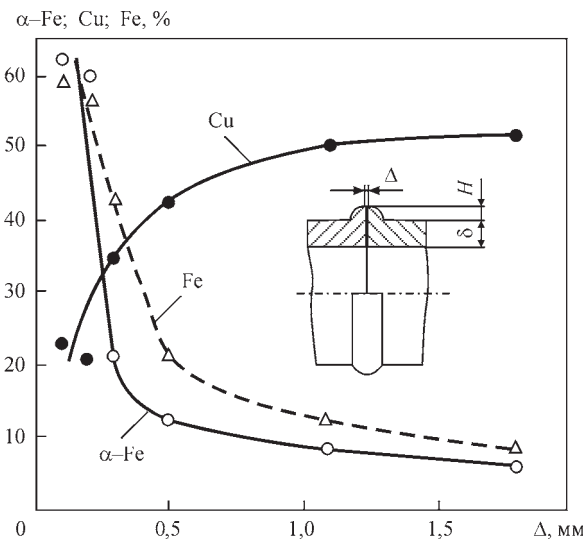


Рис. 11. Залежність хімічного складу металу у зварному шві у процесі індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин в залежності від його товщини (ПАН-3 і тетраборат натрію) [10]

Таблиця. Масовий склад основних елементів у зварному шві, в залежності від ступеня пластичної деформації ϵ для процесу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин [2]

ϵ , %	Масовий склад основних елементів, %				
	Fe	Cu	Mn	Ni	Si
2,2	68,1 ¹	5,30 ¹	18,1 ¹	3,2 ¹	4,6 ¹
	62,0 ²	6,10 ²	26,1 ²	3,2 ²	2,7 ²
12,5	83,2 ¹	2,76 ¹	6,1 ¹	1,7 ¹	2,1 ¹
	88,2 ²	1,30 ²	8,5 ²	1,3 ²	0,7 ²
38,0	93,5 ¹	0,52 ¹	3,3 ¹	0,7 ¹	0,7 ¹
	~97 ²	0,30 ²	1,5 ²	< 1 ²	0,6 ²

Примітка: ¹ – дані рентгеноспектрального аналізу
² – дані оптико-спектрального аналізу

масового складу основних елементів у ньому, в залежності від ступеню деформації [2].

Хімічні елементи із неметалічних домішок порошкоподібної суміші активуючої речовини при нагріванні внаслідок дифузії переміщуються у легкоплавку фазу, де утворюють нові з'єднання, а при осадженні разом із легкоплавкою фазою видавлюються із зони зварного шву.

На мікрорентгеноспектрограмі на рис. 12 показано розподіл залишків хімічних елементів акти-

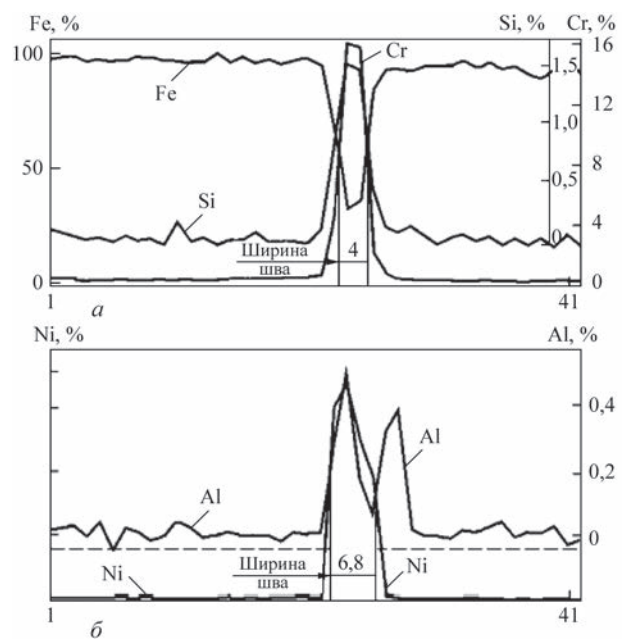


Рис. 12. Розподіл основних хімічних елементів у зварному шві завтовшки 2...7 мкм [19]: Fe – основний метал, Cr, Si – у складі основного металу (у залишках легкоплавкої фази припою спостерігається підвищення концентрації Cr і Si та зниження концентрації Fe) (а); Al, Ni – у складі основного металу, (у залишках легкоплавкої фази припою спостерігається підвищення концентрації Al і Ni) (б)

вуючих речовин, які входять до основного металу у поперечному перерізі отриманого зварного шву [19]. Внаслідок термічної і хімічної взаємодії їх концентрація підвищується від основного металу в навколошовній зоні до максимального значення у зварному шві. Підвищення їх концентрації у шві не є бажаним. Лише при встановленні балансу між основними чинниками процесу зварювання можливо отримати зварні шви з найменшим включенням залишків легкоплавкої фази (рис. 13, а) [18, 20], або їх практичною відсутністю (рис. 13, б). На рис. 12 фрагментарно, на окремій ділянці, у вигляді лінії товщиною 2...7 мкм спостерігаються залишки легкоплавкої фази, яка не була повністю видавлена (рис. 13, а), а частка міді (Cu) у шві складає ~1,5% [18, 19]. Частка міді у шві, в якому він не візуалізується (рис. 13, б) складала лише ~0,018% [18, 19]. Така мала частка обумов-

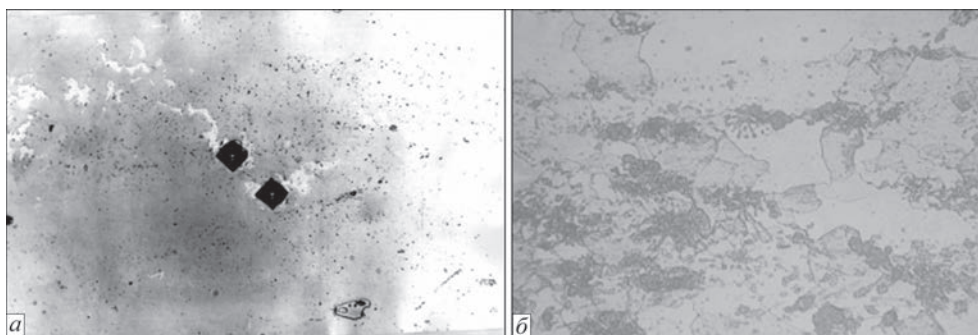


Рис. 13. Лінії зварного шва завтовшки до 2,5 мкм (збільшення $\times 320$): із ізолюваними вкрапленнями легкоплавкої фази припою (а) [18, 20]; без вкраплень легкоплавкої фази припою, яка наочно не визначається через взаємне проростання спільних зерен основного металу обох зварювальних деталей (б)

лена практично повним її видавленням на периферію зварного шву у валик та ґрат. Підвищення складу заліза (Fe) та зниження інших компонентів, які були у складі активуючої речовини, безпосередньо залежать від ступеню деформації при стисканні. Було також проведено аналіз складу залишків легкоплавкої фази за елементами Fe, Si, Cr, Ni, Al. Так, у лінії зварного шва основним елементом є залізо α -Fe, частка якого внаслідок дифузійних процесів із основного металу зварювальних деталей складає 45 %.

Довжина ліній зварного шва із залишками легкоплавкої фази (рис. 13, а) складає ~40 % від загальної довжини шву, а інша частина довжин ліній зварного шву ~60 % не візуалізується (рис. 13, б), що підтверджує присутність у з'єднанні пророслих зерен основного металу без вкраплень легкоплавкої фази, що свідчить про те, що більша частина з'єднання відбулася по основному металу у твердій фазі.

На периферійних ділянках деталей труб і трубої арматури, які віддалені від зварного шва і де температурний вплив є невеликим, при виконанні осадження можуть утворюватися ділянки із механічним впливом деформування у межах пружної деформації, поверхневого нагартування, що може призвести до тріщиноутворення на поверхні деталей при їх експлуатації, особливо при відхиленні від необхідного температурного поля. Подібні вади можна виправити, застосувавши післязварю-

вальну індукційну ТО зварного з'єднання тим же індуктором.

Визначалась також мікротвердість за Віккерсом у зварному з'єднанні вуглецевої сталі (рис. 13, а). Мікротвердість на лінії зварного шву становить $HV0,25 - 1720 \dots 1790$ МПа, навколошовної зони – $HV0,25 - 1680 \dots 1810$ МПа, основного металу – $HV0,25 - 1680 \dots 1930$ МПа [19]. Ці дані свідчать про наближення показників твердості лінії зварного шву із незначними залишками легкоплавкої фази і навколошовної зони до показників твердості основного металу. Крихких структур і структур притаманних високотемпературному нагріванню не виявлено.

На рис. 14 показана схема формування зварного шва у процесі індукційного зварювання тиском з використанням спеціального пристрою, формуючого зовнішній валик заданої форми [18, 21].

Процес індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин трубої арматури характеризується відносно малим часом зварювання – від 40 с при тонкостінних деталях до 120 с при товстостінних деталях, включаючи процес нагрівання до робочої температури більшої частини металу під індуктором вище точки A_{c3} . Це обумовлює зниження вірогідності утворення метастабільних структур в зоні зварного шва. Скорочуючи тривалість перебування металу в інтервалі температур, які є вищими за точки фазових перетворень, а також зменшуючи швидкість охолодження поступовим зниженням струму в індукторі в інтервалі температур $500 \dots 600$ °С, можна отримати необхідний рівень ударної в'язкості і міцності у зварному з'єднанні. Встановлено [22], що на значення ударної в'язкості у навколошовній зоні впливає величина (бал) зерна аустеніту, яка залежить від швидкості охолодження. За даними роботи [23], висока швидкість кристалізації легкоплавкої фази металу зварного шву, а також пластична деформація основного металу при осадженні призводять до деформації кристалічної решітки металу навколошовної зони, що негативно впливає на показники міцності. Це також пов'язано із повним, або частковим фазовим перетворенням фериту в аустеніт. Тому ТО після зварювання є бажаною, а в ряді випадків і необхідною для нормалізації металу зварного з'єднання і зняття залишкових напружень.

Зазначимо невисоке енергоспоживання в процесі індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин в зв'язку із невисокою температурою зварювання без необхідності розплавлення основного металу і можливістю вкладання дозованої теплової потужності саме у місце з'єднання зварювальних крайок за рахунок проникнення магнітного поля [8]. Однак обладнання для здійснення процесу є коштовним.

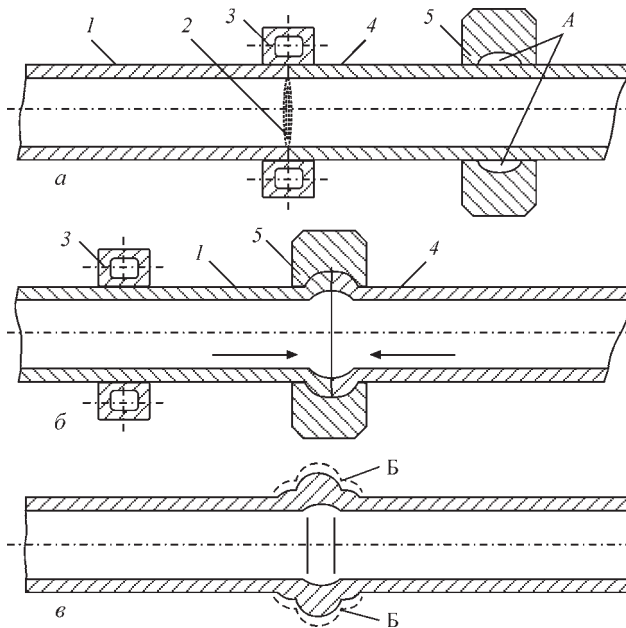


Рис. 14. Схема формування зварного шва у процесі індукційного зварювання тиском з використанням спеціального пристрою, формуючого зовнішній валик заданої форми [19, 21]: процес нагрівання (а); процес осадження (б); отримане зварне з'єднання (в): 1 і 4 – зварювальні трубні деталі; 2 – активуючі речовини у зварному шві; 3 – кільцевий індуктор; 5 – формуючий пристрій; А – формуюча внутрішня поверхня пристрою; Б – отримана зовнішня поверхня зварного шва

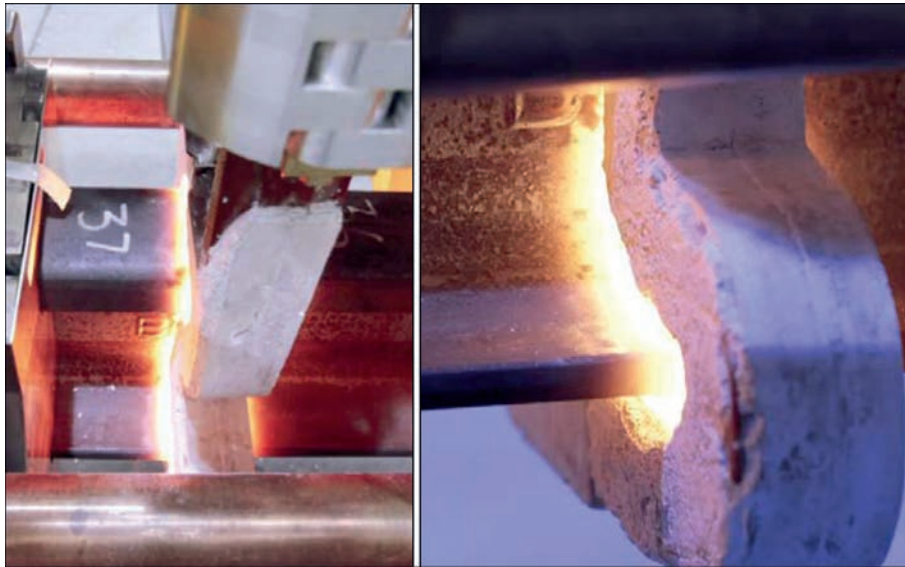


Рис. 15. Індукційне зварювання тиском залізничних рейок [27]

Застосування індукційного нагрівання при якому виділення теплової енергії у струмопровідному тілі, що знаходиться у змінному електромагнітному полі, є прогресивним і має важливу перевагу безконтактною передачею дозованої енергії в задану ділянку виробу, як за наявності атмосфери, так і за її відсутності. Така передача енергії не впливає на виріб, на відміну, наприклад, від газополум'яного нагрівання, де можливе навулцецювання поверхні виробу.

Перспективними напрямками досліджень індукційного зварювання тиском з використанням активуючих речовин є математичне моделювання електромагнітних, теплових і термо-деформаційних процесів сучасними методами розрахунку; фізичне моделювання процесів на модельних зразках; з'єднання різнорідних сталей, в тому числі важко зварюваних [24–26]; дослідження післязварювальної ТО місця з'єднання; і особливо зварювання суцільних стрижнів різного профілю, в тому числі прокатних масивних тіл із складним поперечним перерізом, включаючи залізничні рейки (рис. 15) [27].

Відмітимо розширення застосування самого процесу індукційного нагрівання. Окрім відомих виробничих процесів пов'язаних із нагріванням і плавленням металів, таких як термічна і термохімічна обробка деталей машин, обробка тиском, зварювання, паяння, наплавлення, а також виплавка металів у електропечах, ще одним сучасним напрямком його розвитку є застосування у гібридних процесах зварювання [28] та у підготовчих операціях, таких як підігрів зварювальних деталей, підігрів електродів при плавленні металів [29, 30].

Висновки

До переваг процесу індукційного зварювання тиском із застосуванням активуючих речовин, слід віднести наступне: безконтактне, бездротове підведення енергії при виконанні зварювання; ак-

тивізація поверхні крайок деталей, які підлягають зварюванню; економне енергоспоживання за рахунок зниженої температури зварювання у твердій фазі і можливість вкладання дозованої теплової потужності саме у місце з'єднання зварювальних крайок завдяки проникненню магнітного поля; висока вірогідність збереження первинної структури кристалічної решітки металу шву і навколошовної зони завдяки зниженій температурі зварювання; отримання зварних стикових швів труб без внутрішнього ґрату завдяки контрольованій пластичній деформації при осадженні; наближені показники твердості зварного з'єднання до показників твердості основного металу; можливість проведення термічної обробки зварного з'єднання безпосередньо після процесу зварювання тим же індукційним обладнанням, яке використовується для процесу зварювання.

До складності процесу слід віднести те, що необхідна точна підгонка крайок зварювальних деталей для отримання якісного складання під зварювання; підбір і апробація активуючої речовини і додаткова операція її нанесення на крайки зварювальних деталей або її попереднє розташування у зварному проміжку; коштовне обладнання для здійснення процесу.

Список літератури

1. Лебедев В.К., Табелев В.Д., Письменный А.С. (1983) Стыковая пайка под давлением стальных трубопроводов. *Автомат. сварка*, 9, 25–27.
2. Письменный А.С., Табелев В.Д., Карета Н.Л. и др. (1985) Структура и фазовый состав швов, выполненных капиллярной пайкой и пайкой с приложением давления. *Автомат. сварка*, 11, 26–29.
3. Лебедев В.К., Табелев В.Д., Письменный А.С. и др. (1989) Высокотемпературная пайка труб для геологоразведочного бурения. *Автомат. сварка*, 5, 28–30.
4. Лебедев В.К., Письменный А.С., Касаткин О.Г. и др. (1990) Физическое моделирование осадки при сварке или пайке-сварке труб встык. *Автомат. сварка*, 8, 17–20.

5. Лебедев В.К., Табелев В.Д., Письменный А.С. (1993) Ударная вязкость стыковых соединений, паяных с пластическим деформированием основного металла. *Автомат. сварка*, **8**, 29–31.
6. Письменный А.С., Шинлов М.Е., Буженецкий А.И. (1995) Применение индукционной сваркопайки для соединения труб нефтяного сортамента. *Автомат. сварка*, **12**, 35–38.
7. ДСТУ 3761. 2-98 (2006) *Зварювання та споріднені процеси. Ч. 2. Процеси зварювання та паяння. Терміни та визначення. Зміна № 1 – Абетковий покажчик українських термінів доповнити терміном «Зварювання-паяння під тиском» і класифікаційним номером терміностації 3.92. Чинна від 2006.07.01 (ППС № 3), 1.*
8. Письменный А.С. (2005) *Индукционный нагрев для сварки и родственных технологий*. Б.Е. Патон (ред.). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
9. Pis'menny A.S. (1997) *High-frequency welding of metals*. Ed. by B.E. Paton. Amsterdam: Harwood Acad. Publ.
10. Письменный А.С., Прокофьев А.С. (2002) Прессовая сварка труб с применением активирующих веществ. *Автомат. сварка*, **7**, 22–27.
11. Письменный А.С. (2008) *Высокочастотная сварка металлических изделий. Индукционный нагрев для сварки и родственных технологий*. Б.Е. Патон (ред.). Киев, ИЭС им. Е.О. Патона.
12. Полухин В.В., Прокофьев А.С., Ромашко Д.В. и др. (2018) Влияние активирующих веществ на качество спиральношовных труб, полученных с применением высокочастотной сварки. *Автомат. сварка*, **10**, 32–39. <https://doi.org/10.15407/as2018.10.05>
13. Гельман А.С. (1970) *Основы сварки давлением*. Москва, Машиностроение.
14. Кучук-Яценко С.И., Кирьян В.И., Казымов Б.И. и др. (2008) Особенности испытаний на ударную вязкость сварных соединений труб, выполненных автоматической контактной стыковой сваркой оплавлением. *Автомат. сварка*, **10**, 5–11.
15. Кучук-Яценко С.И., Письменный А.С., Шинлов М.Е. и др. (2006) Ускоренная индукционная термообработка сварных швов труб из сталей контролируемой прокатки. *Автомат. сварка*, **3**, 9–13.
16. Кучук-Яценко С.И., Швец Ю.В., Загадарчук В.Ф. (2013) Технология термической обработки соединений труб из стали класса прочности K56, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением. *Автомат. сварка*, **2**, 3–8.
17. Письменный А.С. (1990) Синтез индукционных систем для сварки и пайки труб встык. *Автомат. сварка*, **5**, 11–15.
18. Прокоф'єв А.С. (2007) *Индукційне зварювання тонкостінних трубчастих конструкцій проміжної та кінцевої трубчасті арматури*. Автореф. дис. ... канд. техн. наук, 05.03.06. Київ, Нац. техн. ун-т України «Київський політехн. ін-т».
19. Письменный А.С., Прокофьев А.С., Письменный А.А. и др. (2010) Свойства сварных соединений трубных заготовок, полученных прессовой сваркопайкой с формирующим устройством. *Автомат. сварка*, **7**, 25–28.
20. Письменный А.С., Новикова Д.П., Прокофьев А.С. и др. (2004) Свойства металла шва при индукционной сваркопайке стали 20. *Автомат. сварка*, **12**, 27–33.
21. Письменный О.С., Институт электросваривания ім. Є.О. Патона НАН України (UA) (2010) *Спосіб стикового зварювання тиском у твердій фазі стрижнів та труб*. Пат. № 92965.
22. Лебедев Б.Ф., Пашин А.Н., Дудко С.М. (1989) Влияние термического цикла сварки с принудительным формированием шва на размер зерна и ударную вязкость металла ЗТВ конструкционных сталей. *Автомат. сварка*, **11**, 1–5.
23. Карета Л.Н., Сладкова В.Н. (1985) Об искажениях кристаллической решетки в металле ЗТВ сварных соединений углеродистых и низколегированных сталей. *Автомат. сварка*, **5**, 18–19.
24. Kane, B., Wasselyneck, G., Bui, H.K. et al. (2020) Focalization of electromagnetic power at the interface between two composites materials for induction welding. *The European Physical J. Applied Physics*, **91**, 10902-p1–10902-p5. <https://doi.org/10.1051/epjap/2020200022>
25. Vollmer M., Baunack D., Janoschka D. et al. (2020) Induction Butt Welding Followed by Abnormal Grain Growth: A Promising Route for Joining of Fe–Mn–Al–Ni Tubes. *Shap. Mem. Superelasticity*, **6**, 131–138.
26. Bhogendro Meitei, R.K., Maji, P., Kumar, P. et al. (2022) Induction Welding of 304L Stainless Steel and Copper in Vacuum Environment. *J. of Materials Engineering and Performance*, **31**, 7220–7227.
27. Network Rail Mirage Rail Induction Welder Trial. <https://www.youtube.com/watch?v=b8X1FhoY6ro>.
28. Mohan, D., Tomków, J., Gopi, S. (2021) Induction Assisted Hybrid Friction Stir Welding of Dissimilar Materials AA5052 Aluminium Alloy and X12Cr13 Stainless Steel. *Advances in Materials Science*, **21**(3), 17–30.
29. Медовар Л.Б., Лебідь В.А., Письменний О.С., Пентегов І.В., Римар С.В., ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA) (2018) *Спосіб попереднього підігріву масивного металевого електрода для процесу електрошлакового переплаву металу*. Пат. на кор. модель № 125005.
30. Медовар Л.Б., Лебідь В.А., Письменний О.С., Пентегов І.В., Римар С.В., ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA) (2018) *Индукційна установка для підігріву металевого електрода для процесу електрошлакового переплаву металу*. Пат. на кор. модель № 126093.

References

1. Lebedev, V.K., Tabelev, V.D., Pismenny, A.S. (1983) Pressure butt brazing of steel pipelines. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 25–27 [in Russian].
2. Pismenny, A.S., Tabelev, V.D., Kareta, N.L. et al. (1985) Structure and phase composition of welds made by capillary brazing and pressure brazing. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 26–29 [in Russian].
3. Lebedev, V.K., Tabelev, V.D., Pismenny, A.S. (1989) High-temperature brazing of pipes for exploration work drilling. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 28–30 [in Russian].
4. Lebedev, V.K., Pismenny, A.S., Kasatkin, O.G. et al. (1990) Physical modeling of upsetting in butt welding and braze-welding of pipes. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 17–20 [in Russian].
5. Lebedev, V.K., Tabelev, V.D., Pismenny, A.S. (1993) Impact toughness of butt joints brazed with plastic deformation of base metal. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 29–31 [in Russian].
6. Pismenny, A.S., Shinlov, M.E., Buzhenetsky, A.I. (1995) Application of induction braze welding for joining of pipes of petroleum assortment. *Avtomatich. Svarka*, **12**, 35–38 [in Russian].
7. DSTU 3761. 2-98 (2006) Welding and related processes. Pt 2. Welding and soldering processes. Terms and definitions. Change No. 1 – Add the term «Pressure braze-welding» and the classification number of the term article 3.92 to the alphabetical index of Ukrainian terms. Valid from 2006.07.01.
8. Pismenny, A.S. (2005) *Induction heating for welding and related technologies*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI [in Russian].
9. Pis'menny, A.S. (1997) *High-frequency welding of metals*. Ed. by B.E. Paton. Amsterdam: Harwood Acad. Publ.
10. Pismenny, A.S., Prokofiev, A.S. (2002) Press welding of pipes using activating materials. *The Paton Welding J.*, **7**, 22–27.
11. Pismenny, A.S. (2008) *High-frequency welding of metal products. Induction heating for welding and related technologies*. Ed. by B.E. Paton. Kyiv, PWI [in Russian].
12. Polukhin, V.V., Prokofiev, A.S., Romashko, D.V. et al. (2018) Influence of activators on the quality of spirally-welded pipes, produced with application of high-frequency welding. *The Paton Welding J.*, **10**, 32–39. <https://doi.org/10.15407/as2018.10.05>
13. Gelman, A.S. (1970) *Fundamentals of pressure welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
14. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kirian, V.I., Kazymov, B.I. et al. (2008) Peculiarities of impact toughness tests of automatic

- flash butt welded joints on pipes. *The Paton Welding J.*, **10**, 5–10.
15. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Pismenny, A.S., Shinlov, M.E. et al. (2006) Accelerated induction heat treatment of welds on pipes from controlled-rolled steels. *The Paton Welding J.*, **3**, 7–10.
 16. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, Yu.V., Zagadarchuk, V.F. et al. (2013) Technology of heat treatment of pipe joints from steel of K56 grade produced by flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 2–7.
 17. Pismenny, A.S. (1990) Synthesis of induction systems for butt welding and brazing of pipes. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 11–15.
 18. Prokofiev, A.S. (2007) *Induction braze welding of thin-wall tubular structures of intermediate and final tubular fittings*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Tech. Sci. Degree. Kyiv, NTU Kyiv Polytechnic Institute [in Ukrainian].
 19. Pismenny, A.S., Prokofiev, A.S., Pismenny, A.A. et al. (2010) Properties of the welded joints of tubular billets produced by pressure braze-welding with a forming device. *The Paton Welding J.*, **7**, 22–25.
 20. Pismenny, A.S., Novikova, D.P., Prokofiev, A.S. et al. (2004) Properties of weld metal at induction braze-welding of steel 20. *The Paton Welding J.*, **12**, 26–32.
 21. Pismenny, O.S. (2010) *Method of pressure butt welding in solid phase of bars and pipes*. Pat. 92965 Ukraine, PWI [in Ukrainian].
 22. Lebedev, B.F., Pashchin, A.N., Dudko, S.M. (1989) Influence of welding thermal cycle with forced formation of weld on grain size and impact toughness of HAZ metal of structural steels. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 1–5 [in Russian].
 23. Kareta, L.N., Sladkova, V.N. (1985) On distortions of crystalline lattice in HAZ metal of joints of carbon and low-alloyed steels. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 18–19 [in Russian].
 24. Kane, B., Wasselynck, G., Bui, H.K. et al. (2020) Focalization of electromagnetic power at the interface between two composites materials for induction welding. *The European Physical J. Applied Physics*, **91**, 10902-p1–10902-p5. <https://doi.org/10.1051/epjap/2020200022>
 25. Vollmer, M., Baunack, D., Janoschka, D. et al. (2020) Induction butt welding followed by abnormal grain growth: A promising route for joining of Fe–Mn–Al–Ni tubes. *Shap. Mem. Superelasticity*, **6**, 131–138.
 26. Bhogendro Meitei, R.K., Maji, P., Kumar, P. et al. (2022) Induction welding of 304L stainless steel and copper in vacuum environment. *J. Mater. Eng. and Performance*, **31**, 7220–7227.
 27. Network Rail Mirage Rail Induction Welder Trial. <https://www.youtube.com/watch?v=b8X1FhoY6ro>.
 28. Mohan, D., Tomków, J., Gopi, S. (2021) Induction assisted hybrid friction stir welding of dissimilar materials AA5052 aluminum alloy and X12Cr13 stainless steel. *Advances in Materials Sci.*, **21**(3), 17–30.
 29. Medovar, L.B., Lebid, V.A., Pismenny, O.S., Pentegov, I.V., Rymar, S.V. (2018) *Method of solid electrode preheating for electroslag remelting process of metal*. Pat. on utility model 125005 Ukraine, PWI [in Ukrainian].
 30. Medovar, L.B., Lebid, V.A., Pismenny, O.S., Pentegov, I.V., Rymar, S.V. (2018) *Induction installation of metal electrode heating for electroslag remelting process of metal*. Pat. on utility model 126093, Ukraine, PWI [in Ukrainian].

INDUCTION WELDING OF PIPES AND PIPE FITTINGS WITH THE USE OF ACTIVATING SUBSTANCES (Review)

O.S. Prokofiev¹, R.S. Gubatyuk¹, S.V. Rymar¹, V.M. Abdulah¹, O.I. Petrienko¹, V.S. Senchyshyn²

¹ E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: sytor301@ukr.net

² Ternopil Ivan Puluj National Technical University. 56 Ruska Str., 46001, Ternopil, Ukraine.

In the framework of studies aimed at the development of technologies of welding steels in a solid phase at the PWI of NAS of Ukraine, a method of induction pressure welding of pipes and pipe fittings with the strength of welded joint at the level of base metal with the use of activating substances was developed. The process of joining occurs when welded edges of base metal are heated to the plastic state with a heat from eddy currents and by a complete melting of preliminary activating substances introduced into the place of a joint, which are chemically cleaned and partially dissolve the metal of the surface of welding edges and as the pressure is applied to the edges, they are squeezed out from the welded joint zone. Due to the applied pressure, the welded joint is formed in the solid phase by a plastic deformed base metal. In the weld, only slight embedments of metal fraction of the activating substance and its alloy with the base metal are observed. 30 Ref., 1 Tabl., 15 Fig.

Keywords: induction pressure welding, activating substances, induction heating, welded butt, pipes, pipe fittings

Надійшла до редакції 28.03.2023



VII Міжнародна конференція

«Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи діагностування і прогнозування»

18–20 жовтня 2023 р. на базі Тернопільського національного технічного університету імені Івана Пулюя відбудеться 7-а Міжнародна конференція «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи діагностування і прогнозування» (VII International Conference «In-service Damage of Materials: Diagnostics and Prediction»).

Організатори заходу – Європейське товариство з цілісності конструкцій (ESIS), Українське товариство з механіки руйнування матеріалів, Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України та Інститут проблем міцності ім. Г.С. Писаренка НАН України.

Наукові напрями конференції: методи оцінювання, прогнозування та виявлення пошкодження матеріалів, неруйнівний контроль, методи оцінювання деградації та запобігання руйнуванню, проблеми впливу середовища на руйнування і міцність матеріалів, довговічність, цілісність та подовження терміну служби конструкцій.

Робоча мова: англійська.

Форма участі у конференції: очна, онлайн. Кінцевий термін реєстрації учасників – 1 вересня 2023 р. Тези доповідей приймаються до 1 вересня 2023 р.

Виголошені доповіді після рецензування буде опубліковано у спецвипуску «Procedia Structural Integrity», що індексується базами «Scopus» і «WoS».

ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ НИЗЬКОВОДНЕВИХ ПЛАВЛЕНИХ ФЛЮСІВ

І.О. Гончаров, В.В. Головко, А.П. Пальцевич, А.М. Дученко

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

Досліджено вплив технології виготовлення зварювальних плавлених флюсів на вміст в них водню і характер його термічної десорбції. Із флюсів, виготовлених методом дуплекс-процесу (послідовно працюючих газополуменевої і електродугової печі), водень переважно видаляється при температурах до 600 °С. Встановлено, що вміст дифузійного водню в наплавленому металі при зварюванні під плавленими флюсами, виготовленими методом дуплекс-процесу, приблизно на 30 % нижче у порівнянні із флюсами, виготовленими в газополумєневих печах. Запропоновано використання у складі шихти при виготовленні агломерованих флюсів плавлених напівпродуктів. Бібліогр. 12, табл. 3, рис. 2.

Ключові слова: водень, автоматичне дугове зварювання під плавленими флюсами

Вступ. Водне окрихчення та утворення пор в зварних швах є поширеними, небезпечними та недостатньо вивченими причинами руйнування багатьох сталевих металоконструкцій [1, 2]. При зварюванні високоміцних сталей під впливом термічного циклу в металі можливе утворення структур, які, з одного боку, сприяють значному зміцненню металу, а з іншого – підвищують його схильність до утворення холодних тріщин [3, 4]. Здатність металу опиратися зародженню і розвитку холодних тріщин зростає із зниженням концентрації в ньому дифузійного водню. Встановлено умови, за яких ризик утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях зводиться до мінімуму. Так, у разі обмеження швидкості охолодження металу в інтервалі температур 600...500 °С до 10 °С/с, а вмісту дифузійного водню в наплавленому металі до 4 см³/100 г, рівень напружень, який метал зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань зі сталей з вуглецевим еквівалентом $C_e = 0,35...0,45$ % може витримати без утворення холодних тріщин, становить 90 % від його границі плинності [5].

Загальновідомо, що основною причиною утворення пор у швах при зварюванні сталей є підвищений вміст водню в металі зварювальної ванни і його виділення в момент кристалізації внаслідок стрибкоподібного зниження розчинності [6]. Вміст водню в металі шва, при перевищенні якого у швах при зварюванні низьколегованих сталей під марганцево-силікатними флюсами утворюються пори, складає 12...14 см³ на 100 г металу шва [7].

Дуга при автоматичному зварюванні під флюсом горить у закритій оболонці, створюваній розплавленим шлаком й шаром флюсу. Доступ водню в зону дуги ззовні ускладнений. Джерелами насичення зварювальної ванни воднем є флюс, масло й іржа на поверхні зварювального дроту й на крайках металу, що зварюється. При цьому флюс

визначається головним джерелом водню. Тому важливим є дослідження вмісту водню у зварювальних плавлених флюсах і процесу його термічної десорбції, створення технологій виготовлення низьководневих зварювальних плавлених флюсів.

Методика досліджень вмісту водню в зварювальних флюсах. Для керування процесами зневоднення флюсів в процесі їх виготовлення і використання при зварюванні важливо знати особливості перебігу процесу його десорбції в процесі нагрівання. Для вимірювання вмісту потенційного водню в покриттях електродів, флюсах, осерді порошкових дротів запропонований метод [6] поступового нагрівання зразків до температури близько 1000 °С в потоці аргону з конвертуванням сполук, що містять водень. Для уникнення помилок при вимірюванні водню через виділення O₂, N₂, CH₄, CO, CO₂ запропонований хроматографічний метод аналізу, який має високу чутливість і роздільну здатність до вищезазначених сполук. Унаслідок постійної швидкості нагріву існує можливість як визначити загальний вміст води при температурі 900...1000 °С, так і визначити характер її зв'язку з досліджуваною речовиною (гігроскопічна, адсорбована на поверхні зерен, кристалогідратна, кристалізаційна, цеолітна, розчинена у формі ОН-груп). Погрішність виміру обсягу водню становить не більше 7 %. Кожен пік термічної десорбції на хроматограмах є піком виділення водню. Вміст водню перераховували на 100 г досліджуваної речовини за допомогою градувального коефіцієнту 0,57 мм³ H₂/mBC, отриманого безпосередньо перед проведенням цієї роботи.

Дослідження впливу технології виплавлення флюсів на вміст в них водню. Загалом, технологія виготовлення зварювальних плавлених флюсів передбачає розплавлення шихтових матеріалів у флюсоплавильній печі, отримання гомогенного

Головко В.В. – <http://orcid.org/0000-0002-2117-0864>, Пальцевич А.П. – <https://orcid.org/0000-0001-8640-7909>

© І.О. Гончаров, В.В. Головко, А.П. Пальцевич, А.М. Дученко, 2023

розплаву потрібного хімічного складу з наступною його грануляцією. Грануляція забезпечує отримання зерен флюсу потрібного розміру і насипної ваги. Після грануляції флюси прокалюють, розсіювають на відповідних ситах і відправляють користувачу. В залежності від хімічного складу і технічних вимог до флюсів можуть застосовуватися різні типи печей (газополуменеві і електродугові) та способи грануляції (мокра, у воду) та суха (на повітрі) [8]. Ще донедавна Україна займала перше місце в світі за обсягом виготовлення плавлених флюсів. В Україні найбільш масово (понад 80 % від загального обсягу) виготовляють флюси шлакової системи $MnO-SiO_2-CaF_2$. Це скловидні флюси загального призначення (АН-348А, ОСЦ-45, АН-348В, АНЦ-1) для зварювання вуглецевих і низьколегованих сталей та пемзоподібні флюси (АН-60, АН348АП, ОСЦ-45П) для швидкісного зварювання конструкцій із сталей того ж типу. Перші зазвичай виготовляють в газополуменевих печах, а останні – в електродугових. В обох випадках флюси гранулюють у воду. Саме флюси цієї шлакової системи було взято в якості об'єктів для досліджень. Мета роботи полягала в дослідженні впливу технологічних факторів на вміст водню на різних етапах виготовлення зварювальних плавлених флюсів. Робота була виконана на промисловому обладнанні в умовах ПрАТ «Запоріжсклофлюс». Це обладнання складається із газополуменевої і електродугової флюсоплавильних печей, встановлених поруч з можливістю їх одночасної роботи. Це дає можливість спрямовувати шлаковий розплав із однієї печі в другу (дуплекс-процес). Грануляцію також можна виконувати як мокрим (у воду), так і сухим (у металеві виливниці) способом.

Газополуменева і електродугова флюсоплавильні печі відрізняються температурами, до яких доводиться шлаковий розплав. У газополуменевої печі температура не перевищує 1400 °С, а в електродуговій може досягати 1700 °С. Тому для визначення впливу температури шлакового розплаву на вміст в ньому водню виготовляли флюс АН-348АП методом дуплекс-процесу. По ходу ведення плавки відбирали проби спочатку на виході із газополуменевої печі, потім на виході з електродугової печі. Температуру шлакового розплаву під час відбору проб визначали оптичним пірометром. Ці проби закалювали на товстостінній металевій поверхні, в результаті чого отримували скловидну будову і зберігали до виконання

аналізу в герметичній тарі, що унеможливило сорбування ними вологи з оточуючої атмосфери. Результати досліджень, наведені в табл. 1, показали, що вміст водню в шлаковому розплаві у газополуменевої печі при температурі розплаву 1400 °С становив 40,6 см³/100 г (проба 1), в електродуговій печі при температурі розплаву 1530 °С – 14,8 см³/100 г (проба 2).

При подальшому підвищенні температури до 1700 °С вміст водню у розплаві флюсу АН-348АП знизився до 6,9 см³/100 г (проба 3). Слід зазначити, що не тільки температура шлакового розплаву визначала кінцевий вміст водню в ньому. Зниження вмісту водню пояснюється також кращими умовами для видалення водню із розплаву в електродуговій печі у порівнянні із газополуменевою завдяки більш інтенсивному перемішуванню розплаву. Крім того, при згоранні газу в атмосфері газополуменевої печі накопичується значна кількість водяних парів (до 15 % за аналогією із сталеплавильними агрегатами). Тому навіть значна витримка в цій печі розплаву та застосування низьководневої сировини не дозволить знизити вміст розчиненого у розплаві водню нижче деякої межі. Навпаки, в електродуговій печі існують умови для додаткового зниження концентрації водню в розплавленому шлаку тому, що існує можливість видалення газів, що виділяються з розплаву під час плавлення, через газовідсмоктувачі. Крім того, інтенсивне вигорання вуглецевої футеровки та графітових електродів приводить до зниження концентрації водню в шлаку, як це має місце в сталеплавильних шлаках.

Таким чином, технологія виплавлення флюсу методом дуплекс-процесу приводить до зниження вмісту водню у шлаковому розплаві приблизно в 6 разів у порівнянні із виплавленням флюсу в газополуменевої печі. Зрозуміло, що при сухій грануляції вміст водню у готовому флюсі залишається на рівні його вмісту у шлаковому розплаві. Невивченим залишився вплив грануляції розплаву у воду на загальний вміст водню у флюсі. Для з'ясування цього питання за звичайною технологією виготовлення флюсів в газополуменевої і електродуговій печах гранулювали розплави під час відбору проб 1 та 3. Після грануляції флюси прокалювали в промислових барабанних сушарках, які забезпечували температуру флюсу на виході із сушильного барабану 250...300 °С, як це визначено технологічною документацією на виготовлення флюсів, розсіювали та пакували. На цьому ета-

Таблиця 1. Вміст водню у флюсах на різних стадіях виготовлення

Флюс	Тип флюсоплавильної печі	Температура шлакового розплаву в печі, °С	Вміст водню в шлаковому розплаві, см ³ /100 г	Вміст водню в готовому флюсі після мокрої грануляції, см ³ /100 г
АН-348А	Газополуменева	1400	40,6 (проба 1)	44 (проба 4)
АН-348АП	Дуплекс-процес	1700	6,9 (проба 3)	62 (проба 5)

пі досліджували вміст водню в пробах, взятих із мішків в стані поставки.

Встановлено, що температура розплаву перед початком грануляції суттєво впливає на кінцевий вміст водню у флюсі. Так, при температурі шлакового розплаву 1400 °С утворюються зерна зі скловидною структурою. При цьому вміст водню після мокрої грануляції збільшується приблизно на 10 % (з 40,6 до 44 см³/100 г (кінцевий вміст водню у флюсі АН-348А (проба 4)). При контакт з водою шлакового розплаву, нагрітого до температури 1700 °С, навколо часток розплаву утворюється парова оболонка з високим тиском водяного пару. Зважаючи на низьку в'язкість шлакового розплаву при таких температурах в частках флюсу формуються порожнини, що займають до 80 % загального об'єму флюсу. Ці порожнини заповнюються парами води, яка конденсується при охолодженні. Загалом, це приводить до збільшення вмісту водню у флюсі приблизно в 9 разів (з 6,9 до 62 см³/100 г (кінцевий вміст водню у флюсі АН-348АП (проба 5)).

Дослідження термічної десорбції водню показали, що основна частина вологи із флюсу АН-348АП видаляється при нагріві до 600 °С (на відміну від флюсу АН-348А, з якого водень видаляється при температурах, наближених до температури плавлення флюсу, і, зрозуміло, потрапляє в зварювальну ванну). На підтвердження цього на рис. 1 наведено хроматограми термічної десорбції водню з флюсу АН-348А – газополуменева піч + гранулятор – проба 4) та флюсу АН-348АП – дуплекс-процес + гранулятор – проба 5).

Для зниження вмісту водню у плавленому флюсі можна рекомендувати використання електродугової печі або дуплекс-процесу при плавленні флюсу, які дозволяють доводити розплав до температури 1700 °С, і використовувати флю-

си сухої грануляції. Але для флюсів досліджуваної шлакової системи MnO–SiO₂–CaF₂ використання дуплекс-процесу є більш доцільним. Крім обмеження вмісту водню, дуплекс-процес дозволяє суттєво знизити вміст у флюсах сірки і фосфору і при цьому одночасно попередити небажані підвищені втрати основних компонентів флюсів цієї шлакової системи. Як результат знижується залежність від дефіцитної, дороговартісної високоякісної сировини, досягається можливість застосування у виробництві флюсів відходів металургійного, зварювального і гірничозбагачувального виробництва, підвищується їх конкурентноздатність [9, 10]. З метою зниження вмісту водню у флюсі, виготовленому методом дуплекс-процесу було запропоновано доводити розплав до температури 1700 °С, витримувати його при цій температурі, потім знижувати температуру розплаву до 1400 °С і лише тоді гранулювати його у воду. Для перевірки цих рекомендацій досліджували вміст і характер термічної десорбції водню із скловидного флюсу ОСЦ-45 (газополуменева піч) та скловидного флюсу ОСЦ-45М (дуплекс-процес). Флюс ОСЦ-45М було виготовлено шляхом нагріву розплаву до 1700 °С, витримки розплаву при цій температурі протягом 20 хв, охолодження розплаву до 1400 °С і гранулювання його у воду. Порівнюючи флюси, виготовлені методом дуплекс-процесу (ОСЦ-45М і АН-348АП), слід зазначити, що загальний вміст водню у флюсі ОСЦ-45М в 2 рази нижче, ніж у флюса АН-348АП (30,0 й 62 см³/100 г відповідно). Це можна пояснити тим, що розплав флюсу ОСЦ-45М перед грануляцією охолоджується до температури 1400 °С. У результаті утворюється флюс із скловидною будовою зерен. Порівнюючи флюси ОСЦ-45 і ОСЦ-45М, що відрізняються способом виготовлення, варто відмітити, що обидва флюси мають однакову

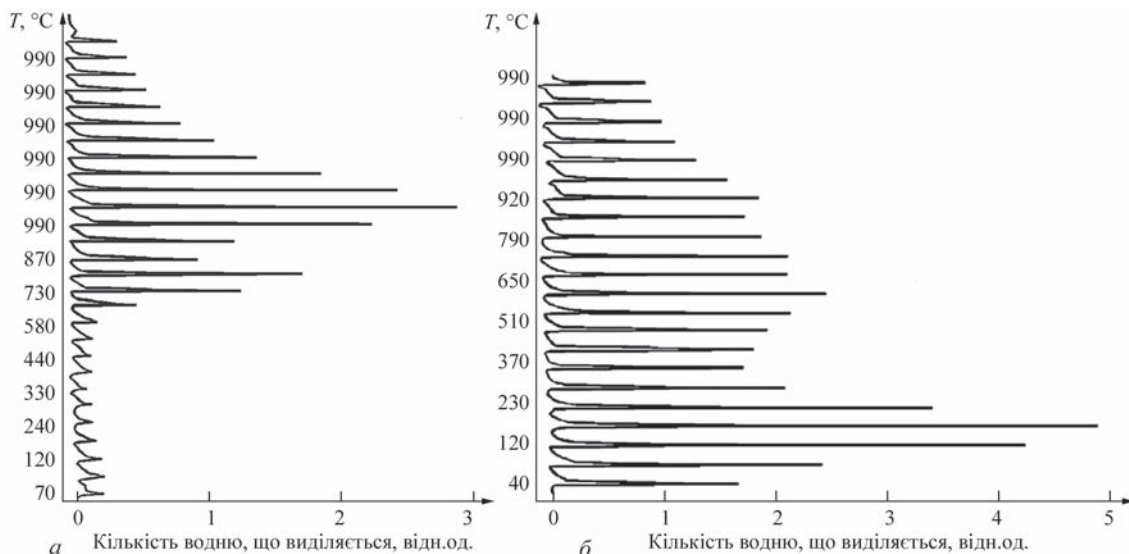


Рис. 1. Хроматограми термічної десорбції водню з флюсів: а – флюс АН-348А (проба 4) $H = 44 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (газополуменева піч); б – флюс і АН-348АП (проба 5) $H = 62 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ (дуплекс-процес)

Таблиця 2. Загальний вміст і характер термічної десорбції водню в зварювальних флюсах

Флюс	Спосіб виготовлення		Будова зерен	Загальний вміст (Н) _д , см ³ /100 г	Кількість водню, що видалилася при нагріві в діапазоні температур, см ³ /100 г/%				
	тип печі	спосіб грануляції			0...20 °С	200...600 °С	600...800 °С	990 °С	Вище 990 °С
АН-348А	Газополу-менева	мокрый	Скловидна	44	2,6/6	4,0/9	5,3/12	3,5/8	28,6/65
ОСЦ-45	->-	->-	->-	36	1,8/5	4,0/11	5,0/14	9,7/27	15,5/43
ОСЦ-45М	Дуплекс-процес	->-	->-	30	4,5/15	6,9/23	5,4/18	4,5/15	8,7/29
АН-348АП	->-	->-	Пемзоподібна	62	24,2/39	14,2/23	6,9/11	7,4/12	9,3/15

скловидну будову зерен. Загальний вміст водню у флюсі ОСЦ-45М (30 см³/100 г) у порівнянні із виготовленим в газополуменевій печі флюсом ОСЦ-45 (36 см³/100 г) нижчий несуттєво. Встановлено, що ці флюси значно відрізняються за характером десорбції водню в процесі нагріву (див. рис. 2). З табл. 2 та хроматограм флюсів, виготовлених в газополуменевій печі (АН-348А, ОСЦ-45) видно, що основна кількість водню видалється при температурах, близьких до температури плавлення флюсу (990 °С). Флюси, виготовлені методом дуплекс-процесу (ОСЦ-45М і АН-348АП) характеризуються тим, що десорбція водню з них відбувається при менших температурах (в основному до 800 °С). Навіть для пемзоподібного флюсу АН-348АП, що має високий загальний вміст водню (62 см³/100 г) під час витримки при 990 °С виділяється всього 9,3 см³/100 г. Для склоподібного флюсу ОСЦ-45М ця величина становить 8,7 см³/100 г флюсу.

На наступному етапі досліджень визначали вплив загального вмісту водню у флюсах та характеру його термічної десорбції на вміст дифузійного водню в наплавленому металі при зварюванні. Вміст дифузійного водню в металі зварних швів визначали методом хроматографічного аналізу за ГОСТ 23338-91 із застосуванням газоаналізатора

ОБ 2178, розробленого в Інститут електро зварювання ім. Е.О. Патона. Об'єктивність результатів вимірювання обсягу дифузійного водню обумовлена тим, що водень, який виділився зі зразка у герметичній металевій камері, вимірюється методом газової хроматографії. Надійність результатів вимірювання вмісту дифузійного водню підтверджена численними порівняльними випробуваннями його із ртутним методом аналізу по стандарті ISO 3690 [11].

Зразки для аналізу вмісту дифузійного водню в наплавленому металі одержували методом наплавлення валика на складаний зразок зі сталі 10Г2ФБ. Перед зварюванням зразки витримували при температурі 800 °С впродовж 1 год. Зварювальний дріт марки Св-10Г1НМА діаметром 4 мм зачищали від обмідненого покриття й знежирували. Наплавлення вели на постійному струмі зворотної полярності на режимі: $I_{зв} = 550...600$ А, $U_{д} = 32...34$ В, $V_{зв} = 36$ м/год. Параметри режиму зварювання визначали з умов забезпечення необхідної за ГОСТ 23338-91 погонної енергії (не більше 3 кДж/мм), одержання швів з геометричними розмірами, що дозволяють легко відокремити зразок від вивідних планок (шириною до 22 мм і висотою до 6 мм). Наплавлений зразок охолоджували водою з температурою 0 °С впродовж 3 с

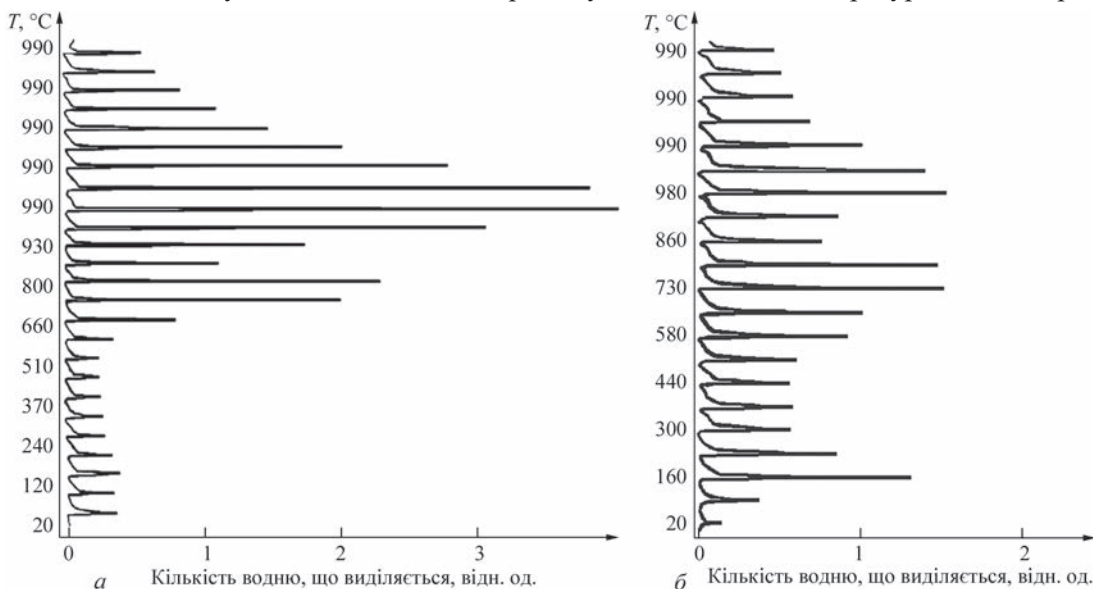


Рис. 2. Хроматограми термічної десорбції водню: а – флюс ОСЦ-45 (газополуменева піч) $H = 36$ см³/100 г; б – флюс ОСЦ-45М (дуплекс-процес) $H = 30$ см³/100 г

Таблиця 3. Вміст водню у флюсах і наплавленому металі

Марка флюсу	Вміст водню у флюсі, см ³ /100 г флюсу	Вміст водню в металі, см ³ /100 г	
		[H] _{диф} , напл. метал	[H] _{ост} , шов
АН-348А	44	6,8; 7,4; 7,7/ 7,3	2,2; 2,4; 2,6/ 2,4
АН-348АП	62	4,7; 5,2; 5,4/ 5,1	1,6; 1,6; 1,7/ 1,6

і занурювали в рідкий азот. При досягненні температури 196 °С вивідні планки видаляли, а зразок зберігали до проведення аналізу в рідкому азоті. На кожну пробу флюсу виготовляли три зразки. Всі флюси безпосередньо перед зварюванням прокалювали при температурі 300 °С впродовж 1 год. Вміст дифузійного водню обчислювали за ISO 3690.

З табл. 3 видно, що вміст дифузійного водню в наплавленому металі при застосуванні технології дуплекс-процесу при виготовленні флюсу нижче приблизно на 30 % порівняно із традиційною технологією плавки флюсів в газополуменевій печі. При цьому із результатів досліджень характеру термічної десорбції водню, наведених на рис. 1 і в табл. 2, 3, видно, що вміст дифузійного водню в наплавленому металі визначається не загальним вмістом водню у флюсі, а кількістю водню, що видаляється із флюсу при температурах, близьких до температури їх плавлення. Зрозуміло, що цей водень неможливо видалити із флюсів рекомендованим ГОСТ 9087-81 прокалюванням флюсів при температурі 300...400 °С впродовж 1 години, яке необхідно виконувати безпосередньо перед зварюванням. З роботи [12] відомо, що такий водень є розчиненим у формі ОН-груп під час плавлення в печі. Тобто, кількість розчиненого водню визначається способом виготовлення флюсу.

Зважаючи на отримані позитивні результати стосовно зниження вмісту водню в зварювальних плавлених флюсах, виготовлених за технологією дуплекс-процесу, перспективним є використання плавлених напівпродуктів в шихті агломерованих зварювальних флюсів.

Висновки

1. Встановлено, що технологія виплавлення флюсу методом дуплекс-процесу приводить до зниження загального вмісту водню у шлаковому розплаві майже в 6 разів у порівнянні із виплавленням флюсу в газополуменевій печі.

2. При зливі шлакового розплаву у воду під час грануляції вмісту водню у флюсі збільшується нерівномірно в залежності від початкової температури розплаву: на 10 % при температурі розплаву 1400 °С та приблизно в 9 разів при температурі розплаву 1700 °С.

3. Установлено, що в залежності від температури шлакового розплаву перед грануляцією у воду змінюється характер термічної десорбції водню. Основна кількість водню із скловидних флюсів, що гранулюються при температурі розплаву

1400 °С, видаляється при температурах, близьких до температури їх плавлення (понад 990 °С). Для пемзоподібних флюсів, які гранулюються при температурі розплаву 1700 °С, основна частина водню видаляється при температурах до 800 °С.

4. Розроблено рекомендації по створенню технології виготовлення низьководневих плавлених флюсів. Для зниження вмісту водню у плавленому флюсі рекомендовано використання дуплекс-процесу при плавленні флюсу, що дозволяє доводити розплав до температури 1700 °С і використовувати флюси сухої грануляції. В разі мокрої грануляції потрібно доводити розплав до температури 1700 °С, витримувати його при цій температурі, потім знижувати температуру розплаву до 1400 °С і лише тоді гранулювати його у воду.

5. Встановлено, що вміст дифузійного водню в наплавленому металі при застосуванні зварювальних плавлених флюсів, виготовлених методом дуплекс-процесу, нижче приблизно на 30 % у порівнянні із варіантом використання флюсів, виготовлених в газополуменевій печі.

6. З метою подальшого зниження вмісту водню в металі зварних швів перспективним напрямком є проведення досліджень з використання плавлених напівпродуктів в складі шихти при виробництві агломерованих флюсів.

Список літератури

- Milos B. Djukic, Gordana M. Bakic, Vera Sijacki Zeravcic et al. (2016) Hydrogen Embrittlement of Industrial Components: Prediction, Prevention, and Models. *Corrosion*, 72 (7), 943–961.
- Vigdis Olden, Antonio Alvaro, Odd M. Akselsen (2012) Hydrogen diffusion and hydrogen influenced critical stress intensity in an API X70 pipeline steel welded joint – Experiments and FE simulations. *International J. of Hydrogen Energy*, 37(15), 11474–11486.
- Позняков В.Д. (2023) *Зварювальні технології для ремонту металевих конструкцій*. Київ, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.
- Tianli Zhang, Zhuoxin Li, Frank Young et al. (2014) Global Progress on Welding Consumables for HSLA Steel. *ISIJ International*, 8, 1472–1484.
- Позняков В.Д. (2017) Технології зварювання для виготовлення і ремонту металевих конструкцій із високоміцних сталей. *Вісник Національної академії наук України*, 1, 64–72.
- Походня І.К., Явдошин І.Р., Пальцевич А.П. та ін. (2004) *Металургія дугового зварювання. Взаємодія металу з газами*. Київ, Наукова думка.
- Гончаров І.А., Пальцевич А.П., Токарев В.С. (2001) Влияние водорода в низколегированном металле шва на порообразование при сварке под флюсом. *Автомат. сварка*, 7, 21–23.
- Подгаецкий В.В., Люборец И.И. (1984) *Сварочные флюсы*. Киев, Техника.
- Жданов Л.А., Дученко А.Н., Гончаров И.А. и др. (2012) Термодинамический анализ шлаковых расплавов при

изготовлении сварочных плавяных флюсов. *Автомат. сварка*, **11**, 25–30.

10. Залевський А.В., Галинич В.І., Осипов М.Я., Нетяга В.І., Олійник М.М. (2001) *Спосіб виготовлення зварювальних плавяних флюсів*. Пат. 40008. Бюл. № 6.16.07.2001.
11. Волков В.В., Касаткин Б.С., Михайлов В.Е. (1985) Сопоставление методов определения содержания водорода в сварных швах. *Автомат. сварка*, **6**, 36–38.
12. Гончаров И.А., Пальцевич А.П., Токарев В.С. и др. (2001) О форме существования водорода в сварочных плавяных флюсах. *Автомат. сварка*, **4**, 28–32.
4. Tianli Zhang, Zhuoxin Li, Frank Young et al. (2014) Global progress on welding consumables for HSLA steel. *ISIJ Intern.*, **8**, 1472–1484.
5. Poznyakov, V.D. (2017) Welding technologies for manufacturing and repair of metal structures from high-strength steels. *Visnyk NANU*, **1**, 64–72 [in Ukrainian].
6. Pokhodnya, I.K., Yavdoshchyn, I.R., Paltsevych, A.P. et al. (2004) *Metallurgy of arc welding. Interaction of metal with gases*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
7. Goncharov, I.A., Paltsevich, A.P., Tokarev, V.S. (2001) Effect of hydrogen in low-alloyed weld metal on pore formation in submerged arc welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 20–23.
8. Podgaetsky, V.V., Lyuborets, I.I. (1984) *Welding fluxes*. Kyiv, Tekhnika [in Russian].
9. Zhdanov, L.A., Duchenko, A.N., Goncharov, I.A. et al. (2012) Thermodynamic analysis of slag melts in manufacture of fused welding fluxes. *The Paton Welding J.*, **11**, 23–27.
10. Zalevsky, A.V., Galynych, V.I., Osypov, M.Ya. et al. (2001) *Method of manufacture of fused welding fluxes*. Pat. Ukraine, Publ. 16.07.2001 [in Ukrainian].
11. Volkov, V.V., Kasatkin, B.S., Mikhajlov, V.E. (1985) Comparison of methods for determination of hydrogen content in welds. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 36–38.
12. Goncharov, I.A., Paltsevich, A.P., Tokarev, V.S. et al. (2001) About the form of hydrogen existence in welding fused fluxes. *The Paton Welding J.*, **4**, 27–30.

References

TECHNOLOGIES FOR PRODUCING LOW-HYDROGEN FUSED FLUXES

I.O. Goncharov, V.V. Holovko, A.P. Paltsevych, A.M. Duchenko

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

E-mail: goncharovia@ukr.net

The influence of the technology of producing welding fluxes on the content of hydrogen in them and nature of its thermal desorption was investigated. From the fluxes produced by the method of duplex process (sequentially operating gas flame and electric arc furnace), hydrogen is mainly removed at temperatures to 600 °C. It was established that the content of diffusion hydrogen in the deposited metal in welding under the fused fluxes, produced by the method of duplex process, is approximately by 30 % lower compared to fluxes produced in gas-flame furnaces. The use of fused semi-products in the composition of a charge while producing agglomerated fluxes was proposed. 12 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

Keywords: hydrogen, automatic arc welding under the fused fluxes

Надійшла до редакції 19.06.2023



**VII INTERNATIONAL
CONFERENCE ON WELDING
AND RELATED TECHNOLOGIES**

7-10 October 2024 Kyiv, Ukraine

www.wrt2024.com.ua

КЕРУВАННЯ СЕРЕДНЬОМАСОВОЮ ЕНТАЛЬПІЄЮ ПОТОКУ ПЛАЗМИ СИСТЕМИ N–O–C–H З УРАХУВАННЯМ ЕНЕРГЕТИЧНОЇ ЕФЕКТИВНОСТІ ПЛАЗМОТРОНА

В.М. Пащенко

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

E-mail: vn.paschenko@ukr.net

Представлені результати експериментального дослідження впливу режимних параметрів на енергетичні характеристики генератора плазми системи N–O–C–H та середньомасову ентальпію плазми, яку він генерує. Дослідження проведені на двохелектродному плазмотроні двох принципових схем – з автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги та із самоустановлювальною дугою. Показано, що всі переваги застосування сумішей повітря з вуглеводневим газом реалізуються у випадку фіксації довжини дуги в дуговому каналі. Застосування автогазодинамічної фіксації довжини дуги практично дозволяє стабілізувати значення ККД у всьому діапазоні зміни режимних параметрів генерації і нівелювати тим самим вплив ККД на середньомасову ентальпію потоку плазми. Перехід на систему N–O (повітря) знижує на 7...10 % середній рівень значень ККД та майже вдвічі величину середньомасової ентальпії. Скорочується арсенал засобів впливу на згадані параметри через незмінний склад плазмоутворювального газу. Плазмотрон із самоустановлювальною дугою на плазмоутворювальних сумішах системи N–O–C–H має на 15...20 % нижчий рівень значень ККД, ніж у випадку фіксації довжини дуги. Середньомасова ентальпія плазми суттєво залежить від витрати та складу плазмоутворювального газу. Підвищення значень середньомасової ентальпії збільшенням струму дуги призводить до погіршення енергетичних характеристик генератора плазми. Узгодження власних енергетичних характеристик пристрою і параметрів плазми, яка генерується, може здійснюватися тільки на основі компромісу. Бібліогр. 6, рис. 12.

Ключові слова: генератор плазми, плазмоутворювальна суміш повітря із вуглеводневим газом, плазма системи N–O–C–H, сумарна потужність, втрати енергії, ККД плазмотрона, середньомасова ентальпія плазми

Вступ. Дугові генератори плазми (плазмотрони) широко використовуються в технологіях зварювання та інженерії поверхні. До них висувається цілий ряд вимог, що обумовлені, по-перше, необхідними параметрами потоків плазми, які вони генерують. А по-друге, вимогами до власних характеристик генератора як енергетичного пристрою. Часто згадані вимоги вступають у протиріччя: покращання власних енергетичних характеристик може призводити до погіршення технологічних можливостей пристрою і навпаки.

Враховуючи, що потужність сучасних генераторів плазми становить десятки та сотні кіловат, узгодження власних енергетичних показників плазмотронів із режимними параметрами їх роботи для забезпечення необхідних технологічних характеристик потоків плазми є актуальною задачею. Можливості такого узгодження для найбільш розповсюджених плазмотронів посередньої дії із самоустановлюваною дугою на інертних та нейтральних газах дуже обмежені. Тому дослідження енергетичних характеристик генераторів плазми інших принципових схем на складних плазмоутворювальних сумішах і, зокрема, на газових системах N–O–C–H становлять практичний інтерес і є актуальними.

Літературний огляд. Сучасні дугові генератори плазми широко застосовуються для нане-

сення покриттів, наплавлення, різання, зварювання, термічної обробки поверхні тощо. Але найбільш актуальним питання забезпечення високих енергетичних характеристик пристрою є для плазмотронів посередньої дії, які широко застосовуються в технологіях інженерії поверхні – нанесенні покриттів та модифікації структури поверхні.

Плазмотрони для нанесення покриттів, які пропонуються на ринку, випускаються в широкому діапазоні потужності (від 20 до 200 кВт) для зовнішнього та внутрішнього напилення [1]. Практично всі генератори плазми є плазмотронами посередньої дії і виконані за двохелектродною схемою без стабілізації довжини дуги та з аксіальним подаванням плазмоутворювального газу [2]. В якості плазмоутворювальної речовини застосовуються інертні та нейтральні гази із можливим додаванням водню. Такий набір обумовлений типом застосованого катода – вольфрамовий, термоемісійний. Енергетичні характеристики двохелектродних схем плазмотронів достатньо добре досліджені. Їх коефіцієнт корисної дії не перевищує 0,5...0,6 і суттєво зменшується зі зростанням струму, а реальні засоби впливу на значення ККД практично відсутні [3]. Наприклад, скорочення довжини дугового каналу сприяє зменшенню втрат в елементи конструкції генератора, але зменшує шанси вирівняти температурні та швид-

кісні поля потоку плазми, які суттєво неоднорідні на етапах формування потоку. Це негативно впливає на технологічні можливості плазмотрона. Зниження струму дуги, враховуючи спадну вольт-амперну характеристику генератора плазми із самоустановлювальною дугою, призводить, як правило, до зменшення потужності пристрою та погіршення його питомих енергетичних характеристик (наприклад, питомої ентальпії). Збільшення витрати плазмоутворювального газу підвищує, зазвичай, значення ККД, але виникає небезпека винесення опорної плями дуги за межі дугового каналу і значно зростає нерівномірність розподілу температурних та швидкісних параметрів потоку за його перерізом. Перехід на інші принципи схеми генераторів плазми у разі застосування інертних газів не дає, як правило, реального впливу на його ККД та енергетичні характеристики плазми, яку він генерує [4]. Генератори плазми на плазмоутворювальних сумішах системи N–O–C–H відносяться до гібридних пристроїв, бо використовують для генерації два різних за фізичною природою джерела первинної енергії – електричну та енергію горючого газу [5]. Особливості перетворення цих енергетичних потоків у теплову енергію плазмоутворювального газу можуть створити нові можливості впливу на ефективність цього процесу.

Метою роботи є встановлення закономірностей впливу на ККД плазмотрона, що використовує плазмоутворювальну суміш повітря та вуглеводнів, основних режимних параметрів його експлуатації з урахуванням можливої зміни середньомасової ентальпії потоку плазми. Для досягнення цієї мети необхідно дослідити вплив витрати та складу плазмоутворювальної суміші, а також традиційного режимного параметру – струму дуги, на втрати в теплонапружені елементи конструкції та загальну потужність плазмотрона. Наявність такої інформації дозволить виявити найбільш економічні з енергетичної точки зору режими роботи плазмотрона з урахуванням вимог до потоку плазми, який генерується.

Методика експериментів. Експериментальні дослідження проводились на плазмотронах типу ПГ [6] із аксіально-тангенціальним подаванням плазмоутворювальної суміші та автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги.

Конструктивно всі плазмотрони серії ПГ складаються із двох основних вузлів – катодного та анодного, об'єднаних у єдину конструкцію через ізолятор.

Досліджувались плазмотрони із самовстановлюваною дугою (у межах анода гладкий канал) та плазмотрони з автогазодинамічною фіксацією довжини дуги (ступінчастий канал).

Катод – термохімічного типу. У плазмотронах серії ПГ застосовуються серійні термохімічні катоди типу ОБ 1541А, ОБ 1542А, ЕП-01, ЕП-02, ЕР-01, які використовуються в апаратах повітряно-плазмового різання.

Залежно від типу застосованого катода плазмотрони здатні працювати в діапазоні струмів до 400 А протягом 5...7 год. Охолодження катодного та анодного вузлів водяне, незалежне, що дозволяє вимірювати втрати енергії в елементи конструкції кожного із вузлів окремо.

Плазмоутворювальний газ подається в дугову камеру через завихрювач шнекового типу, який додає потоку газу тангенціальну складову швидкості і сприяє формуванню вихрової течії речовини.

Напругу U і струм дуги I вимірювали зразковими стрілочними приладами типу М 243 кл. 0,2 та М 1105 кл. 0,2.

Втрати у електродні вузли плазмотрона визначались шляхом вимірювання витрати охолоджувальної води та її температури на вході та виході контуру охолодження. Витрата визначалась за показниками ротаметрів і контролювалась застосуванням мірчої посудини.

Температура води вимірювалась диференційною ХК-термопарами і контролювалась ртутними лабораторними термометрами із ціною поділки 0,1 °С.

ККД розпилювача із комбінованим підведенням енергії розраховується за формулою:

$$\eta = \frac{P_{\Sigma} - P_{\text{втр}}}{P_{\Sigma}},$$

де P_{Σ} – сумарна потужність, яка підведена до плазмоутворювального газу; $P_{\text{втр}}$ – втрати енергії в елементи конструкції розпилювача.

У свою чергу потужність, що підведена до розпилювача, складається із електричної потужності $P_{\text{ел}} = UI$ та теплової потужності, яка реалізується за умови повного згоряння вуглеводневого газу. Її величину можна оцінити за виразом: $P_{\text{вг}} = a Q_{\text{вг}}$, де a – нижча робоча теплотворна здатність вуглеводневого газу, кВт·год/м³; $Q_{\text{вг}}$ – витрата вуглеводневого компонента, м³/год. (для чистого метану $P_{\text{CH}_4} = 10,35 Q_{\text{мет}}$, кВт, для природного газу $P_{\text{пр}} = 10,258 Q_{\text{пр}}$, кВт).

Середньомасова ентальпія потоку плазми розраховується як відношення корисної потужності до сумарної витрати плазмоутворювального газу:

$$\varepsilon = \frac{P_{\text{к}}}{Q_{\Sigma}},$$

де $P_{\text{к}} = P_{\Sigma} - P_{\text{втр}}$ – корисна потужність генератора плазми; $Q_{\Sigma} = Q_{\text{п}} + Q_{\text{вг}}$ – сумарна витрата плазмоутворювального газу; $Q_{\text{п}}$ – витрата повітря.

Результати експериментів та їх обговорення.

Дослідження енергетичних характеристик плазмотрона із автогазодинамічною фіксацією довжини дуги доводить, що втрати в елементи конструкції визначаються головним чином струмовим навантаженням генератора плазми. Залежність практично лінійна у дослідженому діапазоні значень (рис. 1).

Внесення додаткової енергії з горючим компонентом плазмоутворювальної суміші (метаном) також збільшує втрати в стінку дугового каналу, але величина цього збільшення у разі переходу на збагачені суміші із вмістом вуглеводневого газу до 15...16 % відносно невисока і не перевищує 20...25 % від початкового значення втрат (рис. 1). На нижній межі струмового діапазону плазмотрон (з точки зору втрат енергії) більш чутливий до зміни співвідношення між компонентами плазмоутворювальної суміші.

Зі збільшенням струму дуги та збагаченням плазмоутворювальної суміші одночасно із втратами в елементи конструкції зростає загальна потужність генератора плазми (рис. 2).

Це відбувається не тільки за рахунок зростання електричної потужності (пропорційно струму дуги) та додавання енергії горючого газу, але й внаслідок взаємного впливу двох різних за своєю природою видів енергії, яка надходить до плазмотрона [5]. Зі зміною складу плазмоутворювальної суміші змінюється падіння напруги на дузі (у міру збагачення суміші напруга зростає).

Залежність коефіцієнта корисної дії (ККД) генератора плазми від вмісту вуглеводневого компонента та загальної потужності генератора плазми носить більш складний характер (рис. 3).

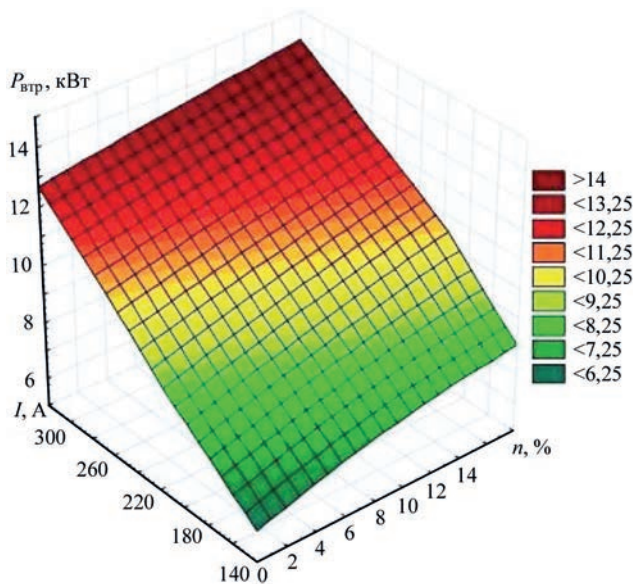


Рис. 1. Залежність втрат потужності генератора плазми від вмісту вуглеводневого компонента плазмоутворювальної суміші та струму дуги для плазмотрону з автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги

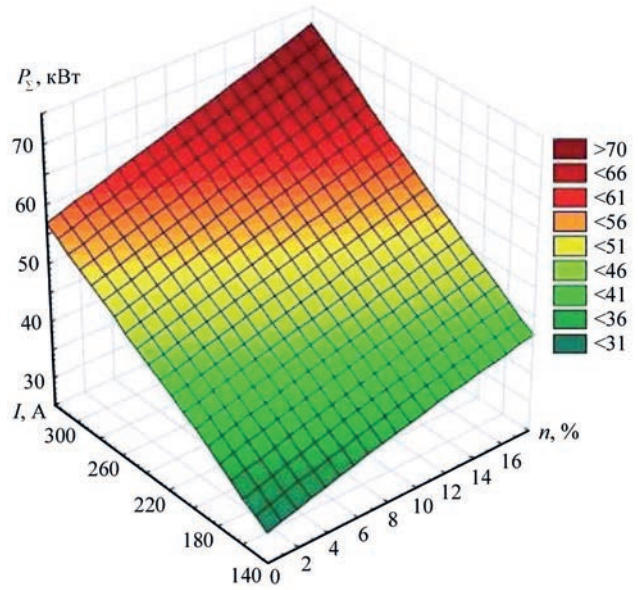


Рис. 2. Залежність загальної потужності генератора плазми від вмісту вуглеводневого компонента плазмоутворювальної суміші та струму дуги для плазмотрону з автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги

На нижній межі діапазону зміни струму збільшення вмісту вуглеводневого компонента призводить до достатньо суттєвого підвищення напруги на дузі, що підвищує електричну потужність генератора плазми на 50...60 %. Беручи до уваги, що підвищення електричної потужності відбулось без збільшення струму дуги і в умовах помірного зростання втрат, а також враховуючи додаткову енергію, яка була внесена з вуглеводневим газом, можна очікувати зростання ККД генератора плазми. Результати експериментів підтверджують це припущення. Спостерігається збільшення загального ККД пристрою на 4...5 %.

У ході збільшення струму дуги, внаслідок підвищення втрат в елементи конструкції плазмотро-

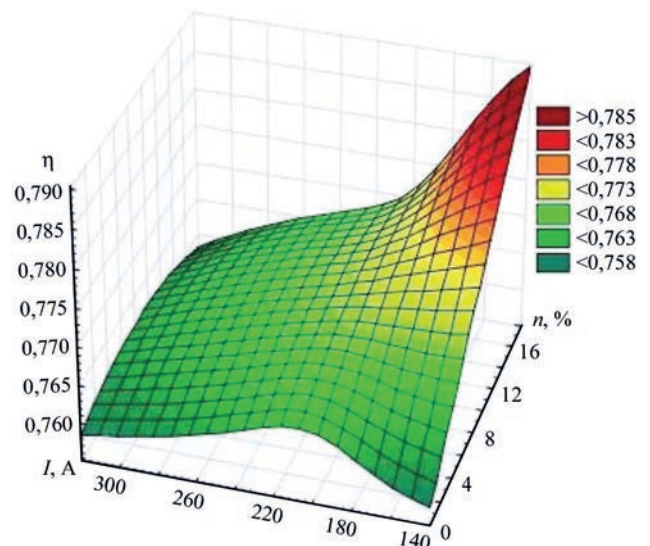


Рис. 3. Залежність ККД від вмісту вуглеводневого компонента у плазмоутворювальній суміші та струму дуги (плазмотрон з автогазодинамічною стабілізацією довжини дуги)

на, прирощення загальної потужності вже не перевищує зростання втрат. Тому має місце певне зменшення ККД пристрою, хоча це зменшення не виходить за межі 8...10 % від початкового значення (0,76) і суттєво не впливає на ефективність генератора плазми.

Важливим універсальним показником здатності генератора плазми обробляти матеріал в технологіях інженерії поверхні є середньомасова ентальпія (ϵ) потоку плазми, яка характеризує енергонасиченість робочого середовища. Залежно від природи матеріалу, який обробляється, цей показник необхідно оперативнo змінювати. Матеріали з високою температурою плавлення і низькою теплопровідністю потребують значень ϵ , які лежать в діапазоні 8...12 кВт год/м³.

На рис. 4 показана залежність ϵ від основних режимних параметрів плазмотрона – струму дуги та вмісту вуглеводневого компонента (за умови постійної загальної витрати плазмоутворювальної суміші 5 м³/год).

Відносна стабільність ККД плазмотрона з автогазодинамічною стабілізацією дуги у всьому діапазоні зміни режимних параметрів дозволяє не враховувати можливе незначне зниження ККД генератора плазми внаслідок зміни струмового навантаження. Тобто, застосування плазмотронів на плазмоутворювальних сумішах системи N–O–C–H із автогазодинамічною фіксацією довжини дуги не потребує у загальному випадку спеціального узгодження енергетичних характеристик пристрою із необхідними параметрами робочого тіла (потоку плазми). Загальний діапазон зміни питомої середньомасової ентальпії достатньо широкий: у 2,0...2,2 рази. За рахунок зміни складу вихідної газової суміші (без зміни струму дуги) можли-

ве збільшення ϵ у 1,2...1,5 рази, порівняно із вихідним значенням (на мінімальному струмі дуги і застосуванні «збідненої» суміші повітря з вуглеводневим газом. Зміною струму дуги можна додатково у 1,2...1,3 рази підвищити ϵ .

Для плазми системи N–O (повітря без додавання вуглеводневого газу) основним засобом підвищення загальної потужності пристрою є збільшення струму дуги (рис. 5).

Залежність загальної потужності (вона ж і електрична) практично лінійна у дослідженому діапазоні зміни струму.

На рис. 6 наведена залежність ККД від основних режимних параметрів генератора плазми.

ККД зростає до 1,5 % порівняно із вихідним значенням зі збільшенням витрати плазмоутворювального повітря. Це відбувається за рахунок

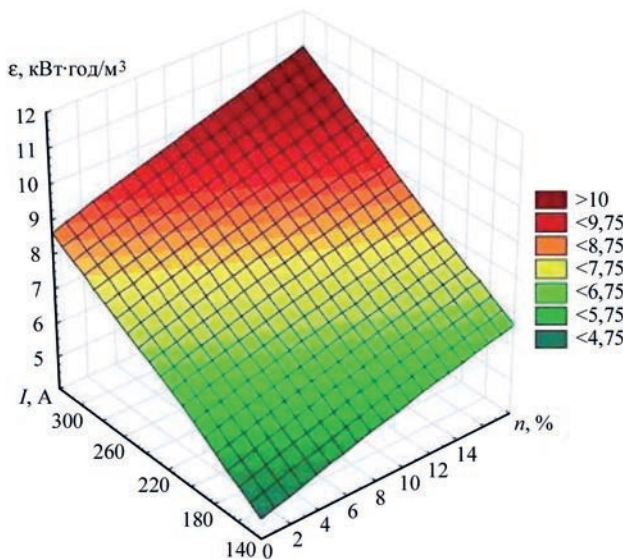


Рис. 4. Залежність середньомасової ентальпії від вмісту вуглеводневого компонента у плазмоутворювальній суміші та струму дуги ($Q_{\Sigma} = 5 \text{ м}^3/\text{год.}$)

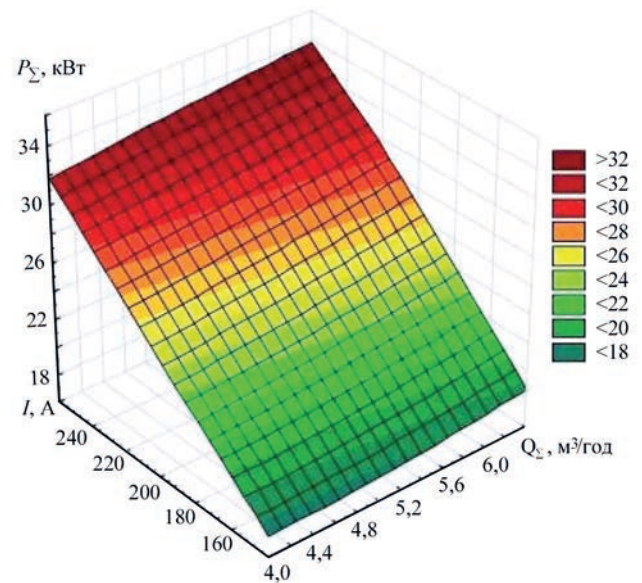


Рис. 5. Залежність загальної потужності генератора плазми з автогазодинамічною фіксацією довжини дуги від витрати плазмоутворювального повітря та струму дуги

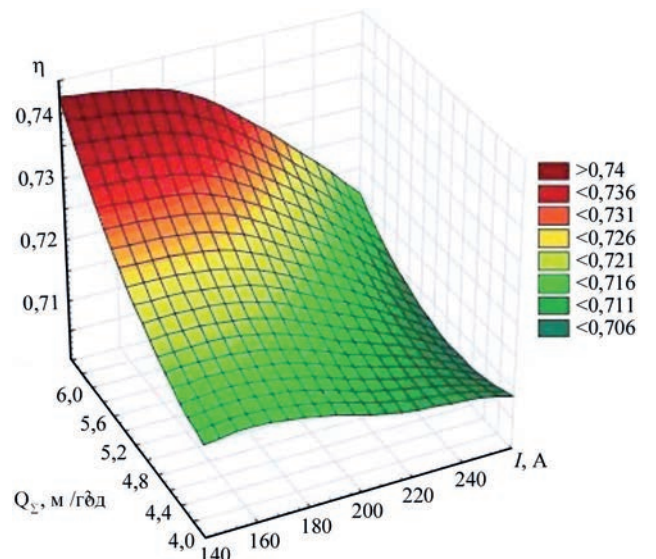


Рис. 6. Залежність ККД від витрати плазмоутворювального повітря та струму дуги

зменшення втрат в катодний вузол внаслідок інтенсифікації охолодження зовнішньої поверхні обоими катода плазмоутворювальним повітрям (рекуперация частини втраченої енергії), а також зменшення втрат у стінку дугового каналу через потовщення прошарку холодного газу між дугою та анодом. Збільшення струму дуги призводить до прогнозованого зменшення ККД через підвищення втрат в елементи конструкції генератора плазми.

Одночасно, підвищення витрати плазмоутворювального повітря погіршує функціональні можливості плазми. Середньомасова ентальпія знижується у 1,4...1,5 рази зі збільшенням витрати (рис. 7).

Підвищити середньомасову ентальпію потоку плазми можна збільшенням струму дуги (рис. 7). Зростання загальної потужності навіть з урахуванням зниження ККД генератора плазми (рис. 6), призводить до збільшення у 1,5...1,6 рази енергонасиченості робочого тіла.

Перехід на схему плазмотрона із самовстановлювальною дугою (гладкий дуговий канал) дещо змінює закономірності впливу режимних параметрів роботи плазмотрона на його енергетичні характеристики.

Збільшення струму дуги призводить до пропорційного підвищення загальної потужності генератора плазми (рис. 8). Підвищення витрати плазмоутворювальної суміші за рахунок подовження довжини дуги теж веде до зростання загальної потужності плазмотрона. Але враховуючи, що довжина дуги визначається ще й процесами шунтування в дуговому каналі, подовження дуги має певні обмеження. Це проявляється у припиненні зростання загальної потужності плазмотрона після досягнення певного рівня витрати газу.

ККД генератора плазми із самовстановлювальною дугою на плазмоутворювальних сумішах системи N–O–C–H знижується у міру зростання струму і вмісту вуглеводневого компонента у плазмоутворювальній суміші (рис. 9, 10). Вочевидь це є результатом зменшення загальної потужності генератора плазми через зміну умов шунтування дуги у ході появи значної кількості водню у пристінному шарі потоку газу, що призводить до скорочення дуги і відповідного зменшення напруги на ній. Підвищення напруженості електричного поля на окремих ділянках дуги внаслідок зміни складу плазмоутворювального газу не компенсує загального зменшення інтегрального значення напруги на дузі через її скорочення. Вплив струму на ККД проявляється у

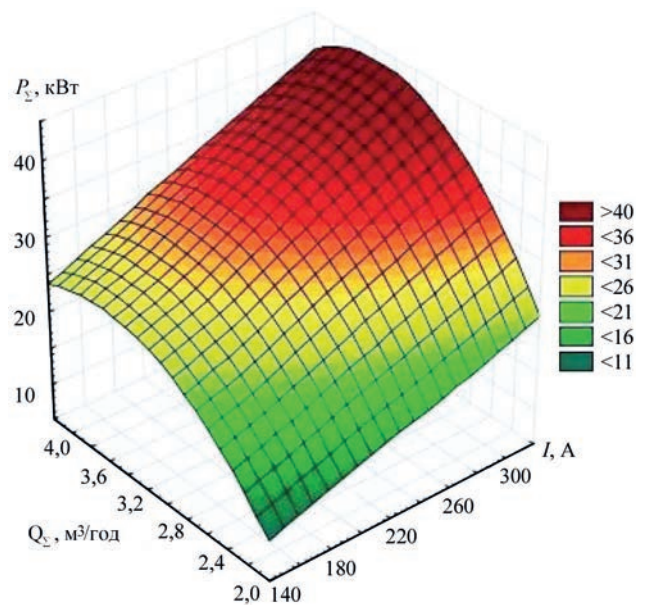


Рис. 8. Залежність загальної потужності генератора плазми від витрати плазмоутворювальної суміші та струму дуги

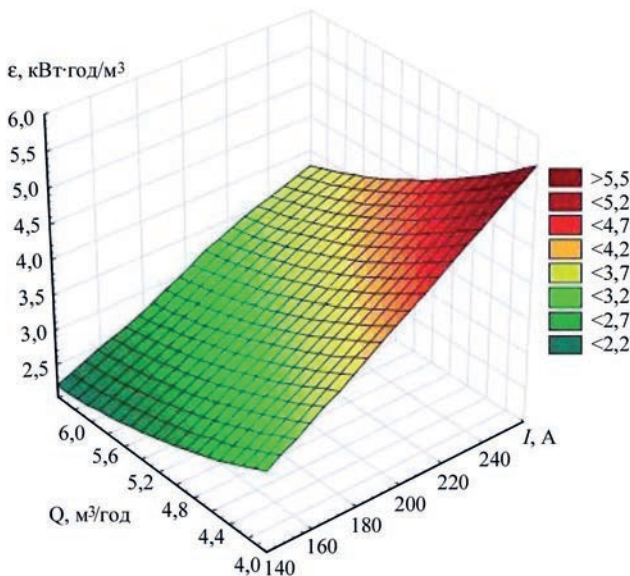


Рис. 7. Залежність середньомасової ентальпії від витрати плазмоутворювального повітря та струму дуги

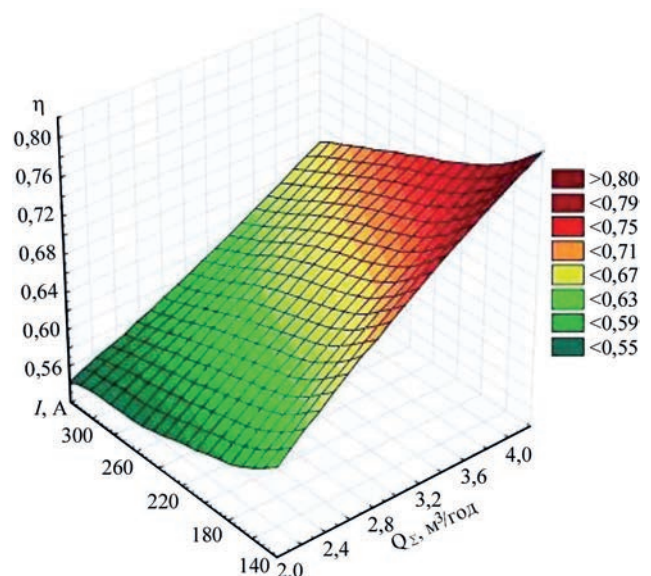


Рис. 9. Залежність ККД від витрати плазмоутворювальної суміші та струму дуги

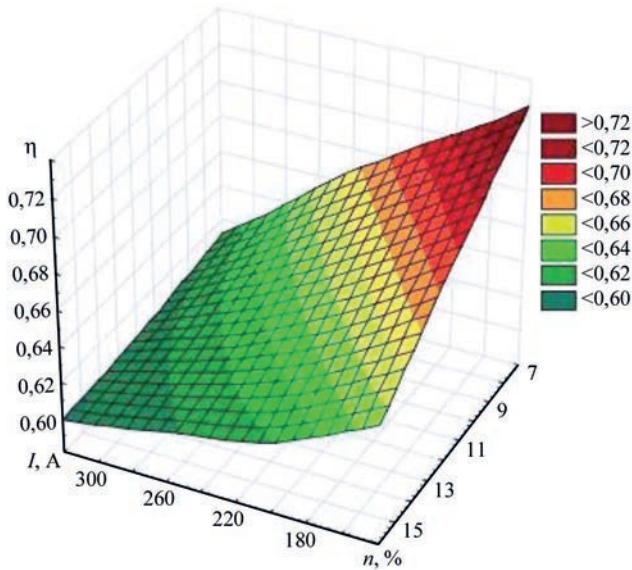


Рис. 10. Залежність ККД від вмісту вуглеводневого газу та струму дуги

збільшенні втрат в елементи конструкції плазмотрона у ході зростання струму дуги.

Підвищення витрати плазмоутворювальної суміші за умови постійного складу плазмоутворювальної суміші призводить до певного зростання ККД за рахунок інтенсифікації охолодження зовнішньої об'ємної катодотримача із рекуперацією частини втраченої енергії та зростання прошарку «холодного» газу між дугою та стінкою дугового каналу і, відповідно, зменшення рівня втрат енергії в анодному вузлу.

Значення середньомасової ентальпії плазми (робочого тіла) зростає зі збільшенням струму дуги і знижується у міру збагачення вуглеводнями плазмоутворювальної суміші внаслідок зменшення загальної потужності генератора плазми і ККД пристрою (рис. 11).

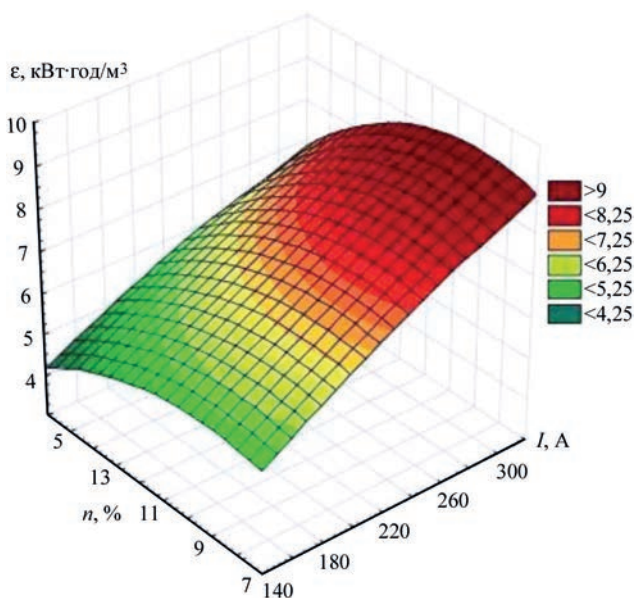


Рис. 11. Залежність середньомасової ентальпії від вмісту вуглеводневого компонента у плазмоутворювальній суміші та струму дуги

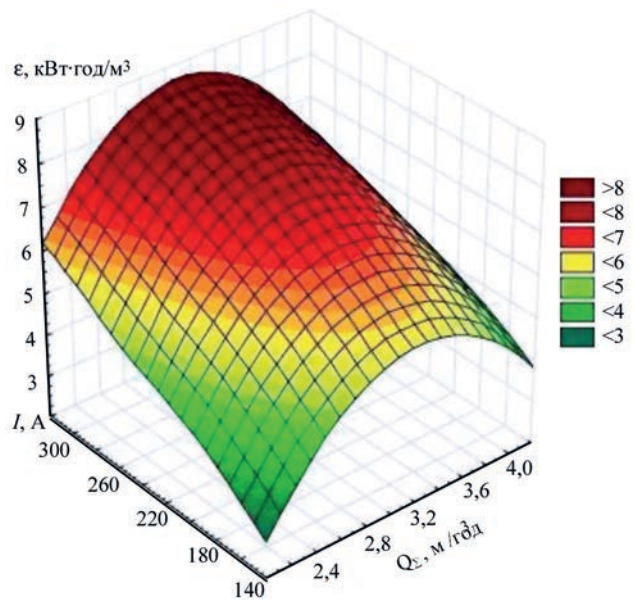


Рис. 12. Залежність середньомасової ентальпії від витрати плазмоутворювальної суміші та струму дуги

Залежність від витрати газу має більш складний характер і відображає зміну умов існування дуги у гладкому каналі з урахуванням балансу між конкуруючими процесами шунтування дуги та її подовження під дією потоку газу, а також зменшення енергонасиченості плазми через збільшення об'єму застосованого плазмоутворювального газу (рис. 12).

Висновки

1. Схема двохелектродного плазмотрона з автогазодинамічною фіксацією довжини дуги і використанням плазмоутворювальної суміші системи N–O–C–H є найбільш раціональною для застосування в технологіях інженерії поверхні через практичну відсутність необхідності узгоджувати власні енергетичні характеристики пристрою із параметрами плазми, яка генерується. Стабільність ККД в широкому діапазоні зміни режимних параметрів роботи генератора плазми дозволяє не враховувати цей показник у ході зміни режимних параметрів під час реалізації технологічного процесу обробки матеріалу.

2. Перехід на плазмоутворювальні суміші системи N–O (повітря) обмежує можливості керування енергонасиченістю плазми тільки зміною струму дуги за умови суттєво нижчого, ніж у випадку застосування плазми системи N–O–C–H, загального рівня значень ККД. Досягні значення середньомасової ентальпії потоку плазми повітря майже вдвічі (у 1,8...2,0 рази) нижчі, ніж у випадку застосування плазми системи N–O–C–H.

3. Заміна принципової схеми плазмотрона із автогазодинамічною фіксацією довжини дуги на схему із самоустановлювальною дугою призводить до втрати переваг застосування плазмоутво-

рювальних сумішей повітря із вуглеводневими газами. Суттєво знижуються можливості керування енергетичними характеристиками плазмотрона та параметрами потоку плазми, яку він генерує: підвищення вмісту вуглеводневого компонента погіршує ККД пристрою та зменшує величину середньомасової ентальпії плазми; загальний ККД генератора плазми на 15...20 % нижчий, ніж у схеми з автогазодинамічною фіксацією довжини дуги (на ідентичних режимних параметрах).

4. Застосування плазмоутворювальних сумішей системи N–O–C–H в технологіях інженерії поверхні доцільно здійснювати на генераторах плазми зі стабілізацією довжини дуги. У цьому випадку досягається максимальний рівень ККД генератора (до 80 %) і можливе застосування всіх наявних засобів впливу на енергетичні параметри потоку плазми: зміни струму дуги, витрати плазмоутворювального газу та його складу. Підвищення питомих енергетичних характеристик потоку плазми у процесі керування відбувається без суттєвого погіршення ККД до 1...2 %. Перехід на схеми із самовстановлювальною дугою звужує діапазон можливих засобів керування енергетич-

ними параметрами плазми до зміни струму дуги, із відповідним погіршенням ККД пристрою (зниження на 20 %) і негативним впливом на його ресурсні характеристики.

Список літератури/References

1. *External atmospheric plasma*. https://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/thermal-spray-equipment/thermal-spray-components/spray-guns/plasma/?tab=external_atmospheric_plasma.
2. *Atmospheric Plasma Spray Solutions*. https://smsbttim.com/wp-content/uploads/2016/08/Plasma_Solutions_EN5.pdf.
3. Murashov, A.P., Grishchenko, A.P., Vigilyanskaya, N.V. et al. (2012) Efficiency of the use of protective extension in plasma spraying. *The Paton Welding J.*, **2**, 28–32.
4. Borisov, Yu.S., Voinarovych, S.G., Kyslytsia, A.N. et al. (2019) Investigation of electrical and thermal characteristics of plasmatron for microplasma spraying of coatings from powder materials. *The Paton Welding J.*, 2019, **11**, 19–22. <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.11.04>
5. Pashchenko, V. (2017) Research into the energy conversion processes in hybrid plasma devices for applying the coatings. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **2** (86), 47–54, DOI: 10.15587/1729-4061.2017.95578
6. Пашченко В.М. (2018) *Дугові генератори в технологіях інженерії поверхні*. Харків, Мачулін, 288.
Pashchenko, V.M. (2018) *Arc generators in technologies of surface engineering*. Kharkiv, Machulin, 288 [in Ukrainian].

CONTROL OF MEDIUM ENTHALPY OF PLASMA FLOW OF N–O–C–H SYSTEM TAKING INTO ACCOUNT THE POWER EFFICIENCY OF THE PLASMATRON

V.M. Pashchenko

NTUU “Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute”. 37 Peremohy Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.

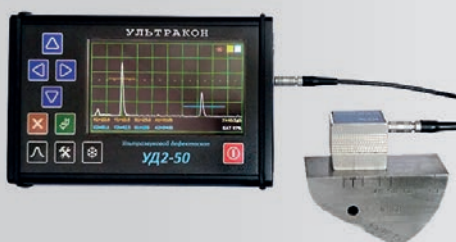
E-mail: vn.pashchenko@ukr.net

The results of experimental studies of the impact of mode parameters on power characteristics of the generator of plasma of N–O–C–H system and medium enthalpy of plasma, generated by the latter were presented. The studies were conducted in a two-electrode plasmatron with two schematic diagrams – with an automatic gas dynamic arc length stabilization and with a self-setting arc. It is shown that all the benefits of using mixtures of air with a hydrocarbon gas are realized in the case of fixing the arc length in the arc channel. The use of automatic gas dynamic arc length fixation practically allows stabilizing the values of efficiency throughout the whole range of changing generation mode parameters and, at the same time, eliminating the impact of efficiency on the medium enthalpy of plasma flow. The transition to the system N - O (air) reduces the average level of efficiency by 7...10 % and almost twice the value of medium enthalpy. The arsenal of means of influencing the mentioned parameters due to a constant composition of plasma gas reduces. The plasmatron with a self-setting arc on plasma-forming mixtures of the system N-O-C-H has by 15...20 % lower level of efficiency values than in the case of fixing the arc length. The medium enthalpy of plasma depends significantly on the flow-rate and composition of plasma-forming gas. An increase in the values of medium enthalpy by an increase in the arc current leads to deterioration of power characteristics of the plasma generator. Coordination of own power characteristics of the device and parameters of plasma being generated can only be carried out only on the basis of a compromise. 6 Ref., 12 Fig.

Keywords: plasma generator, plasma-forming mixture of air with hydrocarbon gas, plasma of N–O–C–H system, total power, energy losses, efficiency of plasmatron, medium enthalpy of plasma

Надійшла до редакції 07.06.2023

Ультразвуковий дефектоскоп УД2-50



Сучасний малогабаритний ультразвуковий дефектоскоп загального призначення для неруйнівного контролю. Призначений для пошуку порушень суцільності та однорідності виробів, зварних з'єднань і напівфабрикатів з металів, пластиків, композитів, а також для вимірювання координат залягання і оцінки параметрів дефектів.

Розробник ТОВ НВФ «УЛЬТРАКОН»

Колаборативний робот (COBOT) – коли ручного зварювання недостатньо



Контроль управління, наскільки сягає око за правилами, стандартами та специфікаціями у зварювальній техніці. Як і в автоперегонах, коли мова йде про якість і безпеку, вимоги до сучасного зварювання дуже високі. Зварні шви, які можна відтворити в будь-який час, і постійна документація з даними про зварні шви більше не є рідкістю, а є найсучаснішим сьогоднішнім. Якщо зварювання відбувається вручну, то часто неможливо виконати ці вимоги. Рішенням є автоматизація – навіть для малих і середніх підприємств.

Незмінна якість зварювання – з однієї системи. Незважаючи на те, що автоматизовані зварювальні процеси забезпечують значно стабільніші результати зварювання, багато малих і середніх підприємств все ще мають проблеми з автоматизацією. Високі витрати на придбання промислових зварювальних роботів і потреба у професійних навичках програмування суперечать правилам при малих розмірах партій деталей. Зварювальні комірки Cobot можуть вирішити цю проблему. Контрольовані рухи пальника з точністю повторення до соті долі міліметра забезпечують відтворювані зварні шви кожного разу – навіть у випадках серійного виробництва, якщо це необхідно. Останнє покоління інтелектуальної технології джерела живлення TPS/i контролює процеси зварювання та записує всі зварювальні дані за потреби, які, у свою чергу, зберігаються та оцінюються за допомогою інноваційного програмного забезпечення для керування даними.

Високооплачуване програмування більше не потрібне. Програмування роботів Cobot просте та інтуїтивно зрозуміле – немає потреби у спеціальному програмному забезпеченні чи досвіді програмування. Майже завжди достатньо короткого навчання тривалістю всього кілька годин. Простіше кажучи: ви можете навчитися програмувати роботу Cobot за короткий час. Після того, як компонент закріплено на місці та зварювальне завдання збережено, кваліфікований зварювальник натискає кнопку пуску, і Cobot починає працювати.

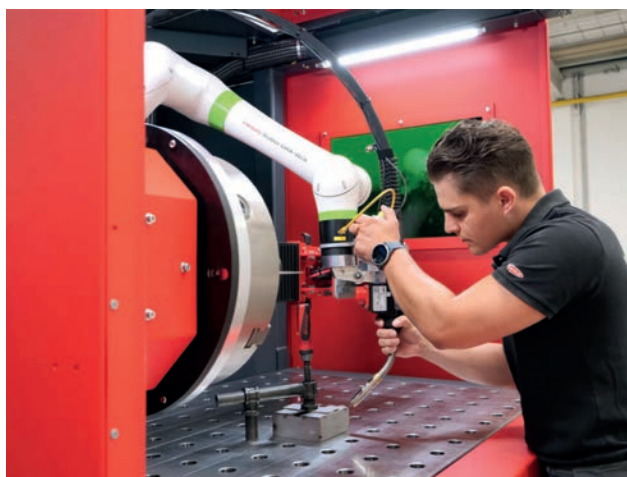
Наступне може виконувати практично будь-який оператор: затискання наступних деталей і ініціювання подальших запусків. Це не тільки дозволяє компаніям заощаджувати витрати на персонал, але й звільняє професійних зварників для більш складної роботи. Їхня робота стає набагато привабливішою – перевага, яку не можна недооцінювати при пошуку нових кваліфікованих працівників.

Встановить послідовність зварювання одним натисканням кнопки. Перші кроки не тільки прості, але й однакові майже для кожного робота Cobot. По-перше, корпус пальника вручну направляється до початкових точок, позиційних точок і кінцевих точок зварювальних швів і зберігається одним натисканням кнопки. Отримавши цю інформацію, програмне забезпечення Cobot розраховує зварювальні контури та послідовність зварювання. Команди руху (наприклад, «параметри коливання») можна додатково додати на сенсорні екрани деяких елементів керування за допомогою перетягування. Знання програмування також не потрібні для цього процесу.

Імітація процесу виявляє перешкоди. Перед початком зварювання можна змоделювати весь процес зварювання. Працюючи в режимі імітації, зварювальний пальник рухається по траєкторії зварювання, не запалюючи дугу. Якщо програмне забезпечення виявляє контур перешкод (де корпус пальника або рука робота стикається з компонентом і «заважає» правильній траєкторії зварного шва), шлях можна відкоригувати в програмному



Оператор комірки Fronius CWC-S налаштовує зварювальне завдання компонента



Оператор комірки Fronius CWC-S навчає Cobot зварювального завдання



Параметри зварювання вводяться одним натисканням кнопки за допомогою програми Fronius WeldConnect

забезпеченні. Після того, як Cobot було запрограмовано, він зварює компонент за компонентом з незмінною якістю та з однаковою швидкістю – цілодобово. Ця стовідсоткова повторюваність просто неможлива при ручному зварюванні навіть для найкваліфікованіших спеціалістів зварювання.

Програмний додаток забезпечує правильні параметри зварювання. У наш час інтелектуальні програмні засоби забезпечують зручну підтримку зварникам у визначенні відповідних параметрів зварювання. Подібні додатки містять покрокову інформацію про процес зварювання, основний матеріал, профіль зварного шва та захисний газ. Після введення всіх даних майстер додатка швидко й точно розраховує параметри зварювання, необхідні для поточного зварювального завдання.

Швидкий перехід означає підвищення продуктивності. Cobot роботи надзвичайно гнучкі – стосовно розміру компонентів, так і стосовно геометрії. Більшість із них побудовано таким чином, що заміна та затискання компонентів різних форм і розмірів відбувається швидко й легко, заощаджуючи час і збільшуючи продуктивність. Зварювальні столи із отворами і відповідними наборами спеціального затискного оснащення для надійної фіксації деталей ще більше підтримують користувача в його роботі. Cobot роботи доступні для одно- та багатопостової роботи, і призначені не тільки для зварювання невеликих серій, а й для зварювання партій, що складаються всього з одного виробу. Це робить їх ідеальним рішенням для компаній, які не наймають спеціалістів з програмування та виробляють різноманітні компоненти невеликими партіями.

Fronius Cobots. Щоб переконатися, що наші Cobots задовольняють різноманітні вимоги металообробних компаній, наше портфоліо включає різноманітні моделі. Комірка CWC-D («D» = подвійний) — це зварювальний осередок Cobot із



Зварювальна комірка Cobot CWC-S із захистом від випромінювання дуги; корпус із розсувними бічними дверима, що пневматично закриваються

двома станціями, які дозволяють встановлювати деталі, що зварюються під час роботи комірки Cobot, завдяки чому наступний компонент можна закріпити під час поточного процесу зварювання, що є особливо ефективним. При роботі з двома станціями максимальна довжина компонента становить один метр. Якщо потрібно зварити компоненти довжиною до двох метрів, це можна легко зробити одним натисканням кнопки: просто натисніть кнопку, перегородка зникне, і система готова до роботи на одній станції для більших компонентів.

Дещо менша модель CWC-S («S» = single) призначена виключно для роботи з однією станцією. Оснащений поворотним блоком і задньою бабкою, він пропонує додаткову гнучкість для різної геометрії компонентів – клієнти можуть виконувати як поздовжні, так і кругові зварні шви за допомогою цього обладнання. Стандартна робоча зона становить 1500×1000×700 мм або 860×450 мм, якщо зварюються циліндричні компоненти. Окрім стандартного обладнання, користувачі також можуть вибрати спеціальні стартові пакети, такі як навчання процесу, пакети запасних частин, тестування зварних швів, додаток WeldConnect або програмне забезпечення для керування даними WeldCube.

Безпека понад усе. Здоров'я та безпека наших спеціалістів зі зварювання надзвичайно важливі для нас. Пневматичні екрани від випромінювання дуги, розсувні двері з екранами та системи відведення диму є стандартними для Fronius Cobots і захищають від фізичних травм, пошкоджень очей і пошкоджень дихальних шляхів. Таким чином, наші Fronius Cobots гарантують не тільки ефективне зварювання, але, перш за все, безпечне зварювання.

ТОВ «ФРОНІУС УКРАЇНА»
sales.ukraine@fronius.com
www.fronius.com

МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ 2023

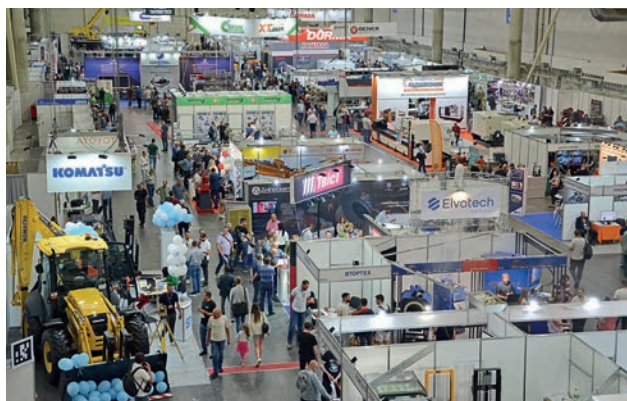
З 30 травня по 1 червня 2023 р. на території Міжнародного виставкового центру відбувся XXI Міжнародний промисловий форум (МПФ) — найбільший індустріальний захід в Україні, присвячений машинобудуванню. У рамках форуму пройшли виставки: Металообробка, УкрВторТех, УкрЛитво, УкрЗварювання, Гідравліка, Пневматика, Підшипники, Автоматизація і робототехніка, Підйомно-транспортне, складське обладнання, Зразки, стандарти, еталони, прилади, Безпека виробництва. Крім того, одночасно з Міжнародним промисловим форумом пройшли Міжнародні спеціалізовані виставки: PLAST EXPO UA (сировина, технології і обладнання для переробки полімерів та каучуку); ADDIT EXPO 3D (технології, обладнання та матеріали для адитивного виробництва та 3D друку). Цього року виставкові заходи, що об'єднали учасників та відвідувачів з усієї України під дахом МВЦ, стали символом непереможності, непохитності, рішучості та незламності українців та наших партнерів.

Виставки — це важливий «інструмент» відновлення та розвитку бізнесу, особливо сьогодні, коли руйнуються промислові ланцюги, що налаштовувались роками. Підтримувати економіку України, забезпечувати людям роботу та мотивувати до розвитку і, безперечно, спільно працювати на перемогу — ось що важливо у проведенні виставок саме зараз. Під час війни ЗСУ захищають нас на полі бою, а бізнеси та підприємства захищають економіку

— другу найважливішу складову для підтримки та розвитку України. Ці виставки не тільки створюють можливості для бізнесу, але є і справжнім доказом нашої здатності до співпраці та об'єднання у важкі часи. Через спільні зусилля фахівців та бізнесменів на виставкових майданчиках ми рухаємося вперед до перемог в усіх боях на всіх фронтах.

Загальна площа, на якій розмістились виставкові заходи, склала понад 7000 м²; загальна кількість спеціалістів, які відвідали виставкові заходи — 8837 чол.; загальна кількість учасників комплексу технічних виставкових заходів — 147 компаній. Була представлена продукція з 26 країн — з Австрії, Болгарії, Великої Британії, Греції, Грузії, Данії, Ізраїлю, Іспанії, Італії, Китаю, Нідерландів, Німеччини, Південної Кореї, Польщі, Сербії, Словаччини, США, Тайваню, Туреччини, Фінляндії, Франції, Чехії, Швейцарії, Японії, України. Географія компаній учасників: 95,24 % — учасники з України; 4,76 % — учасники з інших країн. По виду діяльності компаній учасників 77,72 % — імпортери, дистриб'ютори, дилери; 22,28 % — виробники.

Міжнародний промисловий форум — це завжди очікувана та визначна подія, що привертає увагу провідних промислових компаній та експертів. Цього року, незважаючи на війну, Промислового форуму вдалося зібрати провідних гравців українського машинобудівного ринку, що представили інноваційне обладнання та технології українських





та іноземних виробників. Сьогодні МПФ дав зрозуміти не лише українцям, а також нашим закордонним партнерам, що ми не просто працюємо, а покращуємо, розвиваємо, модернізуємо та адаптуємо технології під умови воєнного часу. Разом ми сила, яка здатна успішно взаємодіяти, досягати угод та долати виклики сучасності. Особливо приємно, що на МПФ були підписані угоди про продаж сучасного обладнання, яке прямо з виставки поїхало до своїх нових власників. А учасники і відвідувачі повернулись додому з новими ідеями, партнерами, замовленнями та вірою, що все буде добре.

На виставці УкрЗварювання була представлена продукція українських компаній виробників та постачальників зварювального обладнання (ТОВ «Патон Інтернешнл», ТОВ «Фроніус Україна», ТОВ «Червона Хвиля», ОДО «Зонт», ТОВ «Араміс», ТОВ «Тріада Лтд і Ко») та виробників зварювальних електродів та дротів (ПрАТ «Дніпрометиз», ТОВ «Суми Електрод», ТОВ «Велтек»).

Як і на багатьох попередніх заходах Міжнародного виставкового центру під час МПФ було представлено видавництво Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. На стенді

видавництва відвідувачі мали можливість ознайомитись з останніми розробками всесвітньо відомого Інституту в галузі зварювання, спеціальної металургії, неруйнівного контролю та отримати спеціально видані до виставки випуски журналів «Автоматичне зварювання» №5, «Технічна діагностика та неруйнівний контроль» №1, «Сучасна електрометалургія» №1, 2023.

МПФ висловлює вдячність всім учасникам, відвідувачам та ЗСУ. Об'єднання зусиль дало неперевершений результат — проведення у військовий час Міжнародного промислового форуму та виставок PLAST EXPO UA та ADDIT EXPO 3D. Ці заходи безумовно дали поштовх до розвитку бізнес-середовища, налагодження зруйнованих війною контактів та стали рушійною силою до подальшого зростання української економіки. МПФ дякує всім причетним, висловлює величезну повагу та закликає не зупинятися і продовжувати працювати на користь нашої держави і нашу спільну Перемогу. Ми все можемо, тому що ми разом!

За матеріалами
<https://www.iec-expo.com.ua>