

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 6 2021 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Лобанов Л.М., Пащин М.О., Міходуй О.Л., Гончаров П.В., Сидоренко Ю.М., Устименко П.Р. Моделювання напружено-деформованих станів сплаву АМг6 внаслідок ударної дії електрода-індентора при електродинамічній обробці.....3

Ющенко К.А., Задерій Б.О., Гах І.С., Звягінцева Г.В. Зварювання різномісних жаромісних нікелевих сплавів в полі- та монокристалічному поєднанні.....13

Максимов С.Ю., Берднікова О.М., Прилипко О.О., Алексєєнко Т.О., Половецький Є.В., Радзієвська А.А. Моделювання впливу електромагнітного поля на структурування зварених під водою з'єднань.....21

Шелягін В.Д., Бернацький А.В., Сіора О.В., Бондарєва В.І., Бродніковський М.П. Структура зварних з'єднань багатокомпонентного високоентропійного сплаву системи Nb-Cr-Ti-Al-Zr, одержаних лазерним зварюванням.....29

Кордубан О.М., Трачевський В.В., Кришук Т.В., Явдошин І.Р., Головка В.В. Дослідження методом рентгенофлуорисцентної спектроскопії присутності чотирьохвалентного марганцю в електрозварювальних аерозолях.....35

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Прилуцький В.П., Єрошенко Л.Є. Вплив умов захисту зварювальної ванни аргонном на властивості швів при TIG зварюванні титану.....39

Козулін С.М., Личко І.І., Ковальчук С.С., Подима Г.С., Лазарчук М.В. Відновлення зношених косозубих великокомпульних шестерень електрошлаковим наплавленням.....44

СПАДЩИНА Б.Є. ПАТОНА

Куди і як рухається наша наука.....51

ПРАКТИКУМ ЗІ ЗВАРЮВАННЯ

Еволюція плазмового різання.....55

ІНФОРМАЦІЯ

Троїцький В.О. Рівні якості зварних з'єднань та допустимі дефекти у зварних швах.....57

Дисертації на здобуття наукового ступеня.....62

CONTENT

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Lobanov L.M., Pashchyn M.O., Mikhoduj O.L., Goncharov P.V., Sydorenko Yu.M., Ustymenko P.R. Modeling of stressed and strain states of AMg6 alloy due to impact action of indenter-electrode in electrodynamic treatment3

Yushchenko K.A., Zaderii B.O., Gakh I.S., Zvyagintseva G.V. Welding dissimilar high-strength nickel alloys in poly- and single-crystal combinations13

Maksymov S.Yu., Berdnikova O.M., Prilipko O.O., Alekseenko T.O., Polovetsky E.V., Radzievskaya A.A. Modeling the effect of electromagnetic field on the structure formation of joints welded under water.....21

Shelyagin V.D., Bernatskyi A.V., Siora O.V., Bondarieva V.I., Brodnikovskiy M.P. Structure of laser welded joints of multicomponent high-entropy alloy of Nb-Cr-Ti-Al-Zr system29

Korduban O.M., Trachevskiy V.V., Kryschuk T.V., Javdoschin I.R., Holovko V.V. Investigation of presence of Mn^{4+} in welding aerosols using RFS method35

INDUSTRIAL

Prilutsky V.P., Yeroshenko L.Ye. Influence of conditions of welding pool protection by argon on the properties of welds in TIG welding of titanium.....39

Kozulin S.M., Lychko I.I., Kovalchuk S.S., Podyma G.S., Lazarchuk M.V. Restoration of worn helical coarse pitch gears by electroslog cladding.....44

B.E. PATON'S HERITAGE

Where and how our science is moving.....51

WELDING WORKSHOP

Evolution of plasma cutting.....55

INFORMATIONS

Troitskiy V.O. Quality levels of welded joints and admissible defects in welds57

Dissertations for a scientific degree.....62



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
І.В. Кривцун (головний редактор),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
В.В. Книш, В.М. Коржик,
Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,
С.Ю. Максимов, М.О. Пашчин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,
К.А. Юшенко;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Я. Пілярчик, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150,
вул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 2302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
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 2021

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 2880 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).
Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.

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

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

Scientists of E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU:

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kazymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 2302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
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 2021

Subscription index 70031.

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

\$144, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

МОДЕЛЮВАННЯ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИХ СТАНІВ СПЛАВУ АМГ6 ВНАСЛІДОК УДАРНОЇ ДІЇ ЕЛЕКТРОДА-ІНДЕНТОРА ПРИ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНІЙ ОБРОБЦІ*

Л.М. Лобанов¹, М.О. Пашин¹, О.Л. Міходуй¹, П.В. Гончаров¹, Ю.М. Сидоренко², П.Р. Устименко²

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

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

Представлено розрахункову модель процесу ударної взаємодії електрода-індентора з пластиною із алюмінієвого сплаву АМГ6 при електродинамічній обробці. Рішення задачі проведено на базі співвідношень Прантля-Рейсса для руху пружно-пластичного середовища в плоскій двумірній лагранжівій постановці з використанням програми «ANSYS/LS-DYNA». Представлені результати розрахунку процесу формування зон залишкових напружень і пластичних деформацій при ударному впливі індентора. Встановлено, що при ударній дії індентора зі швидкістю 10 м/с на зворотній поверхні пластини зі сплаву АМГ6 величини пластичних деформацій є більшими, ніж на контактній. Це пояснюється ефектом відбиття пластично деформованого шару металу від зворотнього боку пластини, яка знаходиться в умовах спираючого жорсткого опору. Проведено експериментальну перевірку адекватності моделі при оцінюванні розподілу пластичних деформацій після електродинамічної обробки зварної пластини зі сплаву АМГ6. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: електродинамічна обробка, алюмінієвий сплав, ударна взаємодія, математичне моделювання, залишкові напруження, пластичні деформації, електрод-індентор, рух, пружно-пластичне середовище

Зварювання, що є одним з основних технологічних процесів в машино-, суднобудуванні та будівництві, викликає в конструкціях залишкові напруження розтягу, пікові значення яких близькі до порогу плинності металу. Залишкові напруження мають негативний вплив на точність зварних деталей, викликаючи у останніх залишкові деформації згину, скручування, повздовжнього скорочення. Також дані напруження мають негативний вплив на втомну міцність та корозійну стійкість як зварних з'єднань, так і конструкцій в цілому [1]. Для усунення залишкових зварювальних напружень та деформацій застосовують відповідні конструктивні та технологічні заходи, наприклад, різні методи обробки металевих конструкцій після зварювання [2].

Одним із перспективних технологічних методів регулювання напружено-деформованого стану є електродинамічна обробка (ЕДО) зварних авіаційних та суднобудівних конструкцій, виготовлених з легких сплавів [3, 4]. Принцип дії ЕДО оснований на спільній дії на зварне з'єднання двох факторів – імпульсного електричного струму та динамічного тиску. В роботі [5] описані результати експериментальних досліджень впливу ЕДО на напружено-деформований стан зварних з'єднань з алюмінієвого сплаву АМГ6. Показано, що ЕДО ініціює в металі пластичні деформації розтягу. Результатом їхньої взаємодії із залишковими (пластичними) зварювальними деформаціями стискан-

ня є зниження залишкових напружень в зварному з'єднанні.

В той же час, експериментальний метод оцінки ефективності ЕДО, який описано в роботі [6], достатньо складно використовувати для пошуку оптимальних режимів обробки широкої гами металів, сплавів і зварних з'єднань. Це пов'язано із розглядом і оцінкою великої кількості технологічних варіантів ЕДО на відповідність встановленому критерію оптимізації – зниженню залишкових зварювальних напружень до заданого рівня.

Крім того, для визначення напрямку удосконалення ЕДО необхідно мати інформацію про параметри напружено-деформованого стану по товщині елементів конструкцій, що зварюються. Експериментально отримати таку інформацію досить складно за застосування існуючих методик, оскільки зазвичай зони реєстрації напружень розміщуються на зовнішніх поверхнях зварних конструкцій [7]. Таким чином, доцільним способом розв'язання поставленої проблеми є застосування методів математичного моделювання.

Метою даної роботи є розробка методу та відповідної математичної моделі для оцінки напружено-деформованого стану пластин із алюмінієвого сплаву АМГ6 від впливу складової ЕДО – ударної дії електрода-індентора.

Методика досліджень. Створення динамічного тиску на поверхнях пластин, що обробляють-

* Друкується за матеріалами доповіді на міжнародній конференції «Сучасні технології з'єднання матеріалів», ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Київ, 31 травня – 02 червня 2021 р.

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

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

© Л.М. Лобанов, М.О. Пашин, О.Л. Міходуй, П.В. Гончаров, Ю.М. Сидоренко, П.Р. Устименко, 2021

ся ЕДО, проводиться за схемою, що представлена на рис. 1. Зразки 4, що обробляються ЕДО, у вигляді пластин розташовані на робочому столі 5. За допомогою електричного ланцюга установки, що містить ємність C та індуктор L , формується магнітне поле відповідної потужності. Під дією даного поля диск 2 разом з електродом-індентором 3 отримують різні значення початкової швидкості руху (V_0) в напрямку робочого стола 5. Значення V_0 були вибрані на основі попередніх досліджень, по результатах яких було встановлено кореляцію швидкості зростання значень імпульсного струму при ЕДО із V_0 . Ударна взаємодія електрода-індентора ЕДО з поверхнею пластин призводить до формування в них широкої гами напружено-деформованих станів в залежності від значення V_0 . Слід зазначити, що в даній роботі розглядається ударна взаємодія електрода-індентора ЕДО з пластиною, яка знаходиться у ненапруженому стані, тобто в ній відсутні залишкові напруження.

Створення математичної моделі описаного вище процесу доцільно проводити з використанням спрощеної двовимірної (2D) плоскої постановки. Розрахункова схема задачі щодо процесу ударної взаємодії електрода-індентора з пластиною представлена на рис. 2.

Розв'язання задачі проводили за допомогою програми ANSYS/LS-DYNA [8, 9]. Для побудови скінченно-елементної сітки (СЕС) задачі використовували 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 [10–12]. Як відомо, у лагранжевому підході використовується рухома скінченно-елементна сітка, яка жорстко зв'язана зі середовищем та деформується разом з ним.

Наявність описаної вище геометричної симетрії тіл, що ударно взаємодіють, дозволяє розглядати лише половину їхнього перерізу з одночасним на-

кладанням на неї відповідних граничних умов. До цих умов відноситься накладання заборони на переміщення вузлів СЕС тіл, що знаходяться на вісі симетрії, в горизонтальному напрямку X . Наявність в схемі електродинамічної обробки пластин робочого стола 5 (рис. 1) доцільно замінити спіранням на абсолютно жорстку основу 3 (рис. 2), яка у математичній постановці буде еквівалентна накладанню заборони на переміщення у вертикальному напрямку Y вузлам СЕС, які належать нижній поверхні пластини, що контактує зі столом.

Досвід розв'язання задач подібного класу показує, що кількість рядів (шарів) скінченних елементів, що приходяться на одиницю товщини металевієї пластини, повинна бути не менш десяти [13]. Тому для побудови скінченно-елементної моделі пластини та електрода-індентора був обраний скінченний елемент з максимальним характерним розміром – 0,1 мм. Побудована СЕС задачі зі скінченим елементом такого характерного розміру мала такі характеристики: кількість (шт.) скінчених елементів – 128203; вузлів – 131042.

Для чисельного моделювання процесів високошвидкісного удару в більшості практичних задач використовуються континуальні моделі (макромоделі) середовища, що досліджується [11]. Основою макромоделей 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 [14]:

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

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

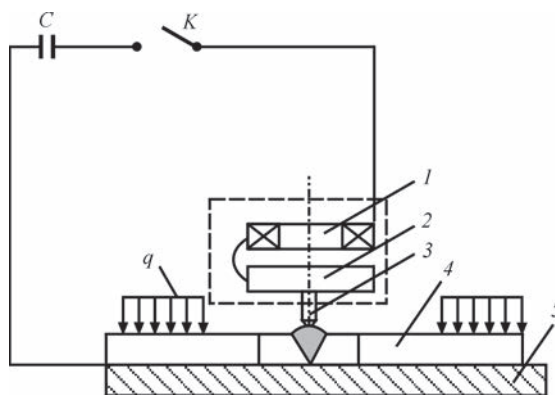


Рис. 1. Схема електродинамічної обробки пластин: 1 – індуктор; 2 – диск; 3 – рухомий електрод-індентор; 4 – зразок, що обробляється; 5 – робочий стіл; q – навантаження, що фіксує зразок

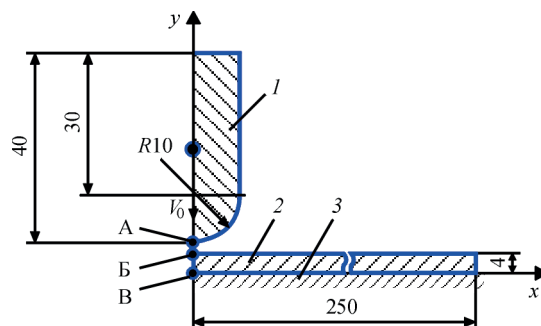


Рис. 2. Розрахункова схема процесу динамічного навантаження пластин, що обробляються ЕДО: 1 – електрод-індентор; 2 – зразок, що обробляється; 3 – абсолютно жорстка основа, 4 – точка на зовнішній поверхні електрода-індентора; B – пластини; B – на зворотній поверхні пластини

рівняння руху середовища:

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

де σ_{ij} – компоненти тензора напружень, Па;
рівняння енергії для одиниці маси:

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

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

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

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

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

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

де G – модуль зсуву, Па; $D_{\sigma_{ij}}$ – компоненти девіатора напружень, тоді

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

де p – середнє нормальне напруження (Па) має вигляд:

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

Величина питомої потужності пластичної деформації визначається як:

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

де Y – динамічна межа плинності матеріалу, що досліджується.

Замикається система рівнянь рівнянням стану середовища у вигляді:

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

В математичній постановці поведінку матеріалів пластини (алюмінієвий сплав АМг6) та електрода-ін-

Таблиця 2. Розрахункові параметри зони ефективної пластичної деформації

Швидкість руху електрода-індентора (V_0), м/с	Глибина вдавлювання (Δy), мм	Глибина зони (y), мм	Ширина зони (x), мм	Максимальне значення ϵ_{eff}^p
1	0,02	0,46	0,68	0,076
5	0,17	1,95	1,96	0,174
10	0,46	4,00	2,97	0,238

дентора (мідь М1) під дією зовнішнього імпульсного навантаження описувався за допомогою ідеальної пружно-пластичної реологічної моделі матеріалу, яка в бібліотеці матеріалів програми ANSYS/LS-DYNA має назву PLASTIC-KINEMATIC. Для даної моделі значення динамічної межі плинності матеріалу (Y) приймалося рівним значенню границі текучості (σ_T). Відповідні величини параметрів даної моделі в роботі були прийняті такими:

– пластина з розмірами 500×500×4 мм із алюмінієвого сплаву АМг6:

густина (ρ), кг/м ³	2640
модуль пружності (E), ГПа.	71
коефіцієнт Пуассона (μ)	0,34
межа плинності (σ_T), МПа	150

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

густина (ρ), г/м ³	8940
модуль пружності (E), ГПа.	128
коефіцієнт Пуассона (μ)	0,35
межа плинності (σ_T), МПа	300

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

$$D_{\sigma_1}^2 + D_{\sigma_2}^2 + D_{\sigma_3}^2 \leq \frac{2}{3} Y^2,$$

де $D_{\sigma_1}, D_{\sigma_2}, D_{\sigma_3}$ – головні компоненти девіатора напружень, Па.

Результати математичного моделювання та їх обговорення. Проведений чисельний аналіз показав відмінності в процесі взаємодії пластини 2 та електрода-індентора 1 (рис. 2) за різних значень його початкової швидкості руху (табл. 1).

Із табл. 1 видно, що збільшення V_0 з 1 до 10 м/с збільшує час контактної взаємодії тіл на 35 %. Внаслідок цього сформувалася різна глибина вдавлювання електрода-індентора в пластину.

Глибина вдавлювання знаходилася, як величина вертикального переміщення вздовж лінії удару точки B , яка знаходиться на зовнішній поверхні пластини на осі симетрії y (рис. 2):

$$y = y_0 - y_k,$$

Таблиця 1. Розрахунковий час взаємодії електрода-індентора з пластиною

Швидкість руху електрода-ударника V_0 , м/с	Час контакту, мкс		
	Початок	Закінчення	Тривалість
1	96	172	76
5	20	106	86
10	10	112	102

де y_0 – початкова координата точки B до моменту взаємодії тіл, мм; y_k – значення координати точки B після взаємодії тіл, мм.

Розрахункові значення глибини вдавлювання індентора в пластину представлені в табл. 2.

З табл. 2 видно, що різне значення глибини Δu стало наслідком формування різних розмірів зони ефективної пластичної деформації ε_{eff}^p , яка визначалася за формулою:

$$\varepsilon_{eff}^p = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2},$$

де $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – головні деформації.

Тут слід відмітити, що глибина зони пластичних деформацій (y) вимірюється від контактної поверхні пластини вздовж лінії удару. Значення ширини зони (x) (табл. 2), вираховується від вісі симетрії задачі у горизонтальному напрямку x (рис. 2) та вказано без врахування симетрії задачі.

Часові етапи (кінетика) формування зони ефективних пластичних деформацій (ε_{eff}^p , в) пластини по усій її товщині в момент контакту з електродом-індентором, що рухається зі швидкістю $v_0 = 10$ м/с, показаний на рис. 3. З рисунку видно, що на 20 мкс процесу взаємодії індентора з пластиною форма профілю зони ефективних пластичних деформації нагадує форму круго-

вого сегменту (рис. 3, а). Величина ε_{eff}^p в даний момент досягає значення 0,15. На 40 мкс процесу (рис. 3, б) границі даної зони виходять на зворотну поверхню пластини. Тобто електроду-індентору знадобилося 30 мкс для формування зони пластичних деформацій по всій товщині пластини (період з 10 мкс (табл. 1) до 40 мкс (рис. 3, б)). В цей момент величина ε_{eff}^p зростає на 25 % до $\varepsilon_{eff}^p = 0,20$. У подальшому (60, 80 мкс) форма профілю зони трансформується з трикутної (рис. 3, б) на форму трапеції зі зростанням ε_{eff}^p до 0,22 та 0,24 відповідно (рис. 3, в, г).

При тому у період часу від 40 до 80 мкс зона, де $\varepsilon_{eff}^p = 0,14$, розповсюджується по товщині пластини, змінюючи форму від кругового сегменту (40 мкс) до трапеції (60...80 мкс). Після часу, що дорівнює 80 мкс (рис. 3, г), на зворотній поверхні пластини формується локальна зона, де $\varepsilon_{eff}^p = 0,24$, що перевищує ε_{eff}^p у зоні контакту. Такий результат можна пояснити інерційною складовою процесу взаємодії двох тіл, яка у порівнянні зі ударно-хвильовою у даній задачі має значну перевагу. В результаті контакту частина кінетичної енергії індентора поступово передається пластині. Після чого в ній формується хвиля стискування, яка змушує шари матеріалу рухатися вслід за собою вер-

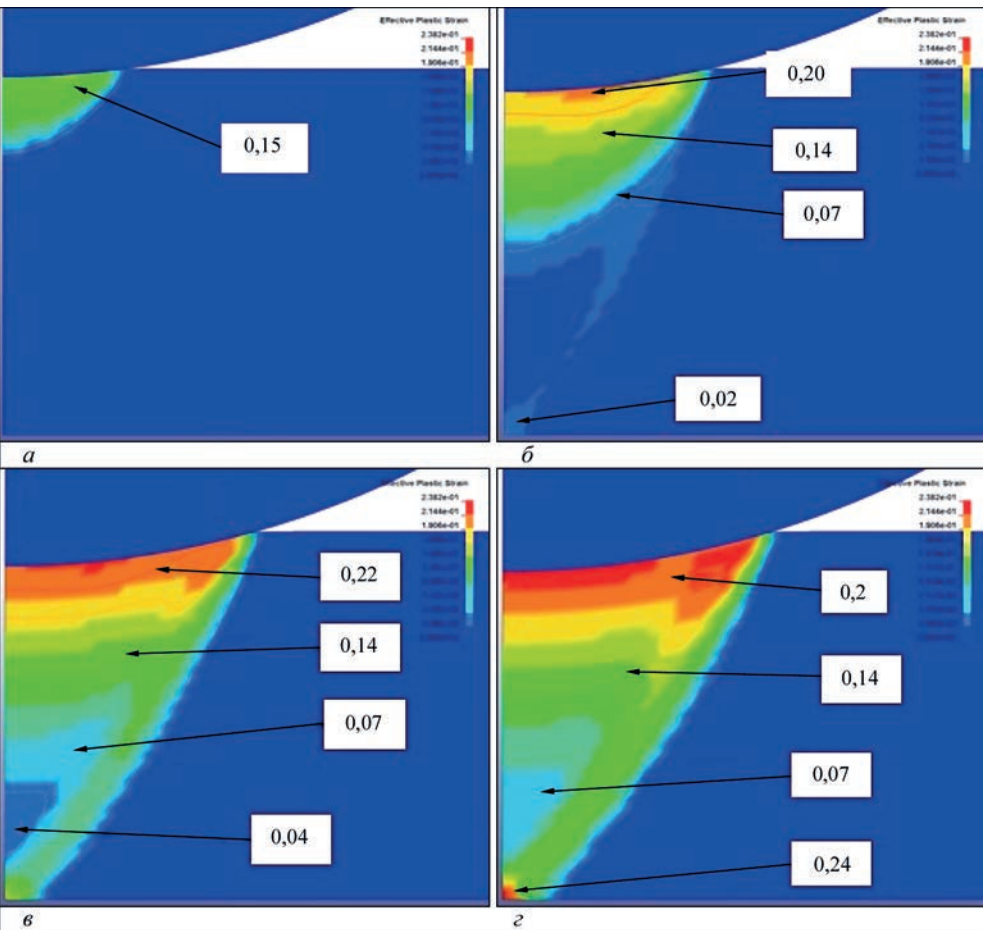


Рис. 3. Процес формування зони ефективних пластичних деформацій ε_{eff}^p в пластині (швидкість індентора 10 м/с) у період часу, мкс: а – 20; б – 40; в – 60; г – 80

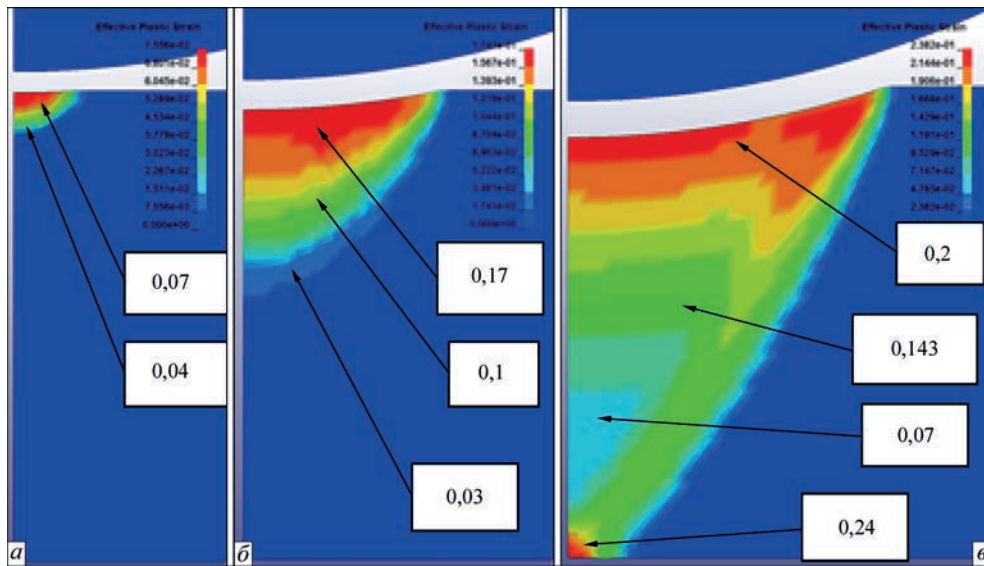


Рис. 4. Залишковий розрахунковий розподіл ефективних пластичних деформацій в середині пластини за різних значень швидкості зіткнення з електродом-індентором, м/с: а – 1; б – 5; в – 10

тикально у напрямку робочого стола. Зустрівши на своєму шляху жорстку опору матеріал пластини відбивається від неї. У зв'язку з тим, що цей процес не є миттєвим, то першими зупиняться прикордонні з робочим столом шари матеріалу пластини. В подальшому вони будуть намагатися розпочати свій рух у зворотному напрямку. Але зробити це їм заважають інші рухомі шари матеріалу пластини, які продовжують наближатися до стола. В результаті цього прикордонна область пластини стає затисненою між нерухомим абсолютно жорстким столом та рухомою частиною матеріалу пластини. Таким чином, величина ε_{eff}^p отримує додатковий імпульс для збільшення свого значення. Тобто при $v_0 = 10$ м/с має місце «ефект відбиття» шарів матеріалу на зворотній поверхні пластини, які контактують з жорсткою основою 3 (рис. 2).

Залишковий розрахунковий розподіл ефективних пластичних деформацій по товщині пластини за різних значень швидкості зіткнення з електродом-ін-

дентором показаний на рис. 4. З рис. 4 видно, що радіус відбитку на поверхні пластини від взаємодії з електродом-індентором практично відповідає ширині зони пластичного деформування x (табл. 2) на відміну від зони пластичного деформування на зворотній поверхні, яка звужується по товщині. Таким чином, форма зони пластичного деформування має форму трикутника. Але завдяки «ефекту відбиття» залишкові значення ε_{eff}^p на зворотній поверхні пластини є вищими за ε_{eff}^p на поверхні контакту.

Кінетика значень ефективної пластичної деформації в точках пластини, розташованих на різних відстанях від зони контакту по лінії удару, за різних значень швидкості руху v_0 електрода-індентора, представлена на рис. 5. Так, у разі руху індентора зі швидкістю $v_0 = 5$ м/с (рис. 5, а) максимальні значення ε_{eff}^p формуються в зоні контакту електрода-індентора і пластини (т. Б, рис. 2), які представлені в табл. 2. Якщо $v_0 = 10$ м/с, то до

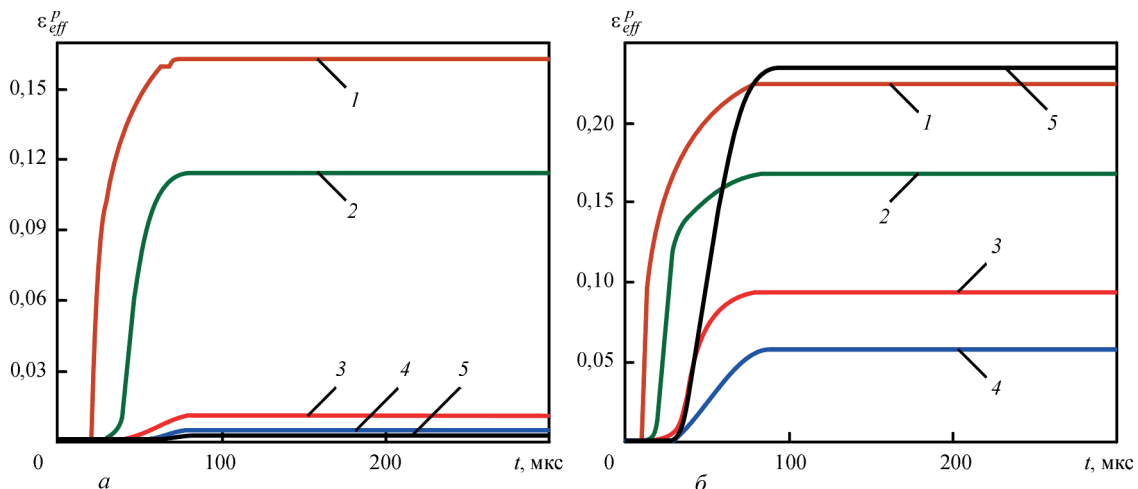


Рис. 5. Зміна з часом значень ефективної пластичної деформації ε_{eff}^p в точках пластини, розташованих на різних відстанях від точки контакту (мм: 1 – 0; 2 – 1; 3 – 2; 4 – 3; 5 – 4) по лінії удару, за різних значень швидкості руху електрода-індентора, м/с: а – 5; б – 10

$t = 80$ мкс максимальні значення величини ϵ_{eff}^p теж формуються в місті контакту електрода-індентора. Але після 80 мкс цей процес суттєво змінюється (рис. 5, б). З цього моменту значення ϵ_{eff}^p для точки, розташованої на зворотній поверхні пластини (точка В, рис. 2), починає поступово перевищувати аналогічні значення для точки А. Це можна пояснити «ефектом відбиття», механізм якого наведено вище.

В той же час, залежності ϵ_{eff}^p (рис. 5) не дають можливості оцінити повну картину деформованого стану пластини, наприклад, положення зон стиску та розтягу.

На рис. 6 представлено розподіл складових пластичної деформації ϵ_x^p та ϵ_y^p . Можна бачити, що на швидкості $v_0 = 1$ м/с індентор має практично поверхневий вплив на матеріал пластини (що підтверджує дані рис. 4, а), на відміну від взаємодії пластини та індентора, коли швидкість останнього становила 5 м/с (рис. 6, в, з) та 10 м/с (рис. 6, д, е),

що підтверджує дані рис. 4, б, в, при якій ϵ_x^p та ϵ_y^p розподіляються по товщині пластини.

При $v_0 = 5$ м/с, значення вертикальної компоненти ϵ_y^p пластичної деформації перевищують значення компоненти ϵ_x^p . При цьому, значення ϵ_y^p , які в поверхневих шарах металу знаходяться у стані інтенсивної плинності, є переважно стискаючими. Пікове значення складової ϵ_y^p становить $-0,143$. Це також свідчить про формування широкої зони деформацій стиску. Розподіл горизонтальної компоненти ϵ_x^p є практично ідентичним ϵ_y^p , але тільки в зоні наближеної до контактної поверхні. По мірі проходження в середину пластини по лінії удару зона деформацій стиску поступово перетворюється зі значення $\epsilon_x^p = -0,0134$ на зону деформацій розтягу з піковим значенням в центрі зони $\epsilon_x^p = 0,015$.

Якщо індентор має швидкість $v_0 = 5$ м/с, то деформації стискування вертикальної компоненти ϵ_y^p мають два екстремуми, значення яких близькі до пластичної течії, але на досить локалізованих ділянках. Перша – на контактній поверхні у

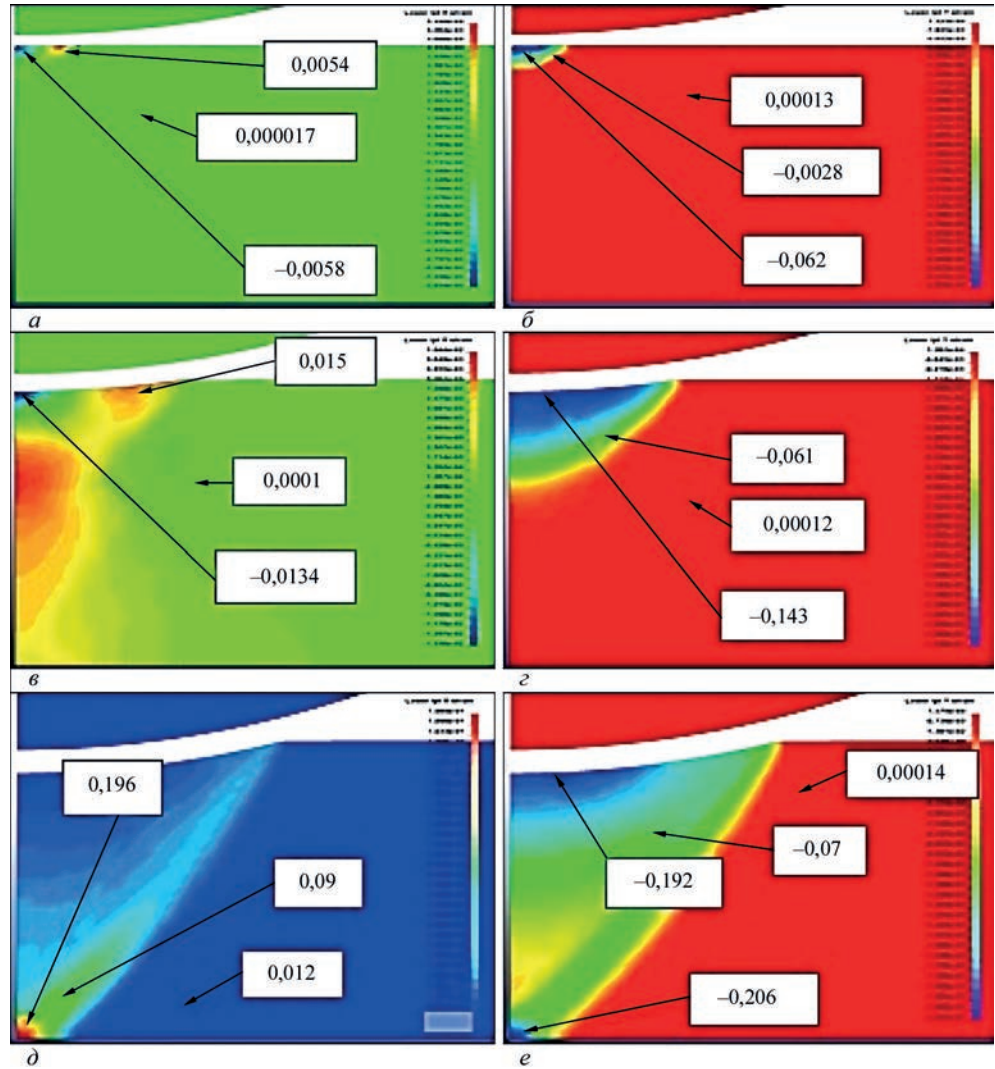


Рис.6. Залишковий розрахунковий розподіл значень компонент пластичних деформацій по товщині пластини за різних значень швидкості зіткнення (м/с: а, б – 1; в, г – 5; д, е – 10) з електродом-індентором: а, в, д – ϵ_x^p ; б, г, е – ϵ_y^p

точці B (рис. 2) зі значенням $\varepsilon_y^p = -0,192$, друга – на зворотній поверхні ($\varepsilon_y^p = -0,206$) у точці B (рис. 2). В той же час значення компоненти ε_x^p на контактній поверхні дорівнює $0,01$, а на тильній – переходить у деформацію розтягу, яка зростає до значення $\varepsilon_x^p = 0,196$.

Всі ці процеси відобразилися на кінетиці (зміні з часом) компонент напружень в пластині за значення швидкості руху електрода-індентора $V_0 = 5$ м/с (рис. 7). Слід зазначити, що кінетика напружень при $V_0 = 10$ м/с близька до представленої на рис. 7.

На рис. 7 видно, що процес взаємодії індентора з пластиною супроводжується формуванням в останній на лінії удару стискаючих напружень σ_y з виходом даних значень на межу плинності. По закінченню контакту між тілами напруження σ_y падають до нуля з наступним зростанням значення на поверхні пластини до 75 МПа, якщо $V_0 = 5$ м/с (рис. 7, б) і до 50 МПа, якщо $V_0 = 10$ м/с. Зміна значень σ_x має різноспрямований характер. В зоні контакту при $V_0 = 5$ та 10 м/с у пластині формуються переважно напруження стискування зі значенням до -110 МПа, а на відстані від зони 4 мм – напруження розтягування. Суперпозиція в пластині напружень стискування (-110 МПа), які формуються в результаті зіткнення з індентором, із залишковими зварювальними напруженнями розтягування, величина яких може становити 150 МПа, має забезпечити суттєве зниження останніх до майже ненапруженого стану. Взаємодія в пластині напружень розтягування (110 МПа), які формуються в результаті ударної дії індентора, із залишковими зварювальними напруженнями розтягування, величина яких може становити 150 МПа, має забезпечити перевищення межі плинності сплаву АМгб, наслідком чого є перехід деформованого шару до пружно-пластичного стану, де домінують пластичні деформації розтя-

гування. Це, як і у випадку взаємодії напружень розтягування і стискування на поверхні контакту, має сприяти зниженню початкового (до обробки) рівня залишкових напружень розтягування.

На рис. 8 представлено відповідний залишковий розрахунковий розподіл компонент напружень σ_x та σ_y за різних значень швидкості зіткнення з електродом-індентором. При швидкості $V_0 = 1$ м/с зона впливу дії індентора досить локалізована, а середні значення σ_x та σ_y по товщині пластини досягають відповідно -6 та -3 МПа.

При швидкості удару $V_0 = 5$ м/с по мірі віддалення від лінії зіткнення в горизонтальному напрямку x зона напружень σ_y розтягу поступово змінюється зоною стискування з подальшим виходом на ненапружений стан.

Крім того, лінія переходу напружень σ_y від розтягування до стиснення при $V_0 = 5$ м/с має практично вертикальне розташування.

Якщо швидкість зростає до 10 м/с вихід σ_y на нульове значення відбувається після повторного переходу функції в область напружень, що розтягують. При цьому лінія переходу між зонами стиску і розтягу (на відміну від лінії переходу між зонами на швидкості $V_0 = 5$ м/с) нахилена під кутом 75° . При $V_0 = 10$ м/с σ_y стискування, значення яких сягають до -47 МПа, локалізовані на краю зони контакту і розвинуті по товщині зразка. Вони урівноважені σ_y розтягу, які локалізовані по товщині зразка і сягають до 54 МПа.

Можна бачити, що контакт індентора на швидкості $V_0 = 1$ м/с не викликає суттєвих змін компоненти σ_x напруженого стану по товщині пластини. Впровадження при $V_0 = 5$ м/с забезпечує значення σ_x стиску в зоні контакту у поверхні пластини до -72 МПа, які компенсуються $\sigma_x = 75$ МПа розтягу поблизу зворотної поверхні зразка. Значно більше зона впливу стискування до $\sigma_x = -35$ МПа, яка розповсюджується майже по усій товщині пластини

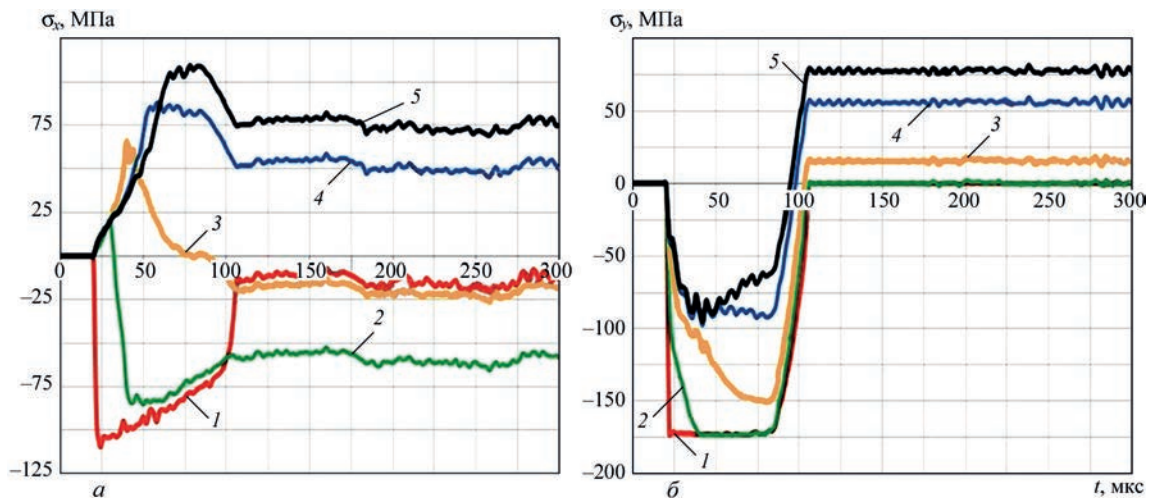


Рис. 7. Графіки зміни з часом значень горизонтальної σ_x (а) та вертикальної σ_y (б) компонент напружень в точках пластини, розташованих на різних відстанях від зони контакту (мм: 1 – 0; 2 – 1; 3 – 2; 4 – 3; 5 – 4) по лінії удару за значення швидкості руху індентора $V_0 = 5$ м/с

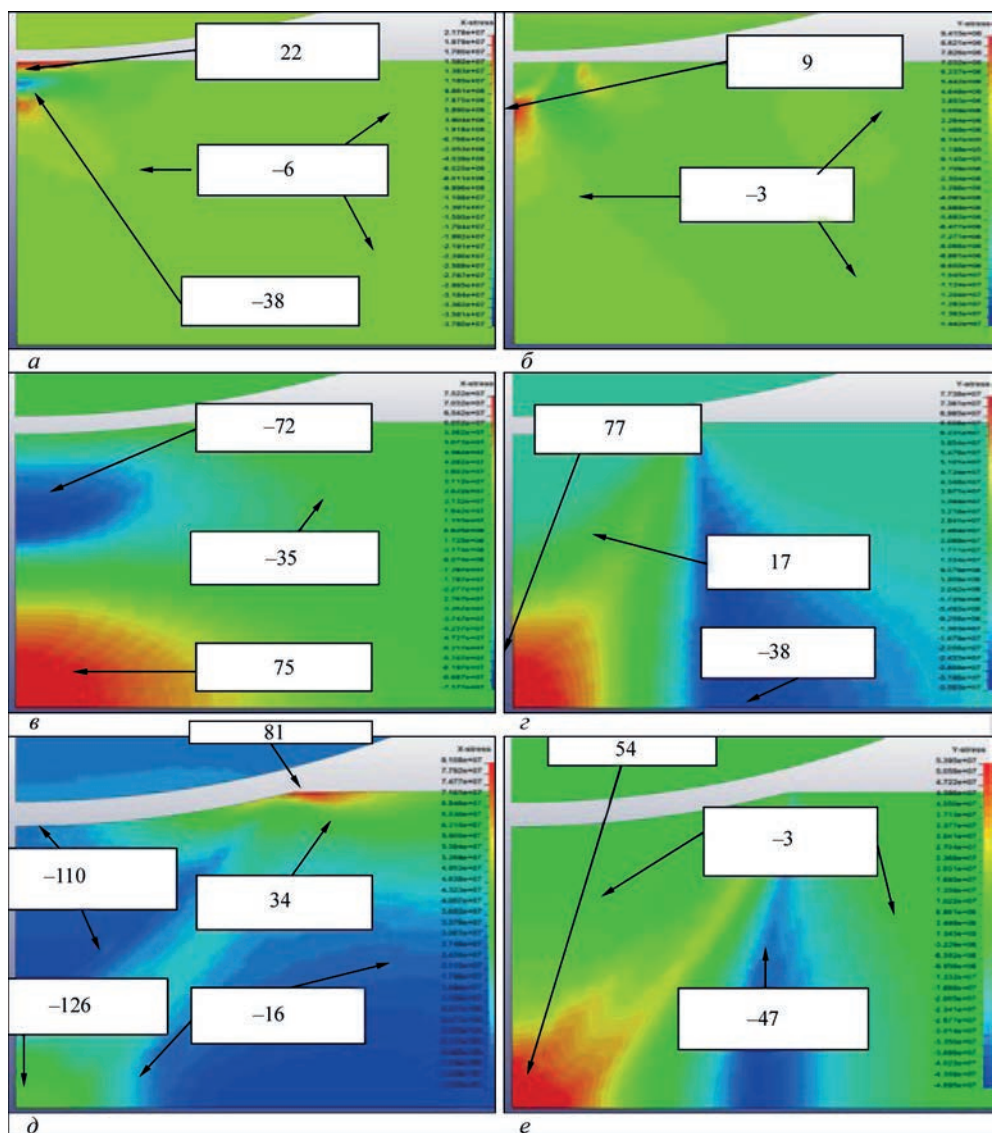


Рис. 8. Розрахунковий розподіл компонент залишкових напружень (МПа) в середині пластини за різних значень швидкості (м/с: а, б – 1; в, г – 5; д, е – 10) зіткнення з електродом-індентором: а, в, д – σ_x ; б, г, е – σ_y

у зони, наближеної до лінії удару. Інший розподіл σ_x має місце при $V_0 = 10$ м/с, де на зовнішній і зворотній поверхнях домінують напруження σ_x стискання відповідно від -110 до -126 МПа, розповсюджені по товщині пластини, що якісно підтверджує ефект відбиття пластично деформованих шарів пластини при $V_0 = 10$ м/с. На крайку зони контакту ($\sigma_x = 81$ МПа) розтягу локалізовані на малій ділянці і суттєво не впливають на загальний напружений стан пластини внаслідок її контакту з індентором.

При порівнянні розподілів σ_x при $V_0 = 5$ та 10 м/с можна бачити, що максимальні значення компоненти σ_x напружень стискання досягаються при $V_0 = 10$ м/с у зовнішніх поверхневих шарах вздовж лінії удару. При $V_0 = 10$ м/с ділянки напружень σ_x стискання розповсюджені на більшій площі перерізу пластини (у порівнянні із σ_x при $V_0 = 5$ м/с).

Для оцінювання адекватності моделювання експериментально досліджували розподіл поздовжньої компоненти пластичних деформацій ε_x^p на по-

верхніх B і B (рис. 2) відпаленої пластини зі сплаву АМг6 розмірами $400 \times 360 \times 4$ мм. Режим термічної обробки пластини виключав наявність в металі будь-яких початкових напружень. ЕДО поверхні B проводили на режимі, електрофізичні параметри якого відповідають значенню $V_0 = 10$ м/с. Розподіли ε_x^p , які наведено на рис. 9, реєстрували згідно методики із застосуванням деформометра з базою вимірювання $B_d = 25$ мм [15]. Можна бачити, що вплив ударної дії розповсюджується по перерізу пластини, а значення ε_x^p на боці B (протилежному контакту) переважають ε_x^p на боці B (контакту). Домінуючий вплив ЕДО спостерігається по ширині пластини (вздовж лінії X) на боці, протилежному обробці. Це в якісному відношенні підтверджує результати моделювання, подані на рис. 7, і дозволяє зробити висновок, що результатом взаємодії шарів металу, що рухаються у протилежних напрямках вздовж лінії удару (ЛІУ) є «ефект відбиття», механізм якого наведено вище. Наслідком «ефекту від-

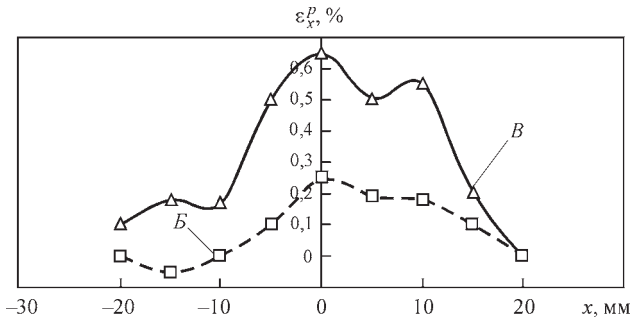


Рис. 9. Розподіл поздовжньої компоненти пластичних деформацій ε_x^p на поверхнях B і B (рис. 2) відпаленої пластини зі сплаву АМгб після ударної дії на поверхню B при $V_0 = 10$ м/с вздовж ЛУ, де $X = 0$

биття» є підвищений рівень залишкових деформацій ε_x^p на поверхні, протилежній обробці.

Порівняння результатів моделювання (рис. 7) і експерименту (рис. 9) проводили на поверхнях пластини B і B (рис. 2). Можна бачити, що на зворотній поверхні B розраховані і експериментально визначені значення ε_x^p поблизу лінії удару сягають відповідно 1,2 та 0,65 %, а на контактній B – відповідно 0,6 та 0,25 %, тобто відрізняються приблизно у два рази. Таким чином, розраховані величини ε_x^p переважають ті, що отримані експериментально. Невідповідність результатів можна пояснити неврахуванням еволюції механічних характеристик сплаву АМгб внаслідок дії імпульсного струму щільністю $\geq 1,0$ кА/мм², тобто реалізації ефекту електропластичності [4, 5]. Урахування впливу імпульсного струму на напружено-деформований стан сплаву АМгб при ЕДО представлено в роботі [16].

Також різниця результатів моделювання і експериментальної оцінки розподілу деформацій вздовж лінії удару пояснюється тим, що значення ε_x^p , отримані методом механічної тензометрії, є усередненими по довжині B_d . Наслідком цього є менші експериментальні значення ε_x^p у порівнянні із розрахованими на базі моделі.

Аналізуючи загальні результати розрахунків напруженого стану при їх порівнянні із експериментальними даними, наведеними в [4, 5], можна зазначити, що моделювання дозволяє здійснювати прогнозування напружено-деформованого стану зварної пластини, який є результатом її взаємодії із напівсферичним індентором. При тому швидкість контакту задається електрофізичними параметрами електродинамічної обробки. Це дозволяє оптимізувати параметри режиму ЕДО широкою гамою металів, сплавів і зварних з'єднань з метою мінімізації їх напружено-деформованого стану.

Висновки

1. Розроблено математичну модель впливу ударної дії електрода-індентора на напружено-деформований

стан ненапруженої пластини із алюмінієвого сплаву АМгб при її електродинамічній обробці.

2. На основі чисельного аналізу процесу ударної взаємодії електрода-індентора із пластиною отримані параметри напружено-деформованого стану, які можуть сприяти зниженню залишкових напружень в зварному шві.

3. Якщо швидкість руху електрода-індентора зростає до 10 м/с, то на зворотній поверхні пластини величина ефективної пластичної деформації починає перевищувати аналогічні значення на контактній поверхні.

4. Суперпозиція в пластині напружень стиску, які формуються в результаті зіткнення з електродом-індентором, із залишковими зварювальними напруженнями розтягування має забезпечити суттєве зниження останніх.

5. Експериментальні дослідження розподілів пластичних деформацій на зовнішній і зворотній поверхнях пластини зі сплаву АМгб в результаті ударної дії при швидкості руху електрода-індентора 10 м/с в якісному відношенні підтвердили адекватність моделювання.

Список літератури/References

- Masubuchi, K. (1980) *Analysis of Welded structures*. Pergamon Press.
- Лашченко Г.И., Демченко Ю.В. (2008) *Энергосберегающие технологии послесварочной обработки металлоконструкций*. Киев, Экотехнология.
- Lashchenko, G.I., Demchenko, Yu.V. (2008) *Energy-saving technologies of postwelding treatment of metal structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
- Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mihoduy, O.L., Khokhlova, J.A. (2016) Investigation of residual stress in welded joints of heat-resistant magnesium alloy ML10 after electrodynamic treatment. *Journal of Magnesium and Alloys*, 4, 77–82.
- Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mihoduy, O.L. (2014) Repair the AMg6 aluminum alloy welded structure by the electric processing method. *Weld Research and Application*, 1, 55–62.
- Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mikhodui, O.L., Sidorenko, Yu.M. (2018) Electric Pulse Component Effect on the Stress State of AMg6 Aluminum Alloy Welded Joints Under Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, 50, 2, 246–253. <https://doi.org/10.1007/s11223-018-9965-x>.
- Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Timoshenko, A.N. et al. (2017) Effect of the Electrodynamic Treatment on the Life of AMg6 Aluminum Alloy Weld Joint. *Ibid*, 49, 2, 234–238. <http://dx.doi.org/10.1007/s11223-017-9862-8>.
- Sidorenko, Yu.M., Shlenskii, P.S. (2013) On the Assessment of Stress-strain State of the Load-Bearing Structural Elements in the Tubular Explosion Chamber. *Ibid*, 45, 2, 210–220.
- <http://www.ansys.com/>
- <http://www.ls-dyna.ru/>
- Муйземнек А.Ю., Богач А.А. (2005) *Математическое моделирование процессов удара и взрыва в программе LS-DYNA. Учеб. пособие*. Пенза, Информ.-изд. центр ПГУ.
- Mujzemnek, A.Yu., Bogach, A.A. (2005) *Mathematical modeling of shock and explosion processes in LS-DYNA program. In: Manual*. Penza, Inform. Izd. Tsentr PGU [in Russian].
- Бабкин А.В., Колпаков В.И., Охитин В.Н. и др. (2000) *Численные методы в задачах физики взрыва и удара. Учебник для вузов*. Селиванов В.В. (ред.). Москва, Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, Т.3.
- Babkin, A.V., Kolpakov, V.I., Okhitin, V.N. et al. (2000) *Numerical methods in problems of explosion and shock physics. In: Manual for higher educ. instit. Ed. by V.V. Selivanov*. Moscow, MGUTU, Vol. 3 [in Russian].

12. Рудаков К.М. (2007) *Чисельні методи аналізу в динаміці та міцності конструкцій: Навчальний посібник*. Київ, НТУУ «КПІ».
Rudakov, K.M. (2007) *Numerical methods of analysis in dynamics and strength of structures. In: Manual*. Kyiv, NTUU KPI [in Ukrainian].
13. Одинцов В.А., Сидоренко Ю.М. (2001) Моделирование процесса взрыва стандартного осколочного цилиндра с различной степенью детализации. *Оборонная техника*, 1-2, 17–20.
Odintsov, V.A., Sidorenko, Yu.M. (2001) Modeling of the explosion process of standard fragmentation cylinder with varying degrees of detail. *Oboronnaya Tekhnika*, 1-2, 17–20 [in Russian].
14. Lobanov, L.M., Pashin, N.A., Mykhodui, O.L., Sydorenko, Yu.M. (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. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-017-9877-1>
15. Касаткин Б. С., Прохоренко В. М., Чертов И. М. (1987) *Напряжения и деформации при сварке*. Киев, Вища школа. Kasatkin, B.S., Prokhorenko, V.M., Chertov, I.M. (1987) *Welding stresses and strains*. Kiev, Vyscha Shkola [in Russian].
16. Sydorenko, Y.M., Pashchyn, M.O., Mykhodui, O.L. et al. (2020) Effect of Pulse Current on Residual Stresses in AMg6 Aluminum Alloy in Electrodynamic Treatment. *Strength of Materials*, 52(5), 731–737. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11223-020-00226-2>

MODELING OF STRESSED AND STRAIN STATES OF AMg6 ALLOY DUE TO IMPACT ACTION OF INDENTER-ELECTRODE IN ELECTRODYNAMIC TREATMENT

L.M. Lobanov¹, M.O. Pashchyn¹, O.L. Mikhodui¹, P.V. Goncharov¹, Yu.M. Sydorenko², P.R. Ustylenko²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 03056, Kyiv, 37 Peremohy Ave, Ukraine.

The calculated model of the process of impact interaction of the indenter-electrode with the plate of aluminum AMg6 alloy during electrodynamic treatment is presented. The solution of the problem is carried out on the basis of the Prantle-Reiss relations for the motion of an elastic-plastic medium in a plane two-dimensional Lagrangian formulation using the program «ANSYS/LS-DYNA». The results of the calculation of the process of forming areas of residual stresses and plastic deformations under the impact of the indenter are presented. It was found that under the impact of the indenter at a speed of 10 m/s on the back surface of the plate of AMg6 alloy, the values of plastic deformations are higher than on the back one. This is explained by the effect of reflection of a plastically deformed layer of metal from the back side of the plate, which stays in the conditions of resting on a rigid support. An experimental verification of the model adequacy during evaluation of the distribution of plastic deformations after electrodynamic treatment of a welded plate of AMg6 alloy was performed. 16 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: *electrodynamic treatment, aluminum alloy, impact interaction, mathematical modeling, residual stresses, plastic deformations, electrode-indenter, motion, elastic-plastic medium*

Надійшла до редакції 26.03.2021



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України

Національний технічний університет України

«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Міжнародна Асоціація «Зварювання»

Десята міжнародна конференція

ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ В ЗВАРЮВАННІ та ОБРОБЦІ МАТЕРІАЛІВ

6 – 11 вересня 2021 р.

Україна, Одеса

Голова програмного комітету

академік І.В. Кривцун

Тематика конференції

- Лазерне та електронно-променеве зварювання, різання, наплавлення, термообробка, нанесення покриттів
- 3D технології
- Електронно-променева плавка та рафінування
- Моделювання променевих технологій
- Гібридні процеси
- Неруйнівний контроль
- Матеріалознавчі проблеми лазерних та електронно-променевих технологій

ОБЛАДНАННЯ ♦ ТЕХНОЛОГІЇ ♦ МОДЕЛЮВАННЯ



АДРЕСА ОРГКОМІТЕТУ
Україна, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2021>



ЗВАРЮВАННЯ РІЗНОЙМЕННИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ В ПОЛІ- ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОМУ ПОЄДНАННІ

К.А. Ющенко, Б.О. Задерій, І.С. Гах, Г.В. Звягінцева

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

Розглядається важливе питання, яке постає при створенні та вдосконаленні конструкції газотурбінних двигунів з метою підвищення експлуатаційних параметрів, економічних характеристик та конкурентоздатності – зварюванню різнойменних, різноструктурних жароміцних матеріалів. Виконана оцінка зварюваності за критеріями міцності та тріщиностійкості. На прикладі зварювання типових жароміцних матеріалів, які широко використовуються в авіаційному моторобудуванні сплавів ЭИ698ВД та ЖС26ВИ відповідно з полікристалічною та монокристалічною структурою розглянуто основні питання, які виникають при зварюванні жароміцних нікелевих сплавів у різнойменному поєднанні: метод зварювання, особливості формування швів, хімічного складу та структури, схильність зварних з'єднань до тріщиноутворення, механічні властивості. Встановлено шляхи управління технологічною міцністю. Визначено механічні властивості зварних з'єднань в температурному інтервалі 20...1000 °С, отриманих за різними технологічними схемами. Бібліогр. 15, табл. 5, рис. 7.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, зварювання різнойменних сплавів, формування швів, хімічний склад, монокристалічна та полікристалічна структура, тріщиностійкість, властивості.

Найбільш поширеними матеріалами, які використовуються для виготовлення деталей гарячого тракту сучасних газотурбінних двигунів (ГТД) є багатокомпонентні складнолеговані жароміцні нікелеві сплави (ЖНС) з полі- та монокристалічною структурою [1–3]. Однак підвищення їх механічних та експлуатаційних характеристик за рахунок складного легування та формування монокристалічної структури призводить до зниження технологічності і, зокрема, зварюваності [4, 5]. Крім того, вказані матеріали відзначаються високою вартістю. Зважаючи на те, що окремі вузли та деталі гарячого тракту ГТД зазнають на всій протяжності неоднакового термосилового впливу, доцільним є відповідне їх виготовлення з різних сплавів із застосуванням зварювання. Особливо гостро постає необхідність вирішення цього питання при створенні конструкцій типу «бліск» «блінг» та складених лопаток [6, 7]. Виникає необхідність визначення зварюваності та розробки технології зварювання різнойменних та різноструктурних сплавів. Труднощі, які постають при цьому, окрім проблем зварювання таких сплавів в однорідному поєднанні, пов'язані з різницею їх теплофізичних та металургійних характеристик. Так, різниця в температурі плавлення, інтервалах кристалізації, теплопровідності, рідкоплинності, питомій щільності призводить до проблем в формуванні якісних швів та їх структури. Різниця в теплопровідності, коефіцієнтах термічного розширення, модулів пружності сприяє формуванню значних зварювальних напружень, що призводить до локальної деформації та виникнення тріщин.

Різниця в хімічному складі призводить до формування небажаних крихких хімічних сполук як внаслідок сумісного плавлення, так і дифузійних процесів в процесі остигання.

Вказані проблеми ще гостріше постають при отриманні різноструктурних зварних з'єднань – полікристалів з монокристалами.

Полікристалічні деформовані та порошкові ЖНС є основним матеріалом для виготовлення дисків турбіни компресора високого тиску, корпусів камер згоряння та інших деталей гарячого тракту ГТД [1, 8]. Серед промислових полікристалічних сплавів, які найбільш широко використовуються в авіаційному двигунобудуванні, сплави ЭИ698-ВД, ЭП742-ПД, ЭК79-НД, ЭК151, ЭП975, Waspaloy, Astraloy, Inconel 718.

Ливарні ЖНС з монокристалічною структурою як більш жароміцні використовуються в основному для виготовлення гранично навантажених вузлів та деталей, зокрема, статорних та роторних лопаток ТВТ ГТД. По своєму хімічному складу вони являються найбільш складними і вміщують до 15 основних легуючих елементів, не враховуючи елементів мікролегування [3, 9]. До промислових ливарних сплавів широкого застосування в авіаційному двигунобудуванні відносяться ЖС26, ЖС32, ЖС36, PWA1484, Rene'N6, CMSX-10, TMS-138, TMS-162. В той час як деформівні сплави завдяки дрібнозеренній структурі відзначаються підвищеним опором втомі, ливарні, завдяки відсутності в їх структурі висококутових границь зерен та більш високому вмісту зміцнюючої γ' -фази характеризуються вищими показниками жароміцності.

Ющенко К.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6276-7843>, Звягінцева Г.В. – <https://orcid.org/0000-0002-6450-4887>

© К.А. Ющенко, Б.О. Задерій, І.С. Гах, Г.В. Звягінцева, 2021

Слід підкреслити, що майже всі заходи, спрямовані на підвищення жароміцності сплавів, так чи інакше спричиняють погіршення їх зварюваності, що пов'язано зі зменшенням їх релаксаційної здатності, збільшенням рівня локалізації та темпу наростання зварювальних напружень, які в широкому температурному інтервалі можуть досягати критичних значень. Основними показниками зварюваності сплавів є схильність до утворення тріщин при зварюванні та термічній обробці, ступінь деградації структури та властивостей вихідного металу [5, 10].

Основною проблемою полікристалічних деформованих ЖНС є тріщини в зоні термічного впливу, а монокристалічних ливарних – так звані зерна випадкової орієнтації та тріщини в металі шва.

При зварюванні ЖНС з монокристалічною структурою зазначені вище проблеми, не дивлячись на відсутність в структурі сплавів границь зерен, постають не з меншою гостротою, що пов'язано з більш складним і насиченим легуванням [11]. Крім того, не менш важливою проблемою є необхідність збереження вихідної кристалографічної орієнтації при мінімальній дезорієнтації елементів структури та попередження утворення зерен іншої орієнтації та тріщин в металі шва [12].

При зварюванні вказаних сплавів між собою крім зазначених вище проблем необхідно вирішувати питання, викликані різномірністю як самих сплавів, так і третьою складовою зварного з'єднання – зварного шва іншого хімічного складу та структури. Вочевидь, що при зварюванні ЖНС в різномірному, різноструктурному сполученні ще більше загостриться проблема одержання якісних працездатних зварних з'єднань.

Метою роботи було встановлення можливостей та шляхів отримання бездефектних різноструктурних зварних з'єднань ЖНС, деформівних (полікристалічних) з ливарними (монокристалами).

Методики та матеріали досліджень. Для виконання досліджень, пов'язаних з можливістю та технологією одержання зварних з'єднань в різномірному поєднанні необхідне, перш за все, оперативне

прецизійне управління формуванням швів, його хімічним складом та термодеоформаційним впливом. Як показує проведений аналіз [6, 13], для виконання подібних операцій використовують лінійне зварювання тертям (ЛЗТ), але даний метод потребує коштовного спеціалізованого оснащення, яке відсутнє на вітчизняних підприємствах авіакосмічної галузі. Крім того, зварні з'єднання ЖНС, отримані методом ЛЗТ, характеризуються значною структурною неоднорідністю, наявністю ланцюжків пор та грубих карбідних виділень по границям зерен та ін. дефектів, що сприяє тріщиноутворенню та зниженню механічних характеристик [13].

Як показує досвід зі зварювання ЖНС [14], зважаючи на високу питому потужність, прецизійність, мобільність джерела нагріву, можливість управління в широкому діапазоні тепловкладення та технологічність для виконання подібних операцій більш всього підходить метод електронно-променевого зварювання (ЕПЗ). При формуванні з'єднання у вакуумі забезпечується надійний захист металу шва від окислення, забруднень домішками, які викликають зміну хімічного складу, структурної і фізичної однорідності та погіршення основних властивостей ЖНС. Слід зазначити, що обладнання для ЕПЗ виготовляється і широко застосовується на підприємствах України.

Експерименти по зварюванню та дослідження проводили на типових сплавах, які використовуються в промисловості при створенні роторних конструкцій ГТД – деформівний з полікристалічною структурою сплав ЭИ698ВД (диски ротора) та ливарний ЖС26ВИ (лопатки) з монокристалічною та спрямованою структурою. Для вивчення механічних властивостей в з'єднаннях використовувався сплав ЖС26ВИ з монокристалічною структурою, виготовлений на ДП «Мотор-Січ». Хімічний склад та теплофізичні характеристики досліджуваних сплавів наведені в табл. 1, 2. Зварювались зразки розміром 50×25×2...3 мм, товщиною, близькою до розмірів реальних вузлів ГТД.

Режими зварювання вибирали виходячи з необхідності наскрізного проплавлення зразка з форму-

Таблиця 1. Номінальний хімічний склад зварюваних ЖНС, мас. %

Сплав	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb
ЖС26ВИ	0,13...0,18	4,3...5,3	8,0...10	10,9...12,5	0,8...1,4	0,8...1,2	5,5...6,2	1,4...1,8
ЭИ698ВД	0,03...0,07	13,0...16,0	–	–	2,8...3,2	2,35...2,75	1,45...1,8	1,9...2,2

Сплав	V	Fe	Si	Mn	B
ЖС26ВИ	0,8...1,2	≤1,0	≤0,25	≤0,25	0,015
ЭИ698ВД	–	≤2,0	≤0,5	≤0,4	0,05

Таблиця 2. Теплофізичні характеристики ЖНС

Сплав	Коефіцієнт теплопровідності λ, Вт/(м·°C), при T, °C											T _L , °C
	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000	
ЖС26ВИ	7,95	–	10,7	12,1	13,6	14,6	16,3	18,0	20,0	22,6	24,7	1383
ЭИ698ВД	–	11,7	13,4	14,6	15,9	17,6	19,7	21,3	23,0	24,7	–	1440

ванням кореневого валика та коефіцієнтом форми шва близьким до одиниці. При цьому досягаються менший перегрів та деформації зварюваного металу, зниження вірогідності утворення тріщин.

Особливість зварювання плавленням різномірних металів полягає в тому, що обидва зварювані метали утворюють спільну зварювальну ванну. Хімічним складом сплаву, що при цьому формується, в значній мірі визначається характер кристалізації та структура металу шва, властивості зварного з'єднання. В свою чергу хімічний склад шва визначається часткою кожного із зварюваних сплавів в металі шва, тобто співвідношенням ступеню їх оплавлення. Для отримання швів з різним хімічним складом використовували наступні схеми зварювання:

- фіксоване зміщення від осі стику зварювального променя на один із зварюваних зразків;
- асиметричне сканування променя в поперечному напрямку;
- введення в стик технологічної вставки різної товщини із сплаву одного із зварюваних зразків чи сплаву іншого складу.

Подальший аналіз хімічного складу та структури отриманих швів показав, що при зварюванні різномірних ЖНС з використанням технологічної вставки досягається найбільш ефективно керування хімічним складом швів.

Певні труднощі мали місце при виявленні структури зварних з'єднань. Це пов'язано не тільки з різним хімічним складом окремих ділянок зварного з'єднання, а й з різним їх структурним станом і фазовим складом, зокрема, з різним вмістом та дисперсністю основної зміцнюючої γ' -фази. Причому метал шва являє собою поєднання ділянок сплаву з різною перехідною між полікристалічною ЭИ698 та монокристалічною ЖС26 структурою. Тому була відпрацьована ступінчата методика послідовного виявлення структури окремих ділянок. Зокрема, зеренна структура виявлялась хімічним травленням, а дендритна та γ' -фаза – іонним травленням на установці ВУП-4. Крім того, для виявлення структури кожної ділянки зварного з'єднання вибирався свій час травлення.

Всі зразки для експериментів та досліджень вирізались із заготовок електроіскровим способом з послідовним шліфуванням. Шліфи для металографічних досліджень готували на шліфувально-полірувальному верстаті Abramin фірми Strues. Структуру та хімічний склад аналізували з використанням оптичного мікроскопу «Neophot-32» та електронного мікроскопу «CamScan», оснащеного енергодисперсійною системою локального аналізу Energy-200. Якість і геометрія швів оцінювалась по зовнішньому вигляду поверхні і кореня, а також – по мікро- та макрошліфах.

Механічні характеристики зварних з'єднань визначались шляхом випробування нестандартних плоских зразків на розрив, вирізаних в поперечному до осі шва напрямку. Переріз робочої частини зразка складав $\sim 5 \text{ мм}^2$, довжина 28 мм. Випробування проводились в інтервалі температур від кімнатної до 1000°C , зважаючи, що робоча температура сплавів ЭИ698 та ЖС26 відповідно складає – 650 та 1050°C . Випробування виконували на установці MTS 810 при швидкості навантаження $0,02 \text{ мм/с}$.

Результати досліджень. Одним із питань, які постають при зварюванні плавленням різномірних металів, є формування швів. Основна увага приділялась встановленню впливу параметрів режимів при вказаних схемах зварювання на геометрію і якість швів. Відомо, що на якість шва із енергетичних параметрів ЕПЗ найбільш суттєво впливає потужність променя, місцезнаходження його мінімального перерізу (фокусу) відносно поверхні зварюваного металу, швидкість зварювання. Оптимальні значення швидкості зварювання визначаються з одного боку мінімальним рівнем гідродинамічних збурень, тобто якістю формування шва, а з іншої – умовами отримання мінімальної ширини шва для зниження деформацій, підвищення тріщиностійкості, збереження вмісту легковипаровуючих легуючих складових в металі шва. Виконання першої умови потребує зменшення швидкості зварювання, а другої – її підвищення. Експерименти по зварюванню виконувались при швидкості зварювання в межах $10 \dots 120 \text{ м/г}$. При швидкостях менших 10 м/г формуються асиметричні шви значної ширини складної (чаркоподібної) геометрії при частих пропалах зварювального металу та підрізах (до $0,2 \text{ мм}$) з боку сплаву ЖС26. Зварювання на швидкості $\sim 120 \text{ м/г}$, при невеликій ширині шва призводить до значних підрізів, просідань шва, нестабільності формування та ослаблень металу з'єднання в цілому. Причому, для кожної швидкості та схеми зварювання, товщини металу, оптимальні величини сили струму та фокусування променя мають різні значення. Попередній підігрів в діапазоні $300 \dots 400^\circ\text{C}$ несуттєво впливає на геометрію швів – дещо зростає стабільність формування та зменшується вірогідність утворення тріщин. Основна ж увага при підготовці досліджень була зосереджена на встановленні режимів та схем зварювання, які забезпечують наскрізне проплавлення та стабільне формування швів симетричної геометрії.

Задовільне формування було досягнуто при швидкості $v_{\text{зв}} = 50 \dots 60 \text{ м/г}$, фокусуванні променя $\Delta I_{\text{ф}} = +25 \text{ мА}$, запасі потужності $I_{\text{пр}} = 1,5 \dots 2,0 I_{\text{ном}}$, де $I_{\text{ном}}$ – значення сили струму, при якому настає

наскрізне проплавлення; ΔI_{ϕ} – значення сили струму в фокусуєчій лінзі. При зварюванні на таких режимах практично невілюється вплив різниці теплофізичних характеристик (рис. 1).

Причому, при вказаному «запасі потужності» формування шва, його геометрія менш чутливі як до зміни швидкості, так і (в меншій мірі) – до фокусування променя. Вихід за межі вказаних значень параметрів режимів $v_{зв} \geq 88$ м/г, $15\text{mA} \leq \Delta I_{\phi} \leq 35$ мА, $I_{пр} \leq 1,5 I_{ном}$ призводить до помітної зміни геометрії швів. При зменшенні запасу потужності особливо помітний вплив ΔI_{ϕ} . Враховуючи викладене, зразки для досліджень зварювали на підвищених (~ 53 м/г) швидкостях при значному запасі потужності променю, що дозволило дещо розширити розбіг параметрів режимів оптимального формування швів. Ще більше розширення має місце при зварюванні з скануванням проме-

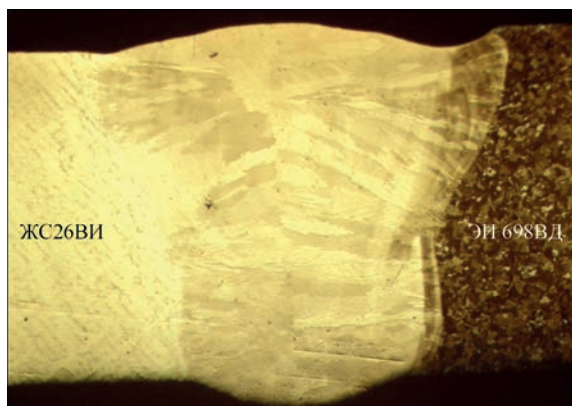


Рис. 1. Форма шва зразків товщиною 2,5 мм, отриманого при швидкості 53 м/год ($\times 25$)

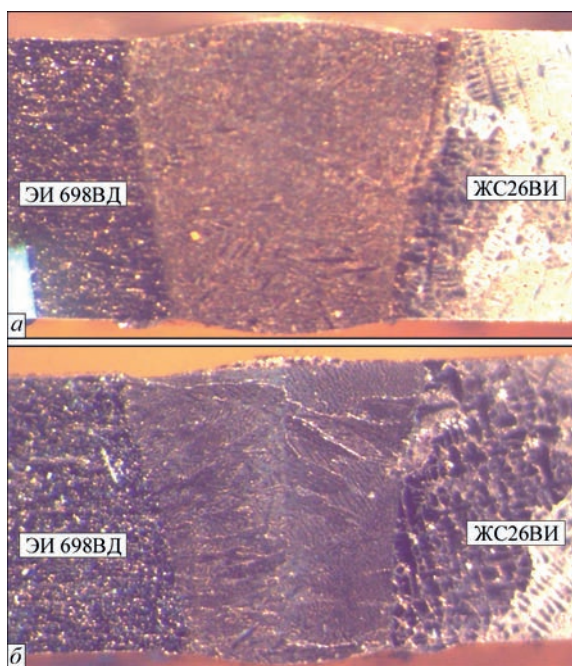


Рис. 2. Макрошліфи зварних з'єднань сплаву ЖС26 з ЭИ698, виконаних при однакових значеннях параметрів режиму ЕПЗ з асиметричним скануванням променя: а – на сплав ЖС26; б – на сплав ЭИ 698 ($\times 25$)

ню (рис. 2, 3). При цьому полегшується формування швів симетричної геометрії з поверхнями сплавлення близькими до паралельних (рис. 2, 3), їх стабільність та повторюваність, що полегшує можливість більш точного регулювання хімічного складу швів. При зварюванні з використанням технологічних вставок сканування дозволяє більш рівномірно оплавляти кромки зварюваних зразків та підвищити однорідність швів. Крім того, використання технологічних вставок значно покращує якість та геометрію швів (рис. 3). Позитивний ефект при цьому досягається за рахунок створення стабільного наскрізного каналу, більш ламінарного переносу розплаву зварювальної ванни у хвостову частину, відсутності збурення і рівномірного оплавлення кромки. При цьому зменшується перегрів зони термічного впливу, забезпечується симетричне перенесення розплавленого металу в зварювальній ванні та стабільність і якість формування шва.

Аналіз результатів досліджень показує, що на хімічний склад швів в більшості впливає сплав ЖС26 ніж ЭИ698 (табл. 2, 3), що, вочевидь, пов'язано з більшим його оплавленням внаслідок менших температур плавлення, теплоємністю та теплопровідністю. Завдяки вибраному способу та режимам зварювання метал зварювальної ванни інтенсивно перемішується, тому хімічний склад як поперек так і повздовж шва практично не змінюється. В усіх розглянутих варіантах метал шва являє собою високолегований сплав, хімічний склад якого відрізняється від кожного зі зварюваних сплавів (табл. 3). У випадку, коли компоненти сплаву ЭИ698 складають більшу частку металу шва, спостерігається значне збільшення, в порівнянні з вихідним ЭИ698, вмісту алюмінію, кобальту, вольфраму при деякому зменшенні вмісту ніобію, хрому, молібдену, титану. При максимальній долі сплаву ЖС26 зміна хімічного складу менша – дещо зростає, в порівнянні з вихідним ЖС26, вміст хрому, молібдену, титану, заліза та має місце незначне зменшення вольфраму,

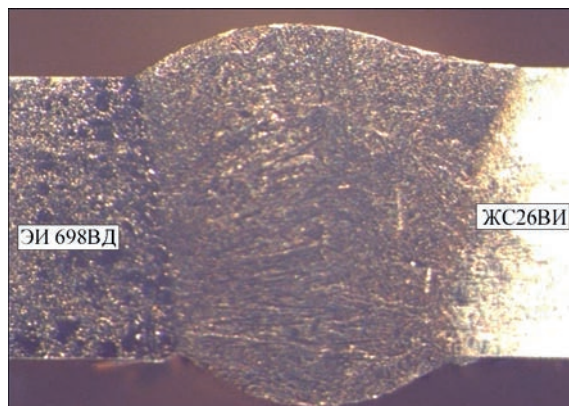


Рис. 3. Макрошліф зварних з'єднань сплаву ЖС26 з ЭИ 698, виконаних ЕПЗ з технологічною вставкою сплаву ЭИ 698 ($\times 25$)

Таблиця 3. Розподіл основних легуючих елементів в зварних з'єднаннях ЕИ698ВД з ЖС26ВИ (ЕДХ аналіз), мас. %

Місце аналізу		Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb
Основний метал	ЖС26	4,92	9,06	12,47	1,01	1,07	4,99	1,29
	ЕИ698	14,77	0,32	0,72	3,02	2,68	1,34	2,2
Метал шва	ЖС26	6,955	7,0	988,	1,535	1,45	4,46	1,425
	Стик	8,32	6,08	8,06	1,94	1,6	3,75	1,66
	ЕИ698	11,53	3,04	4,705	2,45	2,045	2,675	1,875

кобальту, титану, алюмінію. При однаковій частці зварюваних сплавів в металі шва вміст легуючих не є зовсім середньоарифметичним. Більш помітне зростання вмісту вольфраму, кобальту, алюмінію при зниженні титану, молібдену, ніобію.

Хімічна мікронеоднорідність металу швів, яка спостерігається, відображає притаманну сплавам з дендритною кристалізацією ліквідацію, коли легуючі W, Re, Cr, Co концентруються по осях дендритів, Al, Ta, Nb – по міждендритним проміжкам.

Вказані зміни хімічного складу чинять суттєвий вплив як на мікроструктуру, так і фазовий склад металу шва (рис. 4). У всіх розглянутих варіантах метал шва має дрібнодендритну спрямовану структуру γ -матриці з дисперсними виділеннями γ' -фази та карбідів різної морфології та складу. Кількість γ' -фази, оцінена по алюмінієвому коефіцієнту, змінюється від 60...61 % – для швів з максимальним вмістом сплаву ЖС26 та 45...46 % – для складу ~50/50 і до 22...25 % – для швів з максимальним вмістом сплаву ЕИ698.

Незважаючи на те, що метал шва по своєму хімічному складу відрізнявся від вихідного сплаву, при симетричній кристалографічній орієнтації зразка сплаву ЖС26 біля лінії сплавлення, має місце її чітке наслідування (рис. 4). Тільки в місцях зміни геометрії контуру сплавлення або ж при наявності хімічної неоднорідності основного металу формуються блоки дендритів або зерна іншої відмінної від вихідної кристалографічної орієнтації. Біля лінії сплавлення з ЕИ698 формується зорієнтована по напрямку максимального тепловідводу зеренна структура з дрібнодендритним наповненням (рис. 5). Мікроструктура металу швів

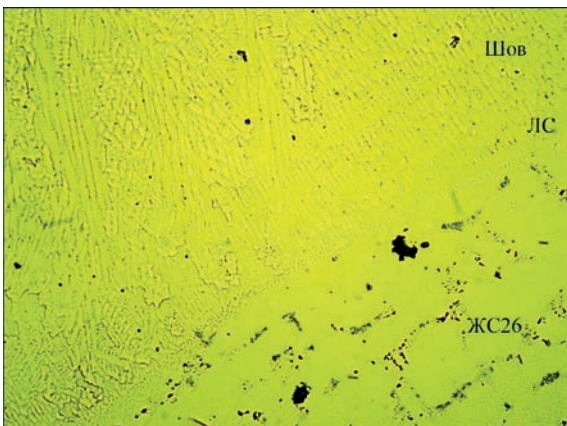


Рис. 4. Мікроструктура ($\times 200$) перехідної зони ділянки металу зварного з'єднання сплаву ЖС26 з ЕИ698 в області сплавлення з ЖС26

відповідає хімічному складу високолегованих нікелевих сплавів (рис. 6), де блоки дендритів однієї кристалографічної орієнтації окреслені вторинними границями зерен. У всіх розглянутих варіантах структура металу шва в поперечному напрямку відрізняється помітною неоднорідністю. Зі сторони сплаву ЕИ698 структура характеризується наявністю кристалів, які формуються по окремих зернах чи сукупності зерен близької орієнтації основного металу (див. рис. 5), а з боку сплаву ЖС26 – спершу спостерігається ділянка шириною від 0,2 до 1,0 мм, яка епітаксialно наслідує вихідну кристалографічну орієнтацію монокристалу (рис. 4) і тільки на деякій відстані формуються зерна. Біля осі шва, де стикуються фронти кристалізації від сплаву ЖС26 та ЕИ698 не формується звичайна, так звана прямолінійна лінія слабкості, тому що завдяки непрямолінійності окреслень дендритів, зерна мов би входять в зачеплення одне

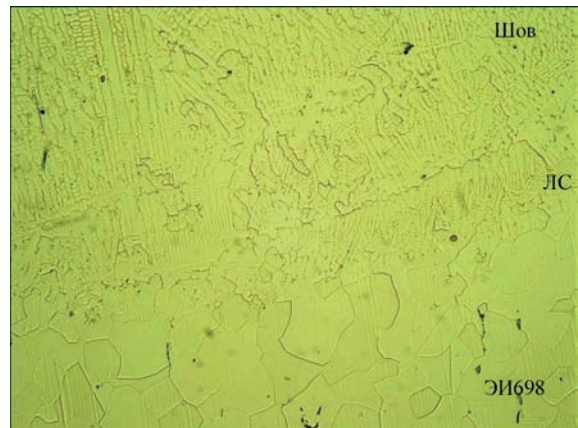


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) металу зварного з'єднання ЖС26 з ЕИ698 в області зони сплавлення з ЕИ698



Рис. 6. Мікроструктура ($\times 200$) осьової зони металу шва зварного з'єднання сплаву ЖС26ВИ з ЕИ698ВД

з іншим (див. рис. 6). Вочевидь, тому ні в одному з експериментів не спостерігалось утворення вісьових тріщин.

Добре відомо, що основним недоліком високолегованих ЖНС, який стримує їх подальші розвиток та широке впровадження в промисловому виробництві, є підвищена схильність до утворення гарячих тріщин при зварюванні плавленням. Особливо ця схильність проявляється в сплавах з підвищеною жароміцністю, яка досягається головним чином за рахунок збільшення та ускладнення легування сплавів. Більшість авторів [4, 10, 15] пов'язують цю схильність з наявністю двох температурних інтервалів крихкості (провалу пластичності), в яких і формуються тріщини. Найбільш критичними є поперечні гарячі тріщини, які формуються в інтервалі крихкості $(0,6 \dots 0,8 T_s)$, в якому метал шва характеризується невеликим запасом пластичності при високих $\sim (0,8 \dots 0,9) \sigma_{0,2}$ зварювальних напруженнях. Сплави ЕИ698 та ЖС26 в однорідному сполученні при зварюванні плавленням також відзначаються схильністю до утворення тріщин в металі шва. В зварних з'єднаннях сплаву ЕИ698 інколи, в зоні термічного впливу, спостерігаються так звані підваликові тріщини. Сплав ЖС26 більш схильний до утворення в швах поперечних тріщин. Причому виникнення останніх пов'язують, в основному, з виникненням великокутових границь зерен.

Вочевидь, що ці фактори проявляють себе і при зварюванні вказаних сплавів в різноименному сполученні.

При розгляді зварних з'єднань сплаву ЕИ698 з ЖС26, виконаних на рекомендованих режимах, тріщини в зоні термічного впливу ЕИ698 не були виявлені (рис. 7). Позитивну роль при цьому відіграють геометрія та невеликий об'єм металу шва. Поперечні тріщини були виявлені тільки в швах з максимальним вмістом компонентів сплаву ЖС26. Тріщини мають міждендритний характер, точніше проходять по міждендритним границям зерен. Їх формування можна пояснити наближенням хімічного складу шва майже впритул до сплаву ЖС26, наявністю великокутових границь зерен, особливо останнє проявляється при кристалографічній орієнтації з'єднуючого монокристалу, далекий від високої симетрії. Та все ж такі з'єднання мають меншу в порівнянні з однорідним з'єднанням сплаву ЖС26 схильність до утворення тріщин. Вочевидь, метал шва має кращу пластичність завдяки більшій чистоті, по домішкам впровадження сплаву ЕИ698 та меншим вмістом γ' -утворюючих елементів.

Руйнування зварних з'єднань при випробуванні зразків на розтяг в температурному інтервалі $20 \dots 500^\circ\text{C}$ (табл. 4, 5) проходило по основному металу сплаву ЖС26. При підвищенні темпера-

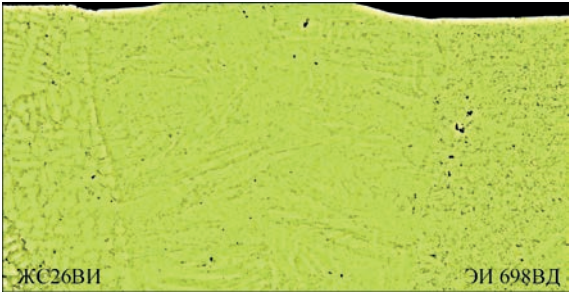


Рис. 7. Зварне з'єднання сплаву ЖС26ВИ з ЭИ698ВД (максимальний вміст компонентів сплаву ЭИ698) ($\times 50$)

Таблиця 4. Механічні властивості зварних з'єднань ЭИ698ВД з ЖС26ВИ (орієнтації [001])

$T_{\text{вип}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\Psi, \%$	Місце руйнування
20	980	860	10	ЖС26 ОМ*
500	1100	840	16	ЖС26 ОМ
650	1020	720	16	ЭИ698 ОМ
750	890	680	18	ЭИ698 ОМ
1000	269	200	18	ЭИ698 ЗС**

* – основний метал; ** – зона сплавлення.

Таблиця 5. Механічні властивості зварних з'єднань різноименних ЖНС ЭИ698ВД з ЖС26ВИ (орієнтації [011])

$T_{\text{вип}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\Psi, \%$	Місце руйнування
20	900	800	6	ЖС26 ОМ*
500	950	810	8	ЖС26 ОМ
650	980	830	10	ЖС26 ОМ
750	890	680	18	ЭИ698 ОМ
1000	260	200	18	ЭИ698 ЗС**

* – основний метал; ** – зона сплавлення.

тури до 1000°C місце руйнування зміщується від основного металу ЖС26 до ЭИ698. Така особливість може бути пояснена різним вмістом γ' -фази в компонентах зварного з'єднання – в ЖС26 $\sim 61\%$, в шві $\sim$ від 60 до 25 % в залежності від схеми зварювання, в ЭИ698 $\sim 22 \dots 20\%$. Виходячи з отриманих результатів та зважаючи на необхідність зменшення хімічної неоднорідності зварного з'єднання, зварювання слід виконувати з переважним оплавленням сплаву ЭИ698 або з застосуванням технологічних вставок. Місце руйнування зварного з'єднання в певній мірі залежить також від кристалографічної орієнтації сплаву ЖС26, що пов'язано з анізотропією властивостей монокристалів.

Таким чином, виконані дослідження показують можливість і шляхи отримання бездефектних зварних з'єднань різноименних ЖНС з механічними властивостями на рівні одного зі зварюваних матеріалів.

Висновки

1. Показана можливість отримання бездефектних зварних з'єднань ЖНС в різноименному сполученні, в тому числі монокристалічних сплавів з полікристалічними стосовно актуальної задачі створення суцільнозварних роторних конструкцій та складених комбінованих зварних лопаток ГТД та ГТУ.

2. Розроблені та відпрацьовані схеми, режими електронно-променевого зварювання різнойменних ЖНС, які дозволили отримати зварні з'єднання без тріщин з механічними властивостями на рівні основного металу. При випробуванні на розтяг в інтервалі температур 20...650 °C руйнування зварних з'єднань сплаву ЭИ698 з ЖС26 проходить по основному металу сплаву ЖС26, а в інтервалі температур 700...1000 °C – по сплаву ЭИ698, або по зоні сплавлення шва з ЭИ698.

3. При зварюванні сплаву ЭИ698 з ЖС26 електронним променем зменшується схильність до утворення тріщин в порівнянні зі швами, виконаними у однойменному сполученні, внаслідок підвищення релаксаційної здатності металу шва та з'єднання в цілому за рахунок керованого зменшення вмісту γ' -утворюючих елементів (Al, Ti).

4. Підвищення якості та властивостей різнойменних різноструктурних з'єднань ЖНС досягається при зварюванні:

- електронно-променевим способом з регульованим асиметричним скануванням променю;
- з використанням технологічної вставки;
- з керованим зменшенням вмісту γ' -утворюючих елементів.

Асиметричність та амплітуда сканування променю, як і розміри вставки, визначаються в основному конструкцією з'єднання та необхідністю забезпечення певного хімічного складу шва та його геометрії.

5. Зварні шви сплаву ЭИ698 з ЖС26 характеризуються дрібнодендритною спрямованою структурою з дисперсними виділеннями γ' -фази, карбідів і карбоборидів різної морфології та хімічного складу. Управління хімічним складом та вмістом γ' -фази швів дозволяє за рахунок технологічної схеми та параметрів процесу електронно-променевого зварювання отримувати шви з вмістом зміцнюючої фази від 60...62 до 22...25 %.

6. Отримані результати дослідження зварювання різнойменних та різноструктурних жароміцних деформованих та ливарних монокристалічних сплавів можуть слугувати основою при розробці промислової технології створення суцільнозварних роторних та статорних вузлів та окремих деталей гарячого тракту ГТД та ГТУ.

Список літератури

1. Братухин А.Г. (2001) *Современные авиационные материалы, технологические и функциональные особенности*. Москва, АвиаТехИнформ XXI век.
2. Симс Ч., Столлов Н., Хагель В. (1995) *Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок*. Р.Е. Шалин (ред.). Москва, Металлургия.
3. Строганов Г.Б., Чепкин В.М. (2000) *Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин*. Москва, ОНТИ МАТИ.
4. Морочко В.П., Сорокин Л.И., Зыбко Н.Ю. (1980) Классификация жаропрочных никелевых сплавов по свариваемости при ЭЛС. *Автоматическая сварка*, 12, 42–44.

5. Сорокин Л.И. (2003) Оценка сопротивления образованию трещин при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). *Сварочное производство*, 7, 11–18.
6. XF9-1, the world's best standards fighter engine, has been completed. *Japan's Military Technology*, Interview with the Developer (Part 1/2). BLOGOS (in Japanese). Retrieved 31 August 2019.
7. Копелев С.З., Галкин М.Н., Харин А.А., Шевченко И.В. (1993) *Тепловые и гидравлические характеристики охлаждаемых лопаток газовых турбин*. Москва, Машиностроение.
8. Базилева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.О. (2012) Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы. В сб. *Авиационные материалы и технологии*. Москва, ВИАМ, сс. 57–60.
9. Каблов Е.Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)*. Москва, МИСИС.
10. Сорокин Л.И. (1999) Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов. *Сварочное производство*, 2, 11–17.
11. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Карасевская О.П. и др. (2008) Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов. *Автоматическая сварка*, 2, 10–19.
12. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Карасевская О.П. и др. (2006) Структурные изменения в процессе сварки монокристаллов никелевых суперсплавов при кристаллографически асимметричном расположении сварочной ванны. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 28, 11, 1509–1527.
13. Бычков В.М., Селиванов А.С., Медведев А.Ю. и др. (2012) Исследование свариваемости жаропрочного никелевого сплава ЭП742 методом линейной сварки трением. *Вестник УГАТУ*, 16, 7, 52, 112–116.
14. Wiednig C. (2014) Dissimilar Electron Beam Welding of Nickel base Alloy 625 and 9 % Cr Steel. *Procedia Engineering*, 86, 184–194. <https://core.ac.uk/download/pdf/82415005.pdf>
15. Lippold, J.C., Cotecki, D.J. (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley interscience A J. Wiley@sons inc. Publication.

References

1. Bratukhin, A.G. (2001) *Modern aviation materials, technological and functional peculiarities*. Moscow, AviaTekhInform 21st century [in Russian].
2. Sims, C., Stollor, N., Hagel, W. (1995) *Superalloys II. Heat-resistant materials for aerospace and industrial power plants*. Ed. by R.E. Shalin. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Stroganov, G.B., Chepkin, V.M. (2000) *Cast heat-resistant alloys for gas turbines*. Moscow, MATI [in Russian].
4. Morochko, V.P., Sorokin, L.I., Zybko, N.Yu. (1980) Weldability classification of high-temperature nickel alloys in EBM. *Avtomatich. Svarka*, 12, 42–44 [in Russian].
5. Sorokin, L.I. (2003) Evaluation of cracking resistance in welding and heat treatment of high-temperature nickel alloys (Review). *Svarochn. Proizvodstvo*, 7, 11–18 [in Russian].
6. XF9-1, the world's best standards fighter engine, has been completed. *Japan's Military Technology*, Interview with the Developer (Pt. 1/2). BLOGOS (in Japanese). Retrieved 31 August 2019.
7. Kopelev, S.Z., Galkin, M.N., Kharin, A.A., Shevchenko, I.V. (1993) *Thermal and hydraulic characteristics of cooled gas turbine blades*. Moscow, Mashinostroyeniye [in Russian].
8. Bazileva, O.A., Arginbaeva, E.G., Turenko, E.O. (2012) Heat-resistant cast intermetallic alloys. In: *Aviation Materials and Technologies*. Moscow, VIAM, 57–60 [in Russian].
9. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas-turbines engines (alloys, technology, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].

10. Sorokin, L.I. (1999) Stresses and cracks in welding and heat treatment of high-temperature nickel alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, 2, 11–17 [in Russian].
11. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Zvyagintseva, A.V. et al. (2008) Sensitivity to cracking and structural changes in EBW of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *The Paton Welding J.*, 2, 6–13.
12. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Karasevskaya, O.P. (2006) Structural changes during welding process of single crystals of nickel superalloys in crystallographically asymmetric location of welding pool. *Novejshie Tekhnologii*, 28(11), 1509–1527 [in Russian].
13. Bychkov, V.M., Selivanov, A.S., Medvedev, A.Yu. et al. (2012) Investigation of weldability of high-temperature nickel alloy EP742 by linear friction method. *Vestnik UGATU*, 16(7), 52, 112–116.
14. Wiednig C. (2014) Dissimilar electron beam welding of nickel base alloy 625 and 9 % Cr steel. *Procedia Engineering*, 86, 184–194. <https://core.ac.uk/download/pdf/82415005.pdf>
15. Lippold, J.C., Cotecki, D.J. (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley interscience. A J.Wiley@sons inc. Publ.

WELDING DISSIMILAR HIGH-STRENGTH NICKEL ALLOYS IN POLY- AND SINGLE-CRYSTAL COMBINATIONS

K.A. Yushchenko, B.O. Zaderii, I.S. Gakh, G.V. Zvyagintseva

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

The paper deals with an important question which arises at designing and improvement of the structures of gas turbine engines, in order to increase the operating parameters, cost characteristics and competitiveness – welding of dissimilar, multi-structural high-temperature materials. Weldability assessment by the criteria of strength and crack resistance was performed. The main questions, arising in welding high-temperature nickel alloys in dissimilar combinations: welding method, features of weld formation, chemical composition and structure, cracking susceptibility of welded joints and mechanical properties, are considered in the case of welding typical high-temperature materials widely used in aircraft engine building, namely EI698VD and ZhS26VI alloys with polycrystal and single-crystal structure, respectively. Methods to control the technological strength are established. Mechanical properties of welded joints produced in the temperature range of 20...1000 °C by different technology schemes, are determined. 15 Ref., 5 Tabl., 7 Fig.

Keywords: high-temperature nickel alloys, welding of dissimilar alloys, weld formation, chemical composition, single-crystal and polycrystal structure, crack resistance, properties.

Надійшла до редакції 19.04.2021

XX МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2021

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ












16 - 19
листопада



ОРГАНІЗАТОР:

Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер:



Ексклюзивний медіа партнер:

ЖУРНАЛ ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА

Технічний партнер:





Міжнародний виставковий центр
Україна, 02002, Київ
Броварський пр-т, 15
М "Лівобережна"

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.мвц.укр
www.tech-expo.com.ua

МОДЕЛЮВАННЯ ВПЛИВУ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ НА СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ЗВАРЕНИХ ПІД ВОДОЮ З'ЄДНАНЬ*

С.Ю. Максимов, О.М. Берднікова, О.О. Прилипко, Т.О. Алексєнко, Є.В. Половецький, А.А.Радзівєвська

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

В розробленому комп'ютерному додатку Proj5.exe реалізовано ідею послідовного обчислення величин, де значення величини зварювального струму/напруги і струму/напруги в індукторі зовнішнього електромагнітного впливу підбирається дослідником. Це дозволяє підвищити ефективність досліджень з мінімальною кількістю експериментів під водою. З використанням отриманих параметрів зовнішнього електромагнітного поля виконані наплавлення під водою порошковим дротом ППС-АН1 на пластину із низьколегованої сталі 09Г2С. Дослідженнями встановлено, що використання зовнішнього електромагнітного впливу сприяє подрібненню зеренної структури наплавленого металу та зменшенню частки неметалевих включень при помітному їх диспергуванні. Крім того, в металі зони термічного впливу зменшуються параметри пакетної структури бейніту, спостерігається більш рівномірний рівень мікротвердості при подрібненні субструктури. Зовнішнє електромагнітне поле значно впливає на дислокаційну структуру металу, сприяє рівномірному та безградієнтному її розподілу, що обумовлює рівномірний рівень дислокаційного зміцнення у локальних об'ємах структури та зниження рівня локальних внутрішніх напружень. Бібліогр. 11, рис. 7.

Ключові слова: зварювання під водою, зварні з'єднання, низьколегована сталь, зовнішній електромагнітний вплив, мікроструктура, мікротвердість, бейніт нижній та верхній, дислокації, локальні внутрішні напруження

Вимоги до якості і надійності зварних з'єднань, виконаних і працюючих під водою, постійно зростають. Фізико-хімічні та металургійні процеси при зварюванні під водою протікають в важких, екстремальних умовах, які обумовлюють складність проблем отримання якісних з'єднань. Це пов'язано з інтенсивним тепловідведенням, значним насиченням розплавленого металу воднем, підвищеним тиском навколишнього середовища. Для інтенсифікації процесів його дегазації, зниження вмісту водню, подрібнення структури, підвищення значень показників міцності і пластичності швів пропонується використовувати зовнішній електромагнітний вплив (ЗЕВ) на розплав зварювальної ванни. Максимальне підвищення технологічних і фізико-хімічних властивостей зварних з'єднань досягається в певному діапазоні параметрів електромагнітного впливу, який залежить від типу основного металу і умов зварювання.

Відомо позитивний вплив магнітного поля на властивості і структуру з'єднань при зварюванні конструкційних сталей. Метод електромагнітного перемішування при кристалізації зварювальної ванни використовувався для створення керованого режиму процесу впливу на різних етапах, на стадії, коли йде надходження тепла, і на стадії, коли відсутнє його надходження в ванну.

Інтенсивний термодетформаційний вплив на метал, високі температури нагріву, нерівноважні умови кристалізації металу шва, високо- і низькотемпературна пластична деформація, значна хімічна неоднорідність металу впливають на перерозподіл дефектів кристалічної будови у шві та зоні термічного впливу (ЗТВ) зварного з'єднання [1, 2]. Численними дослідженнями встановлено, що застосування будь-якого перемішування на етапі кристалізації (механічне низькочастотне, вібрація, ультразвукова обробка розплаву і т.п.) істотно впливає на формування первинної структури, у тому числі і при дуговому зварюванні. Однак з позиції техніки здійснення процесу перемішування електромагнітний вплив має безперечну перевагу в порівнянні з іншими.

При використанні ЗЕВ істотно знижується різниця в температурах на осі зварювальної ванни і на її бічних краях, відбувається зниження градієнта температур між центральними і периферійними частинами. Внаслідок вирівнювання середніх температур осевих і периферійних зон зварювальної ванни створюються умови для кристалізації при мінімальних температурних градієнтах ванни.

Дислокації – це дефекти кристалічної будови, що викликають порушення правильного розташування атомів. Вони виникають при зростанні кри-

* Друкується за матеріалами доповіді на міжнародній конференції «Сучасні технології з'єднання матеріалів», ІЕЗ ім. С.О. Патона, Київ, 31 травня – 02 червня 2021 р.

Максимов С.Ю. – <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>, Берднікова О.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, Алексєнко Т.О. – <https://orcid.org/0000-0001-8492-753X>, Половецький Є.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8113-0434>
© С.Ю. Максимов, О.М. Берднікова, О.О. Прилипко, Т.О. Алексєнко, Є.В. Половецький, А.А.Радзівєвська, 2021

сталу і термодинамічно нерівноважні. Причинами утворення дислокацій можуть бути також концентрація вакансій, скупчення домішок, дія високих напружень. Процес перетворення скупчення точкових дефектів у лінійні йде зі зменшенням вільної енергії кристалів. Зазвичай дефект ґратки збільшує внутрішню енергію і ентропію кристалу [3]. Крім того, дислокаційна структура стає нестійкою при накладенні імпульсного магнітного поля. Це призводить до прискорення руху дислокацій. Виникаючи точкові дефекти вступають у взаємодію з дислокаціями, які викликають їх перерозподіл, і це може призвести до зниження внутрішніх напружень і взаємної анігіляції дислокацій.

Як раніше зазначалося, імпульсна обробка призводить до подрібнення структури, перерозподілу дислокацій, розчиненню надлишкових фаз, гомогенному розподілу домішкових атомів у металі. Все це не може не позначитися на механічних властивостях металу [4, 5].

Ефективність цієї взаємодії визначається густиною струму у зварювальній ванні, де на процес взаємодії магнітного і електричного полів значний вплив чинять фізичні властивості водного середовища. Для його уточнення потрібно визначати характер розподілу ліній електричного струму в зварювальній ванні з урахуванням умов зварювання під водою. На основі цього стає можливим визначення оптимальних параметрів ЗЕВ [6–8].

Моделювання технологічних параметрів зварювання. У розробленому комп'ютерному додатку Proj5.exe реалізовано ідею послідовного обчислення величин, де значення величини зварювального струму/напруги і струму/напруги в індукторі зовнішнього електромагнітного впливу підбирається самим дослідником.

Весь процес обчислень, у ході якого реалізується алгоритм, представлений сімома модулями, кожному з яких відповідає своя екранна форма, де операції виконуються у послідовності, що відповідає номерам.

У першому з модулів здійснюється введення даних та початкова їх обробка. Далі у модулі 2 реалізується обчислення напруженості поля і густини постійного зварювального струму. У модулі 3 виконується обчислення у всіх складових дугового зварювання вихрових струмів і струмів намагніченості, створених індуктором. У модулі 4 обчислюється індукція магнітного поля, створеного індуктором. У модулі 5 проходить обчислення вихрових струмів, струмів намагніченості і зарядів для синусоїдального зварювального струму. В останньому модулі 6 виконується обчислення напруженості поля і густини зварювального струму. Екранна форма для модуля 6 після виконання перших 6 передбачених дій представлена на рис. 1.

Мікроструктура. В результаті практичного експерименту наплавленням порошковим дротом ППС-АН1 на пластину із низьколегованої сталі 09Г2С товщиною 12 мм було отримано шви без застосування та із застосуванням ЗЕВ на режимах зварювання: струм $I = 180...200$ А, напруга на дузі $U = 30...31$ В, швидкість зварювання $v = 2,2$ мм/с (8 м/год).

Дослідження мікроструктури проводили методами світлової (мікроскопи Neophot-32 і Versamet-2, Японія) та растрової електронної мікроскопії (скануючий електронний мікроскоп SEM-515 фірми Philips, Нідерланди). Мікротвердість металу вимірювали на твердомірі М-400 (фірми Лесо, США) при навантаженні 0,1 кг. Було досліджено структурно-фазовий склад, параметри зернової та пакетної структури основного ме-

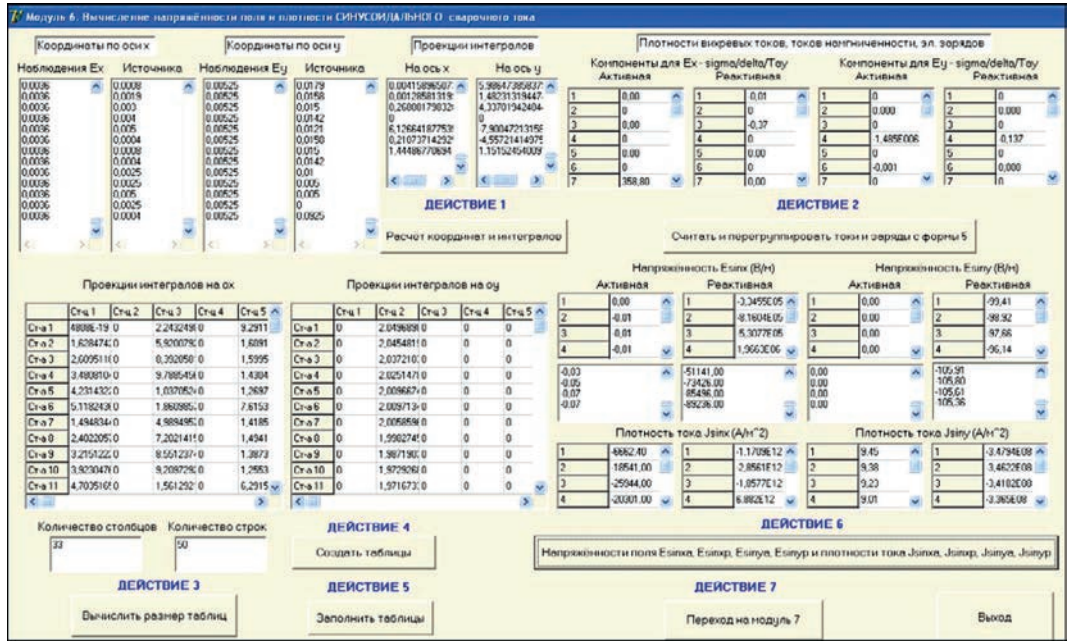


Рис. 1. Екранний вигляд останнього модуля розрахунку параметрів зовнішнього електромагнітного поля

талу та пакетної структури металу ЗТВ (D), швів ($l_{\text{кр}} \times h_{\text{кр}}$, де $h_{\text{кр}}$ – ширина; $l_{\text{кр}}$ – довжина кристалітів), розмір неметалевих включень (НВ). Досліджували зварні шви та ділянки ЗТВ: перегріву (великого зерна – I ЗТВ), перекристалізації (II), неповної перекристалізації (III), рекристалізації (IV ЗТВ). Дослідження структури та мікротвердості металу зварних з'єднань було проведено у декількох зонах («А», «В»), що зображені на рис. 2, а.

Металографічними дослідженнями показано, що структура основного металу сталі 09Г2С феритно-перлітна ($D_3 = 5 \dots 10$ мкм, $HV = 1650 \dots 1990$ МПа (рис. 2, б)).

Структура наплавленого металу зразків, що отримали без застосування та із застосуванням ЗЕВ, феритна з розміром кристалітів $l_{\text{кр}} \times h_{\text{кр}} = 50 \dots 150 \times 200 \dots 800$ мкм та $30 \dots 80 \times 100 \dots 500$ мкм, відповідно, при однаковій мікротвердості ($HV = 1700 \dots 1870$ МПа). Наплавленому металу зразків в обох випадках притаманно формування НВ силікатного типу різних розмірів. У металі шва без застосування ЗЕВ – це великі НВ переважно розміром $10 \dots 60$ мкм (рис. 3, а). При застосуванні ЗЕВ кількість НВ та їх розмір помітно зменшуються (переважно $1 \dots 3$ мкм та одиничні до 10 мкм), рис. 3, б).

Встановлено, що ЗЕВ сприяє подрібненню зеренної структури наплавленого металу та зменшенню частки НВ при помітному їх диспергуванні, що буде забезпечувати високий рівень механічних властивостей металу.

Дослідженнями мікроструктури ЗТВ зразків показано, що у I; II та III ЗТВ формується бейнітна структура (нижній та верхній бейніт, рис. 4), а у IV ЗТВ феритно-бейнітна.

Без застосування ЗЕВ у зоні «А» розмір пакетів складає: $D_{\text{п}} = 10 \dots 40$ мкм при $HV = 3220 \dots 3830$ МПа (I ЗТВ); $D_{\text{п}} = 10 \dots 20$ мкм при $HV = 3660 \dots 4010$ МПа (II ЗТВ); $D_{\text{п}} = 8 \dots 14$ мкм при $HV = 3220 \dots 3660$ МПа (III ЗТВ) та $D_{\text{п}} = 5 \dots 8$ мкм при $HV = 2210 \dots 2850$ МПа (IV ЗТВ) (рис. 5, а). При переході у корінь шва в зоні «В» з боку I ЗТВ спостерігається укрупнення пакетної структури до $D_{\text{п}} = 30 \dots 80$ мкм при зменшенні мікротвердості ($HV = 3220 \dots 3660$ МПа) (рис. 5, б). Такі градієнти по структурним параметрам можуть сприяти появі градієнтів властивостей міцності металу.

Дослідженнями зразків, що отримали із застосуванням ЗЕВ, встановлено, що параметри пакетної структури металу I – III ЗТВ зменшуються: $D_{\text{п}} = 10 \dots 30$ мкм при $HV = 3360 \dots 3830$ МПа (I ЗТВ); $D_{\text{п}} = 10 \dots 15$ мкм

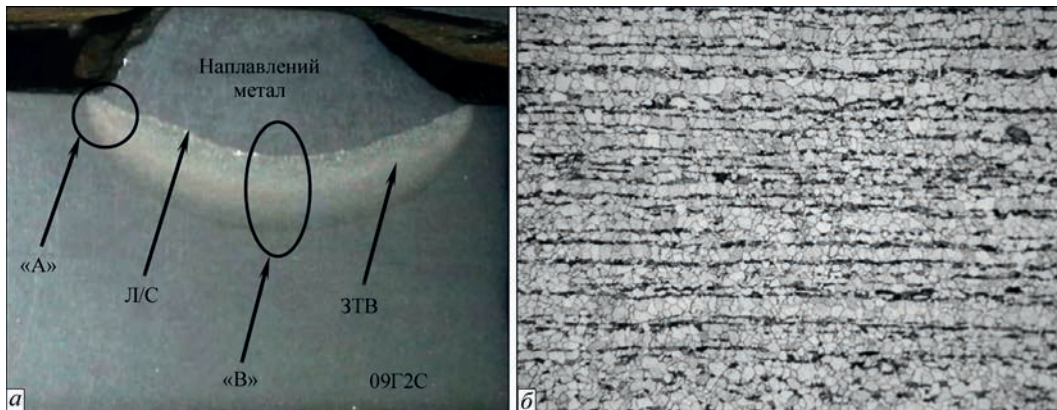


Рис. 2. Макроструктура зварного з'єднання (а) та мікроструктура основного металу сталі 09Г2С (б, $\times 250$)

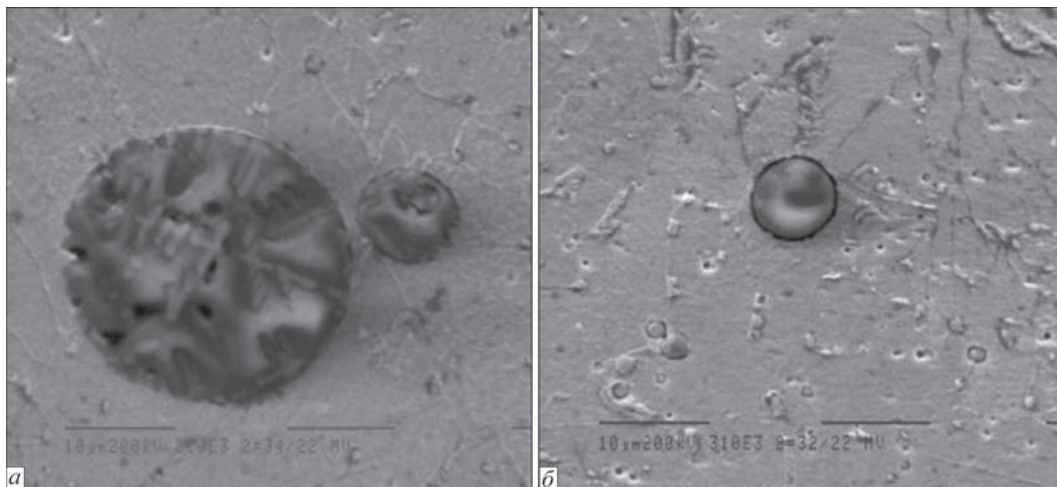


Рис. 3. Неметалеві включення у наплавленому металі зразків, що отримані без застосування (а) та з застосуванням ЗЕВ (б), $\times 3100$

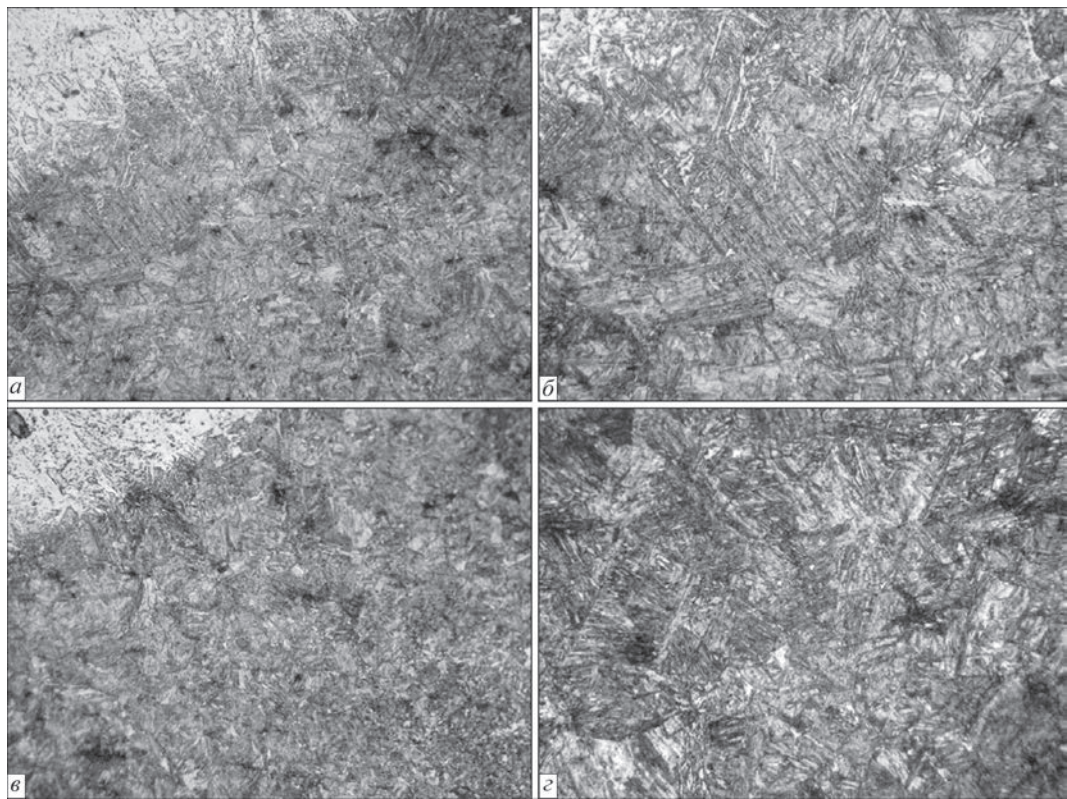


Рис. 4. Мікроструктура лінії сплавлення (а, в, $\times 250$) та I ділянки ЗТВ (б, г, $\times 500$) зразків, що отримані без застосування (а, б) та із застосуванням ЗЕВ (в, г)

при $HV = 3360 \dots 3510$ МПа (II ЗТВ); $D_n = 8 \dots 12$ мкм при $HV = 3220 \dots 3510$ МПа (III ЗТВ), спостерігається деяке зниження мікротвердості (рис. 5, в). При переході у корінь шва (зона «В») з боку I ЗТВ знижується мікротвердість, структура укрупнюється, але не так помітно, як у разі зварювання без ЗЕВ (рис. 5, г).

Зіставленням параметрів структурно-фазового складу досліджуваних зразків встановлено, що у наплавленому металі без застосування ЗЕВ великокристалічна феритна структура при наявності значної кількості НВ переважно великого розміру, у металі ЗТВ спостерігаються найбільші градієнти за мікротвердістю та роз-

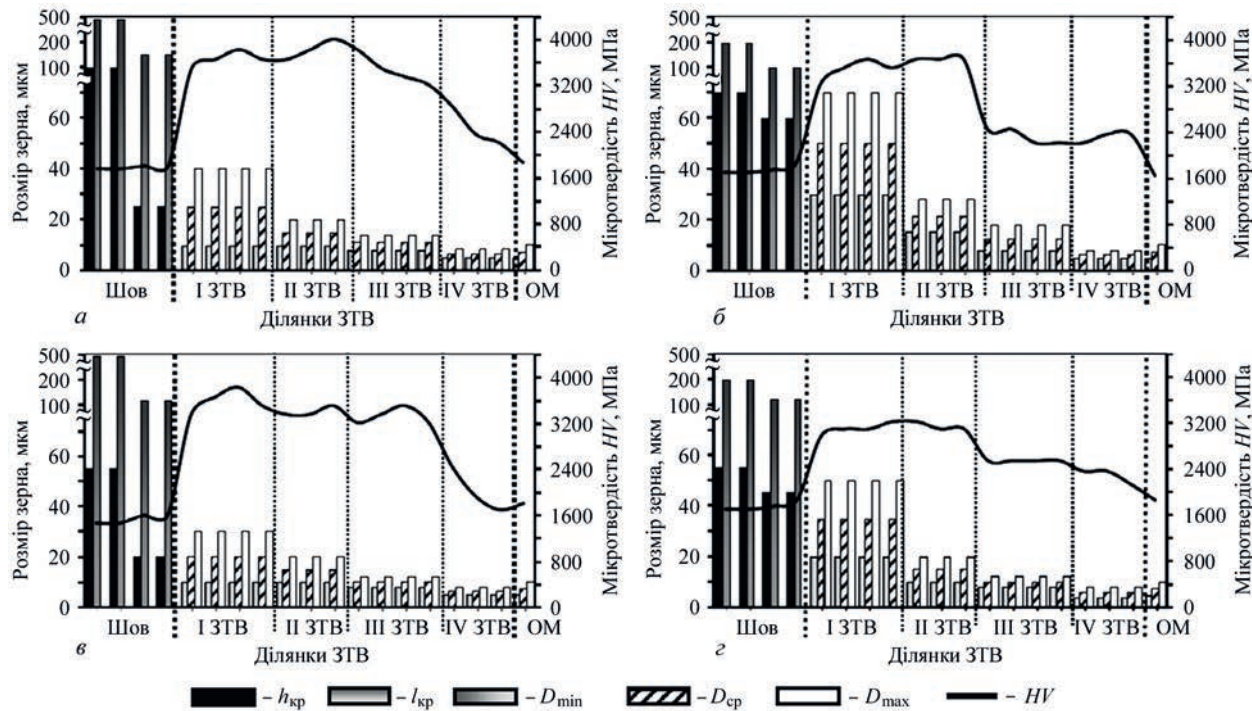


Рис. 5. Зміна параметрів зернової структури – кристалітів ($h_{кр}$ – ширина; $l_{кр}$ – довжина), пакетів (D), мікротвердості (HV) у металі швів та ЗТВ зразків, що отримані без застосування (а, б) та з застосуванням ЗЕВ (в, г) по зонах «А» (а, в) та «В» (б, г)

мірами пакетної структури бейнітних складових (рис. 5, а, б).

При застосуванні ЗЕВ у металі швів та ЗТВ спостерігається більш рівномірний рівень мікротвердості при подрібненні структури (рис. 5, в, г) та відсутності великих НВ у наплавленому металі, що буде забезпечувати більш рівномірний рівень міцності металу.

Дислокаційна структура. Методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ, мікроскоп JEM-200CX фірми JEOL, Японія) було детально досліджено тонку структуру металу зразків з найбільшими структурними змінами – дислокаційну структуру металу ділянки перегріву (І ЗТВ). Дослідженнями встановлено, що в металі зразка, отриманого без застосування ЗЕВ, грубопластинчатій рейковій структурі (ширина рейок $h_p = 0,5 \dots 1,0$ мкм) бейніту верхньому (B_v) притаманно формування градієнтів по густині дислокацій (ρ) від $\rho = (2 \dots 4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\rho = (8 \dots 10) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ по границях структурних складових (рис. 6, а).

Застосування ЗЕВ призводить до помітних змін у внутрішній структурі пакетів B_v , а саме до

рівномірного перерозподілу дислокацій при зменшенні їх густини до $\rho = (1,8 \dots 3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ та подрібненні рейкової структури ($h_p = 0,2 \dots 0,8$ мкм) (рис. 6, б).

Структура бейніту нижнього (B_n) у металі ЗТВ досліджуваних зразків більш дисперсна ($h_p = 0,1 \dots 0,4$ мкм, рис. 6, в), розподіл густини дислокацій носить безградієнтний характер при $\rho = (1 \dots 4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (без ЗЕВ) та $\rho = (1 \dots 3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (із ЗЕВ).

В результаті встановлено, що застосування ЗЕВ значно впливає на дислокаційну структуру металу, сприяє рівномірному та безградієнтному її розподілу [9]. У більш значній мірі такі структурні зміни характерні для структур B_v . У разі формування грубопластинчатих структур B_v з дислокаційними скупченнями (без ЗЕВ), високою густиною дислокацій, зонами локалізації деформації збільшується рівень локальних внутрішніх напружень у структурі, що може призводити до тріщиноутворення (рис. 7).

Враховуючи той факт, що практично всі механізми структурного зміцнення металу обумовлені між-дислокаційною взаємодією: у разі твердорозчинного

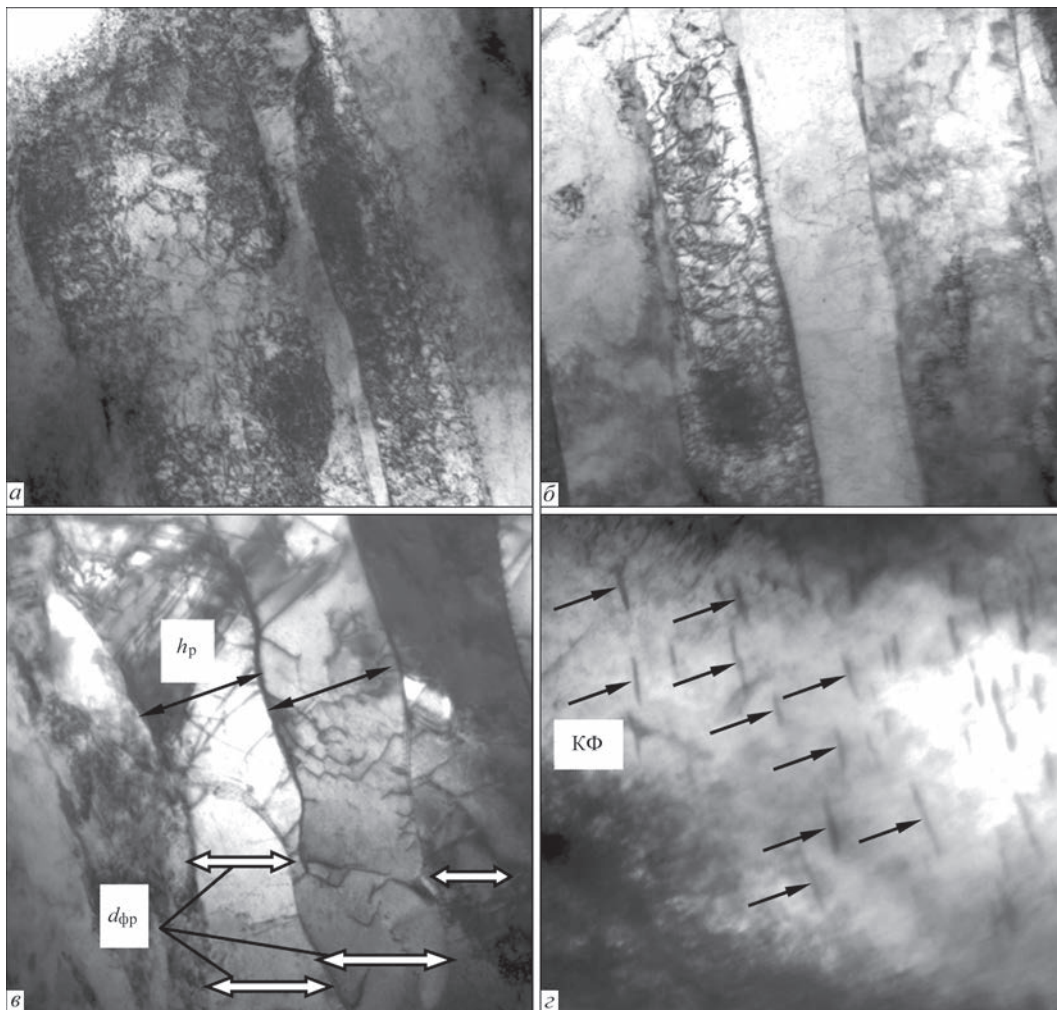


Рис. 6. Тонка структура бейніту верхнього (а, б, $\times 35000$) та нижнього (в, г, $\times 52000$) в ділянці перегріву ЗТВ зварних з'єднань при зварюванні під водою: а – без застосування ЗЕВ; б–г – при застосуванні ЗЕВ

зміцнення – це блокування дислокацій атмосферами з атомів домішок і легуючих елементів; у разі зернограничного та субструктурного зміцнення – розподілом дислокацій в об'ємах та по границях зерен; в разі дисперсійного зміцнення – перерозподілом дислокацій та їх щільністю в матриці металу, насиченою частинками дисперсних фаз, саме дислокаційна структура є одним з визначальних чинників, який обумовлює міцність та тріщиностійкість металу. Градієнтна за розмірами та густиною дислокацій рейкова структура B_v не буде забезпечувати рівномірний рівень міцності та тріщиностійкість металу.

В структурних складових B_v з градієнтами по густині дислокацій в об'ємі та по границям локальний рівень дислокаційного зміцнення ($\Delta\sigma_c$) змінюється від $\Delta\sigma_c = 100$ МПа до 300 МПа (режим без ЗЕВ). У разі застосування ЗЕВ градієнти по густині дислокацій відсутні, що обумовлює рівномірний рівень дислокаційного зміцнення ($\Delta\sigma_c = 136...175$ МПа) у локальних об'ємах структури [10].

Що стосується внутрішньої структури складової B_n , характерною особливістю при зварюванні під водою та застосуванні ЗЕВ є наявність фрагментованої субструктури розміром $d_{fr} = 0,1...0,3$ мкм та чіткими границями

(рис. 6, в). При цьому структура B_n характеризується наявністю наночастинок карбідних фаз (КФ), рівномірно розподілених по об'єму, розміром $10...20 \times 30...200$ нм, міжкарбідна відстань при цьому складає $10...70$ нм (рис. 6, з). Без застосування ЗЕВ розмір карбідних фаз складає $20...30 \times 50...250$ нм, при цьому відстань між частинками збільшується до $50...80$ нм. Такі зміни у процесах фазоутворення впливають на рівень субструктурного (за рахунок фрагментації) та дисперсійного зміцнення металу. Згідно залежностям Холла-Петча та Орована [11], рівень субструктурного ($\Delta\sigma_s$) та дисперсійного ($\Delta\sigma_{д.з.}$) зміцнення у структурі B_n складає $\Delta\sigma_s = 600$ МПа, $\Delta\sigma_{д.з.} = 628$ МПа та $\Delta\sigma_s = 750$ МПа, $\Delta\sigma_{д.з.} = 725$ МПа у металі зразків, що отримані без застосування та із застосуванням ЗЕВ, відповідно.

Таким чином, встановлено, що застосування ЗЕВ забезпечує подрібнення зеренної структури металу, рівномірний розподіл дислокацій у внутрішніх об'ємах бейнітної структури, відсутність зон локального дислокаційного зміцнення, підвищення субструктурного та дисперсійного зміцнення та зниження рівня локальних внутрішніх напружень.

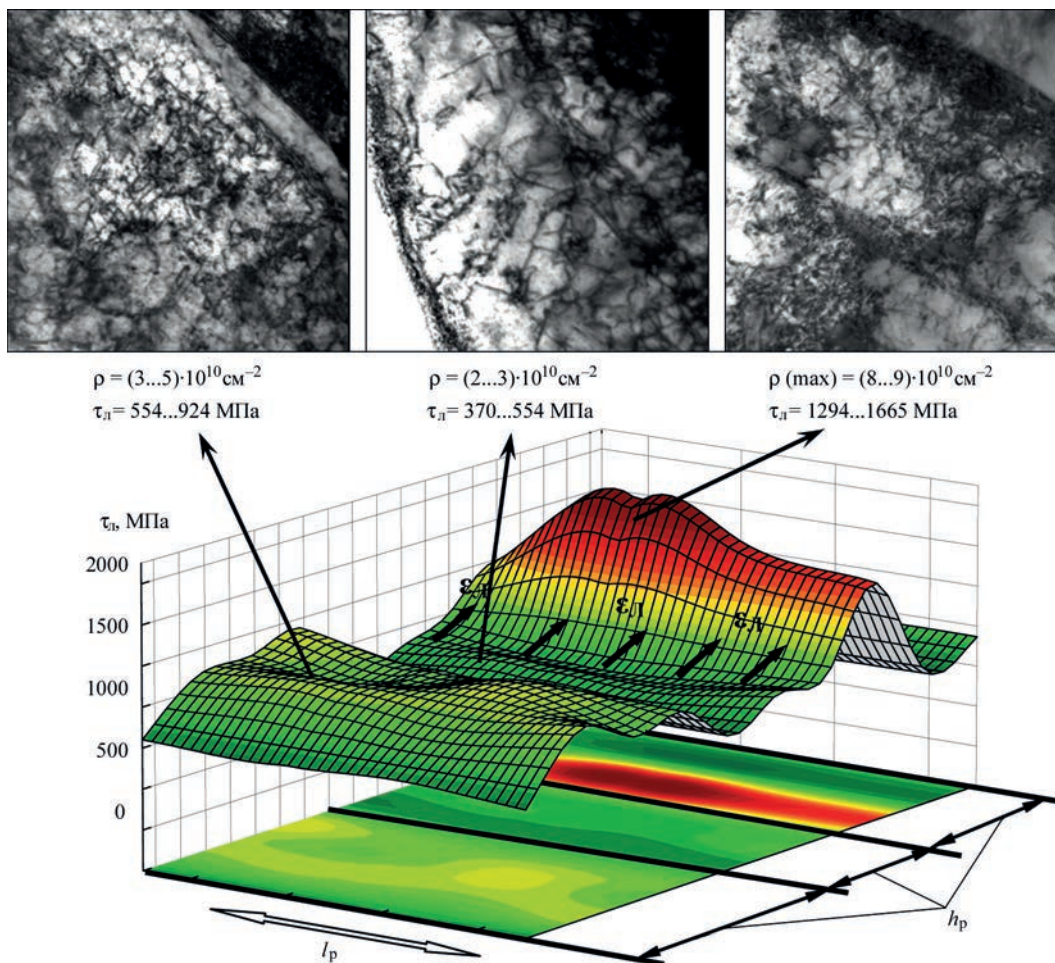


Рис. 7. Розподіл локальних внутрішніх напружень (τ_n) у градієнтних структурних складових бейніту верхнього (h_p – ширина, l_p – довжина рейок) із зонами локалізації деформації (ϵ_n) в металі ЗТВ зразка без застосування ЗЕВ та відповідні зображення дислокаційних структур ($\times 70000$)

Висновки

1. Математичне моделювання дозволило інтенсифікувати дослідницький процес зварювання під водою.

2. В розробленому комп'ютерному додатку Proj5.exe реалізовано ідею послідовного обчислення величин, де значення величини зварювального струму/напруги і струму/напруги в індукторі зовнішнього електромагнітного впливу підбирається дослідником.

3. При зварюванні під водою низьколегованої сталі 09Г2С без ЗЕВ та з його застосуванням наплавлений метал зварних швів має феритну структуру за наявності неметалевих включень. У ділянці перегріву (I ЗТВ), перекристалізації (II ЗТВ) та неповної перекристалізації (III ЗТВ) формується бейнітна структура, у ділянці рекристалізації (IV ЗТВ) – феритно-бейнітна.

4. Встановлено, що у наплавленому металі без застосування ЗЕВ у металі швів формується крупнокристалічна структура при наявності неметалевих включень переважно великого розміру. У металі ЗТВ спостерігаються найбільші градієнти за розмірами пакетної структури бейнітних складових та мікротвердості. При застосуванні ЗЕВ у металі швів та ЗТВ структура подрібнюється при рівномірному рівні мікротвердості та відсутності великих неметалевих включень у наплавленому металі.

5. Дослідженнями трансмісійної електронної мікроскопії показано, що у металі ЗТВ формується структура нижнього та верхнього бейніту. Застосування ЗЕВ призводить до змін внутрішньої структури пакетів бейніту верхнього та нижнього, впливає на дислокаційну структуру металу, сприяє рівномірному перерозподілу дислокацій у верхньому бейніті при зменшенні їх щільності та подрібненні рейкової структури, фрагментації нижнього бейніту. Структура бейніту нижнього у металі ЗТВ більш дисперсна, розподіл щільності дислокацій носить безградієнтний характер при наявності наночастинок карбідних фаз, рівномірно розподілених по об'єму. Такі структурні зміни забезпечують відсутність зон локального дислокаційного зміцнення, підвищення субструктурного та дисперсійного зміцнення та зниження рівня локальних внутрішніх напружень.

Список літератури

1. Рыжов Р.Н., Кузнецов В.Д., Прилипко Е.А. (2005) Методика расчета параметров управляющего электромагнитного воздействия при дуговой сварке конструкционных сталей. *Вестник НТТУ «КПИ»*, 45, 176–177.
2. Максимов С.Ю., Прилипко Е.А., Кожухарь В.И., Рыжов Р.Н. (2004) Применение внешних электромагнитных влияний для улучшения механических свойств швов при мокрой подводной сварке. *Автоматическая сварка*, 11, 20.
3. Косевич. Ф.М. (1978) *Дислокации в теории упругости*. Киев, Наукова думка.

4. Лариков Л.Н., Фальченко В.М. (1980) *Влияние высокоскоростного нагружения на массоперенос в железе. Влияние дефектов кристаллической структуры на диффузию и массоперенос при импульсном воздействии*. Киев, Ин-т металлофизики АН УССР, сс. 30–32.
5. Токий В.В., Зайцев В.И., Филатов Б.П. (1973) О механизме формирования упорядоченной дислокационной структуры металлов. *Укр. физ. журнал*, 7, 1178–1181
6. Тозони О.В. (1964) *Математические модели для расчета электрических и магнитных полей*. Киев, Наукова думка.
7. Тозони О.В., Маергойз И.Д. (1974) *Расчет трехмерных электромагнитных полей*. Киев, Техніка.
8. Петрушенко Е.И. (1966) Постановка задачи по расчету вихревых токов в телах произвольной формы. *Известия вузов. Электромеханика*, 11, 1181–1184.
9. Бердникова О.М., Максимов С.Ю., Прилипко О.О. та ін. (2021) Вплив зовнішнього електромагнетного поля на структуру зварних з'єднань під час зварювання під водою. *ФХММ*, 57, 1, 60–68.
10. Maksymov, S.Yu., Berdnikova, O.M., Prilipko, O.O. et al. (2021) Influence of external electromagnetic field on parameters and defects of crystal lattice of metal of welded joints during underwater welding. *The Paton Welding J.*, 1, 23–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.01.0>
11. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. (1986) *Металлофизика высокопрочных сплавов*. Москва, Металлургия.

References

1. Ryzhov, R.N., Kuznetsov, V.D., Prilipko, E.A. (2005) Procedure of calculation of control electromagnetic action parameters in arc welding of structural steels. *Vestnik NTU KPI*, 45, 176–177 [in Russian].
2. Maksymov, S.Yu., Prilipko, E.A., Kozhukhar, V.I., Ryzhov, R.N. (2004) Application of external electromagnetic actions for improvement of mechanical properties of welds in underwater wet welding. *The Paton Welding J.*, 11, 49–51.
3. Kosevich, F.M. (1978) *Dislocations in theory of elasticity*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Larikov, L.N., Falchenko, V.M. (1980) *Influence of high-speed loading on mass transfer in iron. Influence of crystal-line structure defects on diffusion and mass transfer at pulse action*. Kiev, IPM, 30–32 [in Russian].
5. Tokij, V.V., Zajtsev, V.I., Filatov, B.P. (1973) About mechanism of formation of ordered dislocation structure of metals. *Ukr. Fiz. Zh.*, 7, 1178–1181 [in Russian].
6. Tozoni, O.V. (1964) *Mathematical models for calculation of electric and magnetic fields*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Tozoni, O.V., Mayergojz, I.D. (1974) *Calculation of three-dimensional fields*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
8. Petrushenko, E.I. (1966) Problem definition on calculation of eddy currents in bodies of arbitrary shape. *Izv. Vuzov. Elektromekhanika*, 11, 1181–1184 [in Russian].
9. Berdnikova, O.M., Maksimov, S.Yu., Prilipko, O.O. et al. (2021) Influence of external electromagnetic field on welded joint structure during underwater welding. *FKhMM*, 57(1), 60–68.
10. Maksymov, S.Yu., Berdnikova, O.M., Prilipko, O.O. et al. (2021) Influence of external electromagnetic field on parameters and defects of crystal lattice of metal of welded joints during underwater welding. *The Paton Welding J.*, 1, 23–28. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2021.01.0>
11. Goldshtejn, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B.M. (1986) *Physics of metals of high-strength alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

MODELING THE EFFECT OF ELECTROMAGNETIC FIELD ON THE STRUCTURE FORMATION OF JOINTS WELDED UNDER WATER

S.Yu. Maksymov, O.M. Berdnikova, O.O. Prilipko, T.O. Alekseenko, E.V. Polovetsky, A.A. Radzievskaya

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 developed computer application Proj5.exe implements the idea of a sequential calculation of values, where the value of welding current/voltage and current/voltage in the inductor of external electromagnetic influence is selected by the researcher. This allows increasing the efficiency of research works with a minimum number of underwater experiments. Using the obtained parameters of the external electromagnetic field, underwater deposits were performed on a plate of low-alloy steel 09G2S using PPS-AN1 flux-cored wire. The studies showed that the use of external electromagnetic effect facilitates the refinement of the grain structure of the deposited metal and reduction in the share of non-metallic inclusions at their noticeable dispersion. In addition, in the metal of the heat-affected-zone, the parameters of a package structure of bainite decrease and a more uniform level of microhardness during refinement of the substructure is observed. The external electromagnetic field significantly affects the dislocation structure of the metal, contributes to its uniform and gradient-free distribution, which causes a uniform level of dislocation hardening in the local volumes of the structure and a decrease in the level of local inner stresses. 11 Ref., 7 Fig.

Keywords: underwater welding, welded joints, low-alloy steel, external electromagnetic influence, microstructure, microhardness, lower and upper bainite, dislocations, local inner stresses

Надійшла до редакції
14.04.2021

Національна академія наук України
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
Українське товариство неруйнівного контролю та технічної діагностики
Міжнародна Асоціація «Зварювання»

II МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ

6–10 вересня 2021

Одеса, Аркадія, готель «Аркадія»

Генеральний спонсор
ПрАТ «УкрНДІНК»



Офіційний спонсор
ТОВ «НВФ «Діагностичні
прилади»



ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ

Міжнародна Асоціація «Зварювання»
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150
тел. +38 (044) 200-82-77, (050) 352-73-50
journal@paton.kiev.ua
posypaiko.yurii@gmail.com
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2021>

СТРУКТУРА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ БАГАТОКОМПОНЕНТНОГО ВИСОКОЕНТРОПІЙНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Nb–Cr–Ti–Al–Zr, ОДЕРЖАНИХ ЛАЗЕРНИМ ЗВАРЮВАННЯМ*

В.Д. Шелягін¹, А.В. Бернацький¹, О.В. Сіора¹, В.І. Бондарєва¹, М.П. Бродніковський²

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

²Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАН України. 03142, м. Київ, вул. Кржижановського, 3

В роботі авторами досліджено проблеми одержання способом лазерного зварювання з'єднань з високоентропійного сплаву системи Nb–Cr–Ti–Al–Zr. Представлені результати диференціального термічного аналізу вихідного матеріалу. Проаналізовано результати рентгенофазового аналізу сплаву. Зроблено висновок про існування в сплаві ОЦК твердого розчину на основі ніобію та твердого розчину на основі інтерметаліду $ZrCr_2$, а також існування в сплаві двох твердих розчинів на основі ніобію з різним хімічним складом. Проведено аналіз впливу швидкості кристалізації сплаву на його мікроструктуру. Показано, що співвідношення кількості дендритів і евтектики може змінюватися в залежності від швидкості охолодження. Отримані результати досліджень по формуванню дендритної структури були в подальшому використані при відпрацюванні режимів зварювання лазерним випромінюванням. В даній роботі авторами досліджено вплив на формування мікроструктури швів таких параметрів, як потужність випромінювання та швидкість лазерного зварювання. Досліджено механічні властивості стикових з'єднань на одновісний статичний розтяг. Встановлено, що на ослаблення матеріалу, що призводить до руйнування, впливає особливість розподілу залишкових термічних напружень, що визначається режимом підведення і відведення тепла в процесі зварювання. Показано, що утворення більшості дефектів пов'язано з особливістю нерівноважної кристалізації багатокомпонентних високоентропійних жароміцних сплавів. Для запобігання їх утворення доцільними є заходи з оптимізації технологічних параметрів, спрямовані на збільшення швидкості охолодження розплаву, з метою одержання більш рівноважної структури. Бібліогр. 15, рис. 5.

Ключові слова: багатокомпонентний високоентропійний сплав, лазерне зварювання, стикові з'єднання, структура, механічні властивості, дефекти

Багато дослідників стверджують, що можливості традиційних підходів до створення нових сплавів та технологій багато в чому вичерпані і вже не призводять до суттєвого підвищення властивостей [1–3]. Так, розробка металевих матеріалів полягає в підборі легуючих елементів для отримання необхідних характеристик сплаву, заснованого на одному компоненті. Однак варіативність підбору легуючих елементів вже практично обмежена. У той же час технології виготовлення виробів багато в чому не враховують особливості утворення фаз в ході обробки, багаторівневий характер структури, масштаб і розподіл структурних елементів, що часто не дозволяє досягти високих значень механічних і технологічних властивостей сплавів і їх оптимального балансу.

В даний час значну увагу з боку матеріалознавців усього світу привертають так звані високоентропійні сплави [4–6]. Цей інтерес обумовлюється декількома факторами. По-перше, концепція високоентропійних сплавів відкриває величезні можливості для створення нових сплавів зі структурами і властивостями, відмінними від таких для

«традиційних» сплавів. По-друге, деякі з уже досліджених сплавів продемонстрували вкрай привабливі механічні властивості: поєднання високої пластичності і міцності при кімнатній температурі, рекордні значення ударної в'язкості і в'язкості руйнування при кімнатній і криогенній температурах, високу питому міцність при підвищених температурах та ін. [7–9]. При такому підході до пошуку нових композицій виявляється ще один напрямок досліджень, внаслідок величезного числа можливих варіантів складів сплавів.

Багатокомпонентні жароміцні сплави з ніобієм також належать до новітніх перспективних матеріалів. На даний час вони знаходять все ширше використання при виготовленні окремих частин експериментальних та дослідних виробів та макетів для ракетно-космічної техніки та енергетики [10–12]. Відсутність надійних технологій з'єднання багатокомпонентних жароміцних сплавів з ніобієм стримує впровадження цих сплавів у промисловому секторі економіки. Зварювання багатокомпонентних жароміцних сплавів з ніобієм ускладнено у зв'язку з утворенням під час ости-

* Друкується за матеріалами доповіді на міжнародній конференції «Сучасні технології з'єднання матеріалів», ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Київ, 31 травня – 02 червня 2021 р.

Шелягін В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8153-6533>, Бернацький А.В. – <https://orcid.org/0000-0002-8050-5580>, Сіора О.В. – <https://orcid.org/0000-0003-1927-790X>, Бондарєва В.І. – <https://orcid.org/0000-0002-4745-0995>

© В.Д. Шелягін, А.В. Бернацький, О.В. Сіора, В.І. Бондарєва, М.П. Бродніковський, 2021

гання металу шва інтерметалідів, а також можливим утворенням гідридів, нітридів та оксидів, що окрихчують метал шва та околшовної зони [13–15]. Дані щодо одержання нероз’ємних зварних з’єднань з високоентропійних жароміцних сплавів з ніобієм на даний момент мають обмежений характер. Ґрунтовних досліджень, які систематично пов’язують з одного боку, склад, структуру, механізми деформації і зміцнення, індуковані фазові перетворення, а з іншого, механічні та технологічні властивості, в залежності від режимів зварювання, явно недостатньо. Таким чином, проведення таких досліджень є, безумовно, актуальним завданням для матеріалознавства металевих матеріалів і розвитку технологій виготовлення виробів перспективної техніки.

Метою даної роботи є визначення закономірностей формування структури стикових зварних з’єднань багатокомпонентного високоентропійного сплаву на основі системи Nb–Cr–Ti–Al–Zr в залежності від режимів лазерного зварювання.

Методи та обладнання. Вплив швидкості охолодження на особливості кристалізації багатокомпонентного високоентропійного сплаву 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al вивчали за допомогою плавлення лазерним випромінюванням. Потужність випромінювання, швидкість його руху і товщина пластин сплаву дозволяли варіювати швидкості підведення і відведення тепла при плавленні матеріалу. З цією метою виконували провари у пластинах товщиною 0,6...2,0 мм з багатокомпонентного високоентропійного сплаву 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al. Використовували Nd:YAG твердотільний лазер «DY044» і волоконний лазер «YLR-400-AC». Потужність лазерного випромінювання змінювалася в межах 200...1000 Вт. На обраних режимах виконували лазерне зварювання стикових зварних з’єднань з пластин $L \times B \times H$ 30×10×1,8 мм. Швидкість зварювання змінювалася від 50 до 1000 мм/хв. Мікροструктуру вивчали на поперечних шліфах і зламах за допомогою світлової мікроскопії (використовували оптичний мікроскоп «МІМ-9» з цифровою приставкою для реєстрації зображень) та растрової електронної мікроскопії (використовували електронний мікроскоп «Superprob 733»). Порівняльний рентгеноструктурний аналіз сплавів виконано на дифрактометрі «ДРОН-ЗМ». Зйомки здійснювали в CuK_α -випромінюванні. Аналіз рентгенограм по Рітвелду проведено за допомогою програмного забезпечення PowderCell 2.4. Особливості плавлення сплаву вивчалися за допомогою методу диференціального термічного аналізу. Механічні випробування на статичне одновісне розтягнення проводили в вакуумі 10^{-3} Па при температурі 1000 °С на установці типу 1246 ви-

робництва Науково-дослідного і конструкторського інституту випробувальних машин, приладів і засобів вимірювання мас.

Результати та обговорення. Результат дослідження теплових ефектів при нагріві та охолодженні сплаву за допомогою диференційного термічного аналізу (ДТА) представлено на рис. 1. При постійній швидкості нагріву печі (20 °С/хв) в області температури 1400 °С спостерігається різке зниження температури сплаву у порівнянні з температурою печі, а при остиганні – різке зростання у вузькому інтервалі температур. Вузький температурний інтервал та високе значення теплового ефекту, його характерний відносний зсув по температурі при нагріві та охолодженні властивий для плавлення і плавлення евтектики.

Рентгенівський фазовий аналіз (рис. 2) свідчить про існування в сплаві ОЦК твердого розчину на основі ніобію та твердого розчину на основі інтерметаліду ZrCr_2 . Про створення твердих розчинів свідчить зсув ліній, які відповідають кристалічним решіткам чистих ніобію та ZrCr_2 . Роздвоєння ліній ОЦК твердого розчину, яке легко фіксується при збільшенні масштабу, свідчить про існування в сплаві двох твердих розчинів на основі ніобію з різним хімічним складом.

Важливим для відпрацювання методики зварювання сплаву 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al є не тільки описані вище закономірності створення фазового складу при його кристалізації, але й встановлений факт немонотонної залежності розміру дендритної структури, що формується, в залежності від швидкості кристалізації розплаву (рис. 3).

Найповільніше сплав охолоджувався при виплавці в аргонодуговій печі. Хоча злиток лежить на мідній падині, яка охолоджується водою, швидкість кристалізації зменшується спеціальним ре-

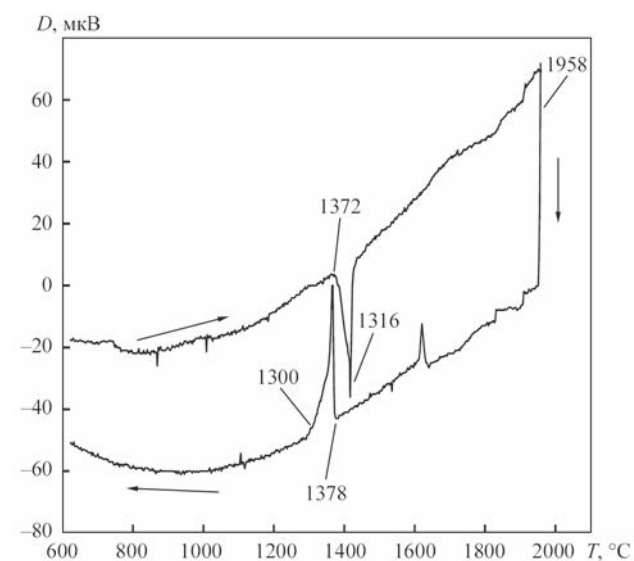


Рис. 1. Криві ДТА при нагріві та охолодженні для сплаву 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al. Напрямок зміни температури вказано стрілкою

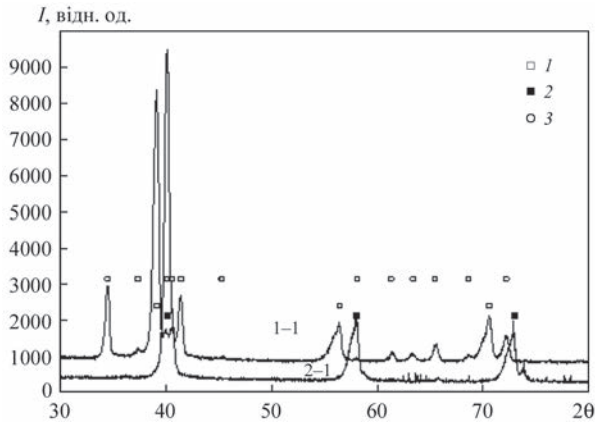


Рис. 2. Рентгенограми сплавів: 1-1 – 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al, 2-1 – Nb: 1 – ОЦК фаза у сплаві 1-1; 2 – ОЦК фаза, ніобій; 3 – твердий розчин на основі $ZrCr_2$

жимом підігріву злитку дугою для зменшення поруватості литва та підвищення однорідності хімічного складу. Структура сплаву формується внаслідок кристалізації дендритів, які є твердим розчином на основі ніобію з підвищеним вмістом тугоплавких компонент, що змінює склад рідкої фази. На рис. 3, а первинні дендрити – це великі зерна світлої фази. Перетин сплаву площиною шліфа показує, що дендрити мають вид стрижнів з довжиною 120...150 мкм та діаметром 20...30 мкм. Обидва розміри стрижнів чітко виявляються у перерізі сплаву площиною шліфа (рис. 3, а). Між дендритами розташована суміш дрібних зерен двох фаз. Це евтектика. Світлі дрібні зерна між дендритами – це ОЦК твердий розчин на основі ніобію, що кристалізувалися як складова евтектики при меншій температурі, ніж первинні дендрити. Зміна температури кристалі-

зації двох ОЦК фаз на основі ніобію пов'язана із різним їх хімічним складом, що фіксується як роздвоєння ліній на рентгенограмі (рис. 2).

Збільшення швидкості охолодження при кристалізації призводить до зменшення розміру первинних дендритів. Діаметр стрижнів дендритів дорівнює ~2 мкм (рис. 3, б). Міждендритні проміжки виглядають як темна фаза в результаті розсіювання світла на суміші дуже дрібних кристалів евтектики внаслідок шорсткості поверхні, яку вони створюють. При подальшому збільшенні швидкості кристалізації розмір дендритів починає збільшуватися. Спостерігається ефект часткового гартування розплаву вихідного складу (рис. 3, в). Однак частково дендрити з підвищеним вмістом тугоплавких компонент створюються (про що свідчить форма деяких кристалів світлої фази та створення евтектики внаслідок місцевої зміни хімічного залишкового складу) після випадіння первинних дендритів розплаву (рис. 3, в). Швидкість охолодження висока і дрібнокристалічна евтектика виглядає як темна фаза.

Результати дослідження формування мікроструктури зварного з'єднання при відпрацюванні режимів зварювання лазерним випромінюванням представлено на рис. 4.

При малій потужності лазерного випромінювання (200...400 Вт) плавлення відбувається тільки на частині глибини стику (рис. 4, а). З'єднання стику відбувається на глибину плавлення. Швидкість кристалізації розплаву висока і неоднорідна по глибині розплавленої ванни. При зварюванні лазерним випромінюванням на режимі, що відповідає структурі на рис. 4, а (потужність лазерно-

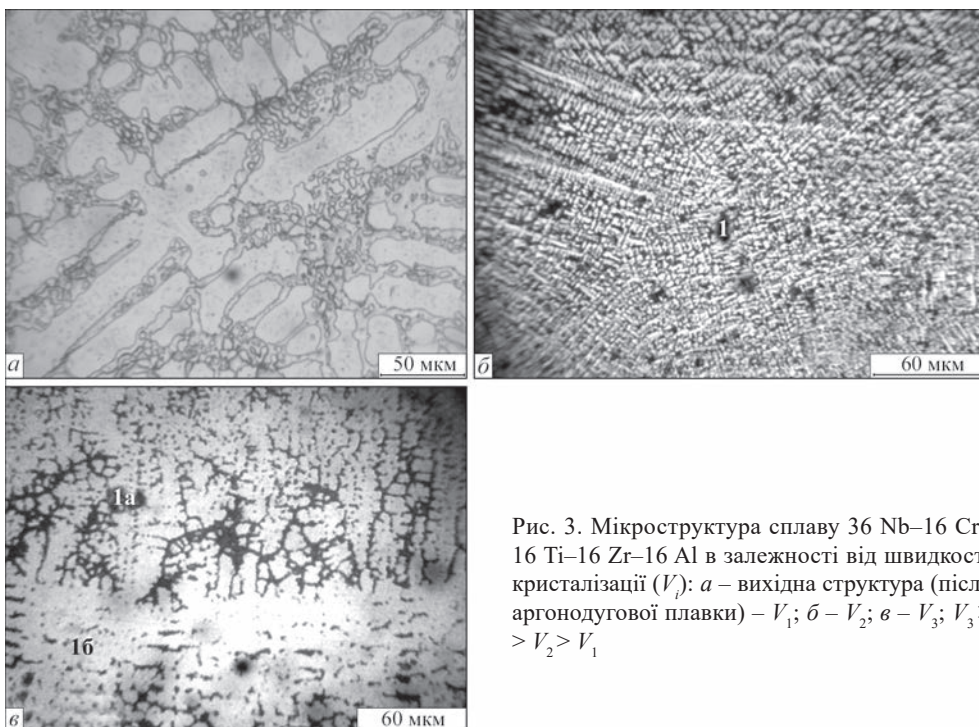


Рис. 3. Мікροструктура сплаву 36 Nb–16 Cr–16 Ti–16 Zr–16 Al в залежності від швидкості кристалізації (V): а – вихідна структура (після аргонодугової плавки) – V_1 ; б – V_2 ; в – V_3 ; $V_3 > V_2 > V_1$

го випромінювання 400 Вт, швидкість зварювання 0,833 мм/с (50 мм/хв)), на поверхні ванни утворюється дрібнокристалітна структура (рис. 4, а, зона 1), яка відповідає кристалізації при швидкості V_2 на рис. 3, б. На дні розплавленої ванни тепловідвід, і відповідно, швидкість охолодження, збільшується і у перехідній зоні у лінії сплавлення формується структура (рис. 4, а, зона 1-1), яка відповідає структурі, отриманій на рис. 3, в при швидкості охолодження V_3 .

У зоні термічного впливу (ЗТВ) (рис. 4, а, зона 2), спостерігається збільшення розмірів дендритів. Зона 3 відповідає вихідній структурі матеріалу (рис. 4, а).

Зміна режиму зварювання, спрямована на підвищення значень параметрів (потужність лазерного випромінювання 1000 Вт, швидкість зварювання 16,67 мм/с (1000 мм/хв)), дозволяє проплавити стик пластин товщиною 1,8 мм на всю глибину (рис. 4, б) і здійснити зварювання по всьому стику. У цьому випадку зона 1 повного розплавлення має однорідну структуру. На дні ванни немає нерозплавленого металу, який пришвидшує відвід тепла, збільшує швидкість кристалізації і змінює структуру, що створюється. По всій товщині зварного стику у зоні 2 – ЗТВ (рис. 4, б) виявлено збільшення відстані між дендритами, яке сприймається як поява шару з підвищеним вмістом темної фази при переході від зони 1 – повного плавлення до зони 3 – вихідного матеріалу (рис. 4, б).

Підтвердженням часткового плавлення, тільки евтектики у ЗТВ, є ріст в процесі кристалізації розплаву дендритних гілок другого та третього порядку при охолодженні на нерозплавлених великих дендритах як центрах кристалізації (рис. 4, в). Швидкість кристалізації розплавленої евтектики вище, ніж у сплаві при аргонодуговій плавці. Про це свідчать більш дрібні зерна, які не розділяються у переплавленій евтектиці в зоні 2 як у вихідній зоні 3 на рис. 4, г. Вони створюють шорстку поверхню, розсіюють світло і сприймаються як суцільна темна фаза.

Отримані факти показують, що, з одного боку, зважаючи на особливості плавлення, сплав 36Nb–16Cr–16Ti–16Zr–16Al близький до евтектичних. Але з іншого боку, в ньому можуть при кристалізації випадати дендрити. Причому співвідношення кількості дендритів і евтектики може змінюватися в залежності від швидкості охолодження.

Пояснити таке поєднання властивостей можна наступним чином. У багатокомпонентних сплавах з високою ентропією змішення сповільнюються дифузійні процеси. Очевидно, це ускладнює досягнення рівноваги в процесі кристалізації. Відбувається виділення дендритів у вигляді нерівновісного, збагаченого ніобієм ОЦК твердого розчину. Зміна хімічного складу розплаву, відповідно, призводить до зміни хімічного складу фаз, що утворюють евтектику нового складу. За даними рентгенофазового аналізу можна зробити висновок, що евтектику утворює

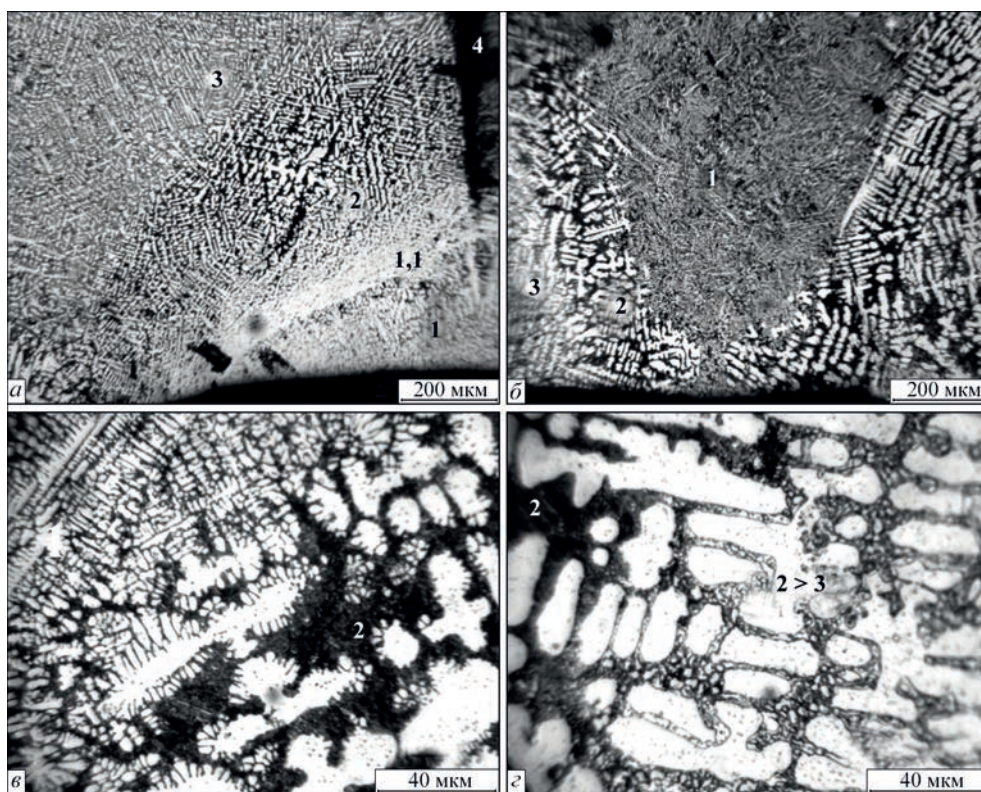


Рис. 4. Мікроструктура сплаву в зоні зварювання лазерним випромінюванням: а – потужність лазерного випромінювання 400 Вт, швидкість його руху 0,833 мм/с (50 мм/хв) при товщині зварюваних пластин 1,8 мм; б–г – потужність лазерного випромінювання 1000 Вт, швидкість його руху 16,67 мм/с (1000 мм/хв) при товщині зварюваних пластин 1,8 мм

ОЦК твердий розчин, збіднений по ніобію, і твердий розчин на основі фази Лавеса $ZrCr_2$. Зміна хімічного складу цих компонент може змінювати склад і властивості евтектики, що випадає. Таким чином, кінетика дифузійних процесів може приводити як до виділення дендритів в сплаві первинно евтектичного складу, так і до зміни співвідношення кількості дендритів і евтектики при його нерівноважній кристалізації в реальних умовах.

В результаті проведення механічних випробувань на одновісний статичний розтяг стикових з'єднань зразків зі сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$ встановлено, що місце руйнування щодо розташування шва змінюється зі зміною параметрів технологічних режимів лазерного зварювання. Місце руйнування виявилось неможливим спрогнозувати, спираючись тільки на особливості формування структури в області шва. Виникнення тріщини не було однозначно пов'язане з будь-якої встановленою структурною зоною (зони 1, 2, 3 на рис. 3 та 4). На ослаблення матеріалу, що призводить до руйнування, впливає особливість розподілу залишкових термічних напружень, що визначається режимом підведення і відведення тепла в процесі зварювання. На практиці необхідно або практично встановити вплив потужності лазерного випромінювання, швидкості зварювання і умов відведення тепла на зварювання конкретних деталей, або виконати моделювання температурного поля і термічних напружень, що виникають.

За результатами аналізу одержаних даних встановлено, що в залежності від значень параметрів режимів, можливими характерними видами дефектів лазерного зварювання для багатокомпонентного високоентропійного сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$ є: наявність тріщин (рис. 5) та мікротріщин у литій зоні шва та у ЗТВ; наявність сегрегації тугоплавких елементів по границям кристалітів; наявність усадочних раковин та раковин в кратері; наявність пор, ланцюгів пор; несплавлення; непровари; підрізи; наявність перевищення випуклості.

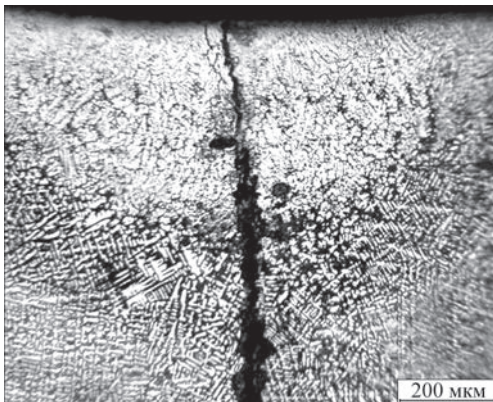


Рис. 5. Дефекти у вигляді тріщини та пор в зварному з'єднанні багатокомпонентного високоентропійного сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$ товщиною 1,8 мм, одержаного лазерним зварюванням при потужності лазерного випромінювання 400 Вт та швидкості зварювання 0,833 мм/с (50 мм/хв)

вин та раковин в кратері; наявність пор, ланцюгів пор; несплавлення; непровари; підрізи; наявність перевищення випуклості.

Утворення більшості з вище перелічених дефектів пов'язано з особливістю нерівноважної кристалізації багатокомпонентних високоентропійних жароміцних сплавів. Для запобігання їх утворення доцільними є заходи з оптимізації технологічних параметрів, спрямовані на збільшення швидкості охолодження розплаву, з метою одержання більш рівноважної структури.

У разі неможливості вирішення проблеми утворення дефектів шляхом оптимізації параметрів процесу лазерного зварювання, необхідно вживати заходи щодо усунення цих дефектів:

- 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, а також програмного управління плавного наростання потужності лазерного випромінювання на початку зварювання та плавного спадання в кінці;

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

Висновки

Склад багатокомпонентного високоентропійного сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$ близький до евтектичних. Особливістю евтектичних багатокомпонентних сплавів є схильність до нерівноважної кристалізації з утворенням дендритів, збагачених тугоплавкими компонентами. Співвідношення кількості дендритів і евтектики може змінюватися в залежності від швидкості охолодження. За даними рентгенофазового аналізу, евтектику утворює ОЦК твердий розчин, збіднений по ніобію, і твердий розчин на основі фази Лавеса $ZrCr_2$. Полегшує нерівномірне виділення дендритів, очевидно, уповільнення дифузії в високоентропійних сплавах. Зі збільшенням швидкості охолодження розплаву сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$ схильний гартуватися з утворенням однофазної структури.

Утворення більшості дефектів у стикових з'єднаннях сплаву $36Nb-16Cr-16Ti-16Zr-16Al$, одержаних лазерним зварюванням, пов'язано з особливістю нерівноважної кристалізації багатокомпонентних високоентропійних жароміцних сплавів. Для запобігання їх утворення доцільними є заходи з оптимізації технологічних параметрів, спрямовані на збільшення швидкості охолодження розплаву, з метою одержання більш рівноважної структури.

Список літератури/References

1. Boyer, R.R., Cotton, J.D., Mohaghegh, M., Schafrik, R.E. (2015). Materials considerations for aerospace applications. *MRS Bulletin*, 40, 12, 1055–1066. DOI: <https://doi.org/10.1557/mrs.2015.278>
2. Sanin, V.N., Ikornikov, D.M., Andreev, D.E. et al. (2017). Synthesis of Cast High Entropy Alloys with a Low Specific Gravity by Centrifugal Metallothermic SHS-Methods. *Advanced Materials and Technologies*, 3, 24–33. DOI: <https://doi.org/10.17277/amt.2017.03.pp.024-033>
3. Küpper, D., Heising, W., Corman, G. et al. (2017). *Get ready for industrialized additive manufacturing*. DigitalBCG, Boston Consulting Group. <https://www.bcg.com/publications/2017/lean-manufacturing-industry-4.0-get-ready-for-industrialized-additive-manufacturing>
4. George, E.P., Raabe, D., Ritchie, R.O. (2019). High-entropy alloys. *Nature Reviews Materials*, 4, 8, 515–534. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41578-019-0121-4>
5. Senkov, O.N., Miracle, D.B., Chaput, K.J., Couzinie, J.P. (2018). Development and exploration of refractory high entropy alloys – A review. *Journal of materials research*, 33, 19, 3092–3128. DOI: <https://doi.org/10.1557/jmr.2018.153>
6. Zhang, W., Liaw, P. K., Zhang, Y. (2018). Science and technology in high-entropy alloys. *Science China Materials*, 61, 1, 2–22. DOI: <https://doi.org/10.1007/s40843-017-9195-8>
7. Chang, X., Zeng, M., Liu, K., Fu, L. (2020). Phase Engineering of High-Entropy Alloys. *Advanced Materials*, 32, 14, 1907226. DOI: <https://doi.org/10.1002/adma.201907226>
8. Yan, X., Zhang, Y. (2020). Functional properties and promising applications of high entropy alloys. *Scripta Materialia*, 187, 188–193. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2020.06.017>
9. George, E.P., Curtin, W.A., Tasan, C.C. (2020). High entropy alloys: A focused review of mechanical properties and deformation mechanisms. *Acta Materialia*, 188, 435–474. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.12.015>
10. Senkov, O.N., Wilks, G.B., Scott, J.M., Miracle, D.B. (2011). Mechanical properties of Nb₂₅Mo₂₅Ta₂₅W₂₅ and V₂₀Nb₂₀Mo₂₀Ta₂₀W₂₀ refractory high entropy alloys. *Intermetallics*, 19, 5, 698–706. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.01.004>
11. Brodnikovskiy, N.P., Kulakov, A.S., Krapivka, N.A. et al. (2016). *Electron Microscopy and Strength of Materials*, 22, 20–30. <http://www.materials.kiev.ua/publications/EMMM/2016/4.pdf>
12. Zhao, Y.Y., Lei, Z.F., Lu, Z.P. et al. (2019). A simplified model connecting lattice distortion with friction stress of Nb-based equiatomic high-entropy alloys. *Materials Research Letters*, 7, 8, 340–346. DOI: <https://doi.org/10.1080/21663831.2019.1610105>
13. Panina E., Yurchenko N., Zhrebtsov S. et al. (2019). Laser beam welding of a low density refractory high entropy alloy. *Metals*, 9, 12, 1351. DOI: <https://doi.org/10.3390/met9121351>
14. Lopes, J.G., Oliveira, J.P. (2020). A short review on welding and joining of high entropy alloys. *Metals*, 10, 2, 212. DOI: <https://doi.org/10.3390/met10020212>
15. Kang, B., Lee, J., Ryu, H.J., Hong, S.H. (2018). Ultra-high strength WNbMoTaV high-entropy alloys with fine grain structure fabricated by powder metallurgical process. *Materials Science and Engineering: A*, 712, 616–624. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.12.021>

STRUCTURE OF LASER WELDED JOINTS OF MULTICOMPONENT HIGH-ENTROPY ALLOY OF Nb-Cr-Ti-Al-Zr SYSTEM

V.D. Shelyagin¹, A.V. Bernatskiy¹, O.V. Siora¹, V.I. Bondarieva¹, M.P. Brodnikovskiy²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²I.M. Frantsevich Institute for Problems of Materials Science of the NAS of Ukraine. 3 Krzhizhanovskiy Str., 0312, Kyiv.

In the work the authors studied the problems of laser welding of joints of high-entropy alloy of Nb–Cr–Ti–Al–Zr system. The results of differential thermal analysis of the initial material are presented. Results of X-ray phase analysis of the alloy were analyzed. A conclusion was made about existence of bcc solid solution based on niobium and solid solution based on ZrCr₂ intermetallics in the alloy, as well as existence of two niobium-based solid solutions with different chemical composition in the alloy. Analysis of the influence of alloy crystallization rate on its microstructure was performed. It is shown that the ratio of the quantity of dendrites and eutectic can change, depending on the cooling rate. Obtained investigation results on formation of a dendrite structure were further used at optimization of laser welding modes. In this work the authors studied the influence of such parameters as radiation power and laser welding speed on weld microstructure formation. Mechanical properties of butt joints at uniaxial static tension were studied. It was found that material softening which leads to destruction, is influenced by the feature of distribution of residual thermal stresses that is determined by the mode of heat input and removal during welding. It is shown that formation of the majority of the defects is related to a feature of nonequilibrium crystallization of multicomponent high-entropy high-temperature alloys. In order to prevent their formation, it is rational to take measures for optimizing the technology parameters, aimed at increasing the melt cooling rate, in order to produce a more equilibrium structure. 15 Ref., Fig. 5.

Keywords: multicomponent high-entropy alloy, laser welding, butt joints, structure, mechanical properties, defects

Надійшла до редакції 21.04.2021

Нова книга



Электронно-лучевая сварка. Технологии. Оборудование. Материалы: Сб. статей под ред. чл.-кор. НАН Украины В.М. Нестеренкова. — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, 2021. — 390 с.

Сборник включает 38 статей сотрудников отдела «Физические процессы, техника и оборудование для электронно-лучевой и лазерной сварки» Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 2011–2020 гг. В нем обобщен опыт научно-исследовательской и инженерной деятельности отдела в области электронно-лучевой сварки. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами соединения металлов с помощью высококонцентрированных источников нагрева, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы электронно-лучевой сварки и родственных процессов.

ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОФЛУОРИСЦЕНТНОЇ СПЕКТРОСКОПІЇ ПРИСУТНОСТІ ЧОТИРЬОХВАЛЕНТНОГО МАРГАНЦЮ В ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАЛЬНИХ АЕРОЗОЛЯХ

О.М. Кордубан¹, В.В. Трачевський², Т.В. Кришук¹, І.Р. Явдошин³, В.В. Головко³

¹Інститут загальної та неорганічної хімії ім. В.І. Вернадського НАН України. 03142, м. Київ, просп. Палладіна, 33/34

²Технічний центр НАН України. 04070, м. Київ, вул. Покровська, 13

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

Токсичність зварювального аерозолі суттєво впливає на вибір типу електродів для дугового зварювання. Сучасні методи дослідження дозволяють встановити вміст в твердій складовій зварювального аерозолі частинок дво- та тривалентного марганцю. Виконані дослідження з метою визначення можливості виявлення присутності іонів найбільш токсичного чотирьохвалентного марганцю в твердій складовій зварювального аерозолі. Показана можливість використання методу РФС аналізу для фіксації іонів марганцю в стані Mn^{4+} в зварювальних аерозолях. Бібліогр. 9, табл. 3, рис. 2.

Ключові слова: зварювання, електроди, аерозоль, токсичність, марганець, рентгенофлуоресцентні спектри

Процеси дугового зварювання плавленням супроводжуються високотемпературним нагрівом и випаровуванням частини основного та електродного матеріалу, а також шлаку, що утворюється при плавленні електродного покриття, осердя порошкового дроту або флюсу. В результаті розсіювання газопарової суміші, що утворилась, відбувається конденсація парової фази із високотемпературної зони дугового розряду в навколишнє середовище з більш низькою температурою з утворенням дрібних твердих часточок, зважених в потоці газів. Ця суміш газів та дрібних твердих часточок утворює зварювальний аерозоль.

Зварювальний аерозоль містить токсичні сполуки, шкідливі для організму людини. Токсичність аерозолі пов'язана з тим, що більшість твердих часточок в його складі мають розмір менше 1 мкм. Внаслідок дії електростатичних та адсорбційних сил тверді часточки аерозолі утворюють агрегати, лінійний розмір яких коливається в межах 1...3 мкм. Розміри окремих часточок коливаються в межах від сотих до десятих часток мікрометра. Більш великі часточки розміром 1...2 мкм агрегуються, а дрібні утворюють ланцюжки. Більшість дрібних часточок мають ядро та оболонку. Ядро збагачене сполуками заліза та марганцю, а оболонка містить сполуки кремнію, калію та натрію. Товщина оболонки залежить від температури та окислювального потенціалу атмосфери дуги і зростає з підвищенням вмісту калію та натрію в покритті електрода. Неоднорідність структури характерна для аерозолі конденсації складного складу, до яких відносяться аерозолі, що утворюються при зварюванні покритими електродами [1].

Особливо небезпечними з точки зору токсичності є сполуки марганцю. Токсичність сполук

марганцю зростає з ростом його валентності. Численні дослідження зварювальних аерозолі свідчать, що Mn знаходиться у валентному стані Mn^{2+} та Mn^{3+} [2]. Дослідження, виконані в ІЕЗ в останні роки, показали, що в твердій складовій зварювального аерозолі (ТСЗА) марганець може знаходитись в найбільш токсичній формі Mn^{4+} . Визначення наявності такого марганцю у зварювальному аерозолі пов'язане зі значними труднощами через відсутність надійних методів аналізу. Для перевірки присутності в складі зварювального аерозолі Mn^{4+} (рентгенофлуорисцентної спектроскопії) станів нами досліджена можливість використання методу РФС аналізу.

Методика експерименту. Для проведення експерименту були підготовлені зразки аерозолі, що утворюються при зварюванні електродами з різними видами покриття, а саме: кисле (ЦМ-7), рутитове (МР-3), основне (УОНИ-13/55).

Електронну структуру поверхні зразків досліджували методом РФС на електронному спектрометрі з енергоаналізатором RHOIBOS-100 SPECS. Джерелом випромінювання була рентгеновська гармата з магнієвим анодом ($E_{MgK_{\alpha}} = 1253,6$ еВ, $P = 300$ Вт). Калібрування спектрометру проводилось в трьох точках енергетичної шкали по положенню максимумів $Au4f_{7/2}$ - $Ag3d_{5/2}$ - та $Cu2p_{3/2}$ -ліній. Отримано значення $E_{Au4f_{7/2}} = 84,0$ еВ, $E_{Ag3d_{5/2}} = 36,8$ еВ, $E_{Cu2p_{3/2}} = 932,6$ еВ, що відповідає стандартним значенням енергії зв'язку ($E_{зв}$) [3]. Абсолютне розділення, виміряне за $Au4f_{7/2}$ -лінією золота, складало 0,9 еВ, точність визначення положення максимуму $Au4f_{7/2}$ -лінії $\pm 0,05$ еВ.

Зарядка поверхні зразків враховувалась двома способами. При врахуванні зарядки отримані зна-

чення перераховувались на $E_{\text{зв}} \text{ C1s} = 285,0 \text{ eV}$ і порівнювались з $E_{\text{зв}}$, отриманими після нейтралізації зарядки поверхні з використанням гармати повільних електронів FG 15/40. Робочий вакуум в аналітичній камері спектрометра дорівнював $2 \cdot 10^{-7} \text{ Па}$. Зразки готувались нанесенням аерогелю в суміші з гексаном на мідні підкладки $10 \times 10 \text{ мм}$.

Аналіз літератури свідчить, що визначення зарядового стану атомів марганцю методом РФС навіть в простих системах не є тривіальною задачею.

Згідно літературним даним [4], $E_{\text{зв}}$ максимумів $\text{Mn}2p_{3/2}$ -лінії для Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -станів в простих оксидах змінюються в межах відповідно 640,4...641,0, 641,7...641,9 та 641,9...642,6 eV. Але розкладання $\text{Mn}2p_{3/2}$ -спектрів складних оксидів на лінії з такими енергіями може бути не зовсім коректним. Потрібне врахування сателітних вкладів від кожної з цих ліній, які саме і призводять до збільшення ширини та ступеню асиметрії $\text{Mn}2p$ -спектрів. Але без наявності достатніх критеріїв це призводить до суб'єктивних рішень.

Ще одним зі способів визначення зарядового стану атомів марганцю є вимірювання різниці в енергіях зв'язку $\text{Mn}2p_{3/2}$ - та O1s -рівнів. Але в складних оксидах, до яких відносяться досліджувані зразки, O1s -рівень є суперпозицією вкладів O1s -рівнів від оксидів кількох елементів, а $\text{Mn}2p_{3/2}$ -рівень також має кілька нееквівалентних станів, що практично унеможливорює виділення значень $E_{\text{зв}}$, які пов'язані з відповідними фрагментами Mn^{n+} - O^{2-} зв'язків ґратки оксиду марганцю.

Ще одним зі способів є аналіз зміни ширини $\text{Mn}3s$ -спектрів внаслідок обмінного розщеплення. Але у випадку одночасного існування, наприклад, вкладів Mn^{2+} - та Mn^{4+} -станів результат буде усередненим.

Таким чином, коректним є підхід, який враховує сателітні вклади $\text{Mn}2p$ -ліній і полягає в розкладанні $\text{Mn}2p_{3/2}$ -спектрів на основну лінію разом з групою її сателітів, параметри яких отримано з розрахунку фотон-електронної та електрон-електронної взаємодії [3].

Врахування кінетики реакцій при формуванні залізо-марганцевих аерозолів вказує на першочергове формування оксидних фаз заліза та марганцю, тому можливим є використання результатів розрахунку [3] для простих оксидів марганцю. Згідно розрахунку, основні Mn^{2+} - Mn^{3+} - та Mn^{4+} -лінії в MnO , Mn_2O_3 та MnO_2 супроводжуються появою сателітних ліній, які є жорстко детермінованими по інтенсивності $I_{\text{сат}}$ та положенню ΔE відносно основної лінії.

З використанням результатів роботи [3], $\text{Mn}2p_{3/2}$ -спектри після послідовного вирахування лінійного фону та нелінійного фону за методом Ширлі [5] та $K\alpha_{3,4}$ вкладів від $\text{Mn}2p_{1/2}$ -лінії було

розкладено на групи з п'яти компонент, пов'язаних між собою по енергії та інтенсивності (табл. 1).

У випадку зразків УОНИ 13/55 з $\text{Mn}2p_{3/2}$ -спектрів вираховувався вклад оже-лінії фтору, який визначався за лінією від CaF_2 . Параметри для оксидів з Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -станами [3] представлено в табл. 1. Значення $E_{\text{зв}}$ для двох типів Mn^{2+} -станів зразків з фтором знайдено експериментально зі збереженням відносних різниць енергії зв'язку компонентів та їх інтенсивностей згідно розрахунку [3] для простих оксидів. Повна ширина на половині висоти (ПШПВ) всіх компонент була $\Delta E = 1,6 \text{ eV}$. Розкладання здійснювалось методом Гаусса–Ньютона.

Результати та їх обговорення. Для всіх компонент ПШПВ = 0,85 eV. Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -стани моделюються групами з п'яти компонент, згідно даним роботи [6], перші компоненти груп для $\text{Mn}2p_{3/2}$ -лінії мають енергії зв'язку відповідно 639,75, 640,2 eV, 640,7, 640,7 та 641,9 eV (табл. 1). Перша компонента з групи, яка описує Mn^{2+} -стани на зв'язку $\text{Mn}-\text{F}$, має $E_{\text{зв}}$ 642,1 642,2 eV [7]. Компоненти, відпущені по E , розкладають на E -спектри з табл. 1.

Таблиця 1. Енергія зв'язку та інтенсивність спектрів

$\text{Mn}2p_{3/2}$	$E_{\text{зв}}$, eV	I
Mn^{2+}	639,8	1,0
Mn^{2+}	641	0,71
Mn^{2+}	641,8	0,42
Mn^{2+}	642,7	0,3
Mn^{2+}	644,2	0,3
Mn^{3+}	640,7	1,0
Mn^{3+}	641,4	1,0
Mn^{3+}	642,2	1,16
Mn^{3+}	643,2	0,73
Mn^{3+}	644,6	0,28
Mn^{4+}	641,9	1,0
Mn^{4+}	642,9	0,65
Mn^{4+}	643,8	0,32
Mn^{4+}	644,8	0,1
Mn^{4+}	645,8	0,06
Mn^{2+}	640,2	1,0
Mn^{2+}	641,4	0,71
Mn^{2+}	642,2	0,42
Mn^{2+}	643,1	0,3
Mn^{2+}	644,6	0,3
$\text{Mn}^{2+} - \text{F}$	642,2	1,0
$\text{Mn}^{2+} - \text{F}$	643,4	0,71
$\text{Mn}^{2+} - \text{F}$	644,2	0,42
$\text{Mn}^{2+} - \text{F}$	645,1	0,3
$\text{Mn}^{2+} - \text{F}$	646,6	0,3

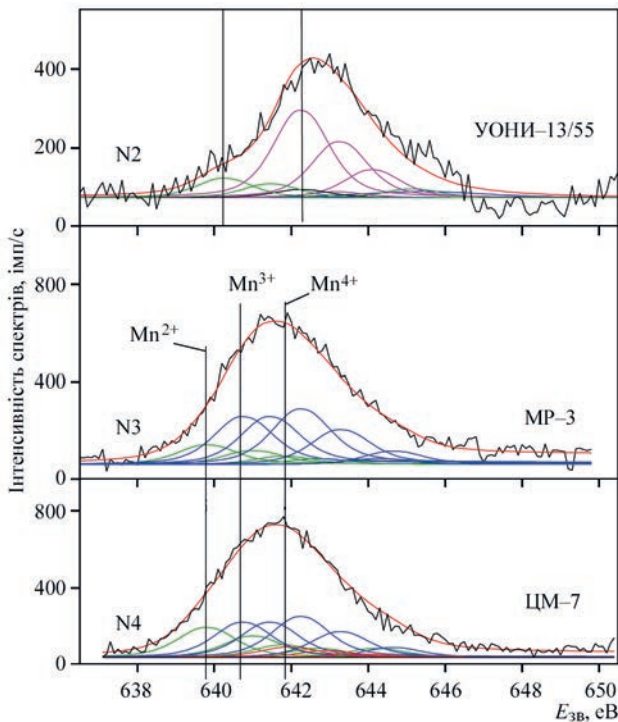


Рис. 1. Розкладені спектри $Mn2p_{3/2}$ методом РФА зразків зварювального аерозоля на компоненти

За даними РФС, наведеними на рис. 1, 2 та в табл. 2 видно, що відносні інтенсивності між Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -станами в спектрах зразків УОНИ 13/55 та зразків МР-3 є суттєво різними, що дозволяє виділити їх в дві окремі групи.

В табл. 3 представлено результати рентгенівсько-го флуоресцентного аналізу складу ТСЗА, що утворюється при зварюванні покритими електродами.

Зразок УОНИ 13/55 відрізняється наявністю найбільшого вмісту CaO (табл. 3), що пов'язано з присутністю мармуру в покритті електродів. В цьому зразку, де залізо існує в складі феромарганцю, феросиліцію та феротитану, вміст Mn^{2+} -станів, які можна пов'язати зі шпінелями заліза, зменшується. Натомість в спектрах зростає вміст Mn^{2+} -станів, які відповідають зв'язку $Mn-F$ в

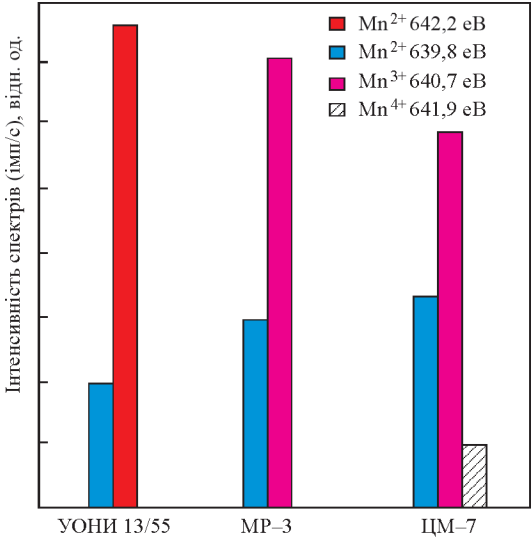


Рис. 2. Гістограми відносного вмісту Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -станів в $Mn2p_{3/2}$ -спектрах зразків

MnF_2 . Зафіксовану відсутність оксидних фаз з Mn^{3+} - та Mn^{4+} -станами можна пояснити відновлювальною дією фтору та конкуренцією фтору. В зразках МР-3 зафіксовано майже однакове співвідношення Mn^{2+} -та Mn^{3+} -станів. Особливістю спектру зразка ЦМ-7 є вклад Mn^{4+} -станів в зв'язку $Mn-O$. В покритті електродів ЦМ-7 присутній найбільший абсолютний вміст марганцю та найменші вмісти титану, кальцію, калію (табл. 3).

Згідно з літературними даними, при дослідженні зварювальних аерозолів методом РФА Mn^{4+} -стани зафіксовано не було [7–9]. Але в цих роботах $Mn2p_{3/2}$ -спектри або не розкладались на компоненти, або розкладались без урахування сателітної структури ліній. Присутність Mn^{4+} -станів в аерозолях важко зафіксувати методом AES [6] через більшу ширину ліній внаслідок багатоелектронних процесів. Використання методу РФС при врахуванні сателітних компонент дозволило зафіксувати вклад Mn^{4+} -стану в зразку ЦМ-7.

Висновки

Таблиця 2. Відносні вклади Mn^{2+} -, Mn^{3+} - та Mn^{4+} -компонент (%) в $Mn2p_{3/2}$ -спектрах зразків 1-5

Назва зразка/зв'язок	$Mn^{2+} - O\ 640,2$	$Mn^{2+} - F\ 642,2$	$Mn^{2+} - O\ 639,75$	$Mn^{3+} - O\ 640,70$	$Mn^{4+} - O\ 641,9$
УОНИ-13/55	22,6	77,4	-	-	-
МР-3	-	-	29,5	70,5	-
СМ-7	-	-	32,4	58,5	9,1

Таблиця 3. Склад ТСЗА при зварюванні покритими електродами, мас. %

Складові ТСЗА	Вид покриття		
	УОНИ-13/55	МР-3	ЦМ-7
SiO_2	6,92	19,94	18,5
TiO_2	0,44	2,18	0,055
Fe_2O_3	25,89	38,50	31,78
MnO	5,20	7,15	15,90
CaO	16,16	022	0,108
K_2O	10,12	12,92	7,93
Na_2O	25,2	13,06	15,9

В результаті проведених робіт показано, що в зразках аерозолів, що були отримані при зварюванні електродами ЦМ-7, метод РФС, реалізований на електронному спектрометрі з енергоаналізатором PNOIBOS-100 SPECS можливо рекомендувати для дослідження вмісту марганцю в стані Mn^{4+} в зварювальному аерозолі.

Список літератури/References

1. Походня И.К., Горпенюк В.Н., Миличенко С.С. и др. (1990) *Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов*. Походня И.К. (ред.). Киев, Наукова думка.
Pokhodnya, I.K., Gorpenyuk, V.N., Milichenko, S.S. et al. (1990) *Metallurgy of arc welding. Processes in arc and melting of electrodes*. Ed. by I.K. Pokhodnya. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Гришагин В.М. (2011) *Сварочный аэрозоль: образование, исследование, локализация, применение*. Томск, Изд-во Томского политехнического университета.
Grishagin, V.M. (2011) *Welding aerosol: Formation, examination, localization, application*. Tomsk, TPU [in Russian].
3. Qiang, Zhen, Ruifang, Chen, Kai, Van, Rong, Li (2007) Synthesis of $ZrO_2-HfO_2-Y_2O_3-Sc_2O_3$ Nano-Particles by Sol-Gel Technique in Aqueous Solution of Alcohol. *J. of Rare Earths*, 25, 2, 199–203.
4. Briggs, D., Seach, M.P. (1983) *Practical surface analysis by Auger and X-ray photoelectron spectroscopy*, John Wiley & Sons, Chichester – New York.
5. Diagne, C., Idriss, H., Pearson, K. et al. (2004) Efficient hydrogen production by ethanol reforming over Rh catalysts. Effect of addition of Zr on CeO_2 for the oxidation of CO to CO_2 . *Comptes Rendus Chimie*, 7, 6, 617–622.
6. Foschini, C.R., Souza, D.P.F., Paulin Filho, P.I., Varela, J.A. (2001) AC impedance study of Ni, Fe, Cu, Mn doped ceria stabilized zirconia ceramics. *J. Eur. Cer. Soc.*, 21, 9: 1143–1149.
7. Yanmei, Kan, Guojun, Zhang, Peiling, Wang et al. (2006) Yb_2O_3 and Y_2O_3 co-doped zirconia ceramics. *Ibid*, 26, 16, 3607–3612.
8. Markaryan, G.L., Ikryannikova, L.N., Muravieva, G.P. et al. (1999) Red-ox properties and phase composition of CeO_2-ZrO_2 and $Y_2O_3-CeO_2-ZrO_2$ solid solutions. *Colloids and Surfaces A: Physicochemical and Engineering Aspects*, 151, 3, 435.
9. Marrero-López, D., Peña-Martínez, J., Ruiz-Morales, J.C. et al. (2008) Phase stability and ionic conductivity in substituted $La_2W_2O_9$. *Bol. Soc. Esp. Ceram. V.*, 47, 4, 213–218.

INVESTIGATION OF PRESENCE OF MN^{+4} IN WELDING AEROSOLS USING RFS METHOD

O.M. Korduban¹, V.V. Trachevskii², T.V. Kryschuk¹, I.R. Javdoschin³, V.V. Holovko³

¹V.I. Vernadsky Institute of General and Inorganic Chemistry of the NAS of Ukraine. 33/34 Palladin Ave., 03142, Kyiv, Ukraine

²Technical Center of the NAS of Ukraine. 13, Pokrovska Str., 04070, Kyiv, Ukraine

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

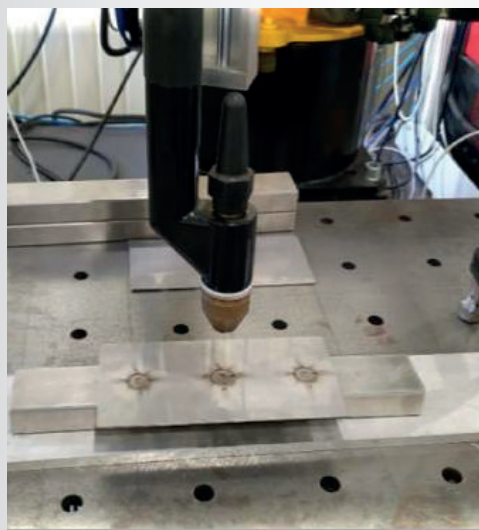
Toxicity of welding aerosol significantly affects the choice of the type of electrodes for arc welding. Modern research methods allow determining the content of divalent and trivalent manganese particles in the solid component of welding aerosol. The studies were carried out to determine the ability of detecting the presence of ions of the most toxic tetravalent manganese in the solid component of welding aerosol. The possibility of using the method of RFS analysis for fixing manganese ions in the Mn^{4+} state in welding aerosols is shown. 9 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

Key words: welding, electrodes, aerosol, toxicity, manganese, X-ray fluorescence spectra

Надійшла в редакцію
15.03.2021

РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

Роботизоване плазмово-дугове точкове зварювання на постійному струмі



Приварювання листа товщиною 2,0 мм із сталі AISI 304 до пласкої труби 40x20x2 мм із сталі AISI 304

ВПЛИВ УМОВ ЗАХИСТУ ЗВАРЮВАЛЬНОЇ ВАННИ АРГОНОМ НА ВЛАСТИВОСТІ ШВІВ ПРИ TIG ЗВАРЮВАННІ ТИТАНУ

В.П. Прилуцький, Л.Є. Єрошенко

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

Розроблена методика, яка дозволяє при зварюванні титану в реальному масштабі часу експериментально встановити кореляційну залежність між підвищеною концентрацією кисню в аргоні зварювального пальника, інтенсивністю випромінювання атомних ліній кисню ОІ в дузі і відповідною зміною властивостей зварних швів. Встановлено, що збільшення вмісту кисню у аргоні до 0,34 об. % при порушенні захисту шва призводить до підвищення межі міцності металу шва на 30 % і одночасно зниженню пластичності на 65 %. Запропонована методика може бути використана для створення бази даних при розробці систем прогнозування експлуатаційної надійності зварних конструкцій з титанових сплавів за кількісними показниками зміни характеристик металу зварного шва під час зварювання. Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: аргонодугове зварювання (TIG), сплав титана BT1-0, порушення захисту аргонном, газові домішки, прогнозування властивостей швів

Одним з найбільш поширених методів зварювання плавленням, який застосовується в промисловості при виготовленні відповідальних конструкцій з титанових сплавів, є метод дугового зварювання вольфрамовим електродом в інертному газі (зазвичай в аргоні). Для створення якісного захисту зварного з'єднання інертним газом, що виключає забруднення металу шва шкідливими домішками (киснем і азотом), окрім конструктивних особливостей зварювальних пальників і захисних пристосувань використовують аргон вищого сорту, що містить не менше 99,993 об. % основної речовини [1]. Перехід кисню, азоту і водню з аргону в метал шва вивчено у ряді робіт [2–4]. Показано, що відносне підвищення вмісту кисню і азоту в металі шва залежить головним чином від парціального тиску цих газів в аргоні і тривалості його контакту з рідким металом зварювальної ванни і остигаючим зварним з'єднанням. Отже, випадкові порушення аргонного захисту під час зварювання, як і недостатня чистота аргону, викликають збільшення концентрації домішок впровадження в металі шва, що знижує в тому або іншому ступені механічні властивості зварного з'єднання.

Відомі способи неруйнівного контролю не дозволяють в реальному масштабі часу встановити навіть сам факт переходу газових домішок із захисного середовища (аргону) в метал шва і, тим більше, прогнозувати міру зміни його властивостей в результаті цього переходу. Запропоновані методи діагностики дозволяють лише фіксувати відхилення параметрів зварювального процесу від номінальних значень і виявляти можливі дефекти в зварних з'єднаннях після зварювання [5, 6].

Тому розробка методу, що дозволяє під час зварювання не лише виявляти порушення захисту аргонном зварювальної ванни, але і встановлювати міру впливу цього порушення на механічні властивості зварного шва, є одним з важливих технологічних завдань. Його рішення може послужити основою для створення систем діагностики і прогнозування експлуатаційної надійності зварних конструкцій з титанових сплавів.

Мета роботи полягала в розробці методики створення експериментальної бази даних залежностей властивостей металу зварних швів при зварюванні титану марки BT1-0 від концентрації шкідливих домішок (кисню і азоту) в дуговому проміжку.

Матеріали і методи. Окрім домішки повітря в аргоні, додатковим джерелом попадання шкідливих домішок-газів в метал шва може бути забрудненість кромки зварюваних пластин і присадного дроту. Щоб уникнути впливу цих джерел, зварювання виконувалося наскрізним проплавленням пластин без застосування присадного дроту. Зварювання виконували на пластинах сплаву титану марки BT1-0 завтовшки 3 мм. Режим зварювання: $I_{зв} = 160$ А, $U_{д} = 10,5$ В, $v_{зв} = 12$ м/год, довжина дугового проміжку – 1,5 мм, діаметр вольфрамового електрода – 3 мм, кут заточування електрода – 30° , марка електрода – СВІ-1. До аргону [1], що поступає в пальник за схемою, приведеною на рис. 1, подавали шість концентрацій повітря (табл. 1). Витрату аргону і дозування повітря контролювали за допомогою ротаметрів РС-3 і РС-3А відповідно. Витрата аргону в пальник складала 12 л/хв, в захисну насадку – 27 л/хв. Вміст повітря в аргоні пальника змінювали в межах 0,25...1,58 об. %, при цьому вміст кисню зміню-

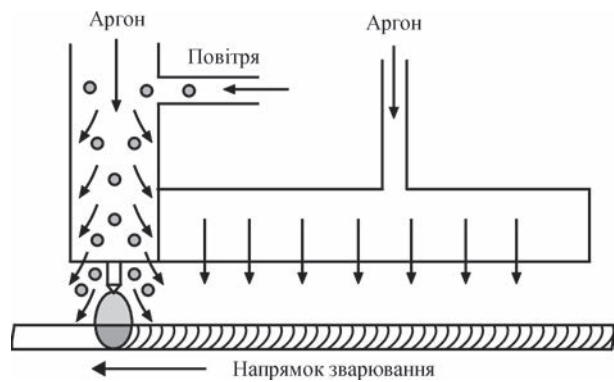


Рис. 1. Схема подання повітря в пальник

вався в межах 0,05...0,34 %. Критерієм оцінки властивостей металу зварних швів, отриманих при введенні в аргон дозованих концентрацій повітря, прийнято значення відношень показників меж міцності, відносних подовжень, поперечних звужень, твердості металу і вмісту газів в цих швах до відповідних показників металу швів, отриманих при зварюванні в аргоні без домішки повітря. Як видно з даних табл. 2, результати механічних випробувань зварних швів, отриманих при зварюванні в аргоні без домішки повітря показують певну кореляцію показників їх властивостей з відповідними показниками властивостей основного металу. Практично усі значення відношень показників властивостей швів до відповідних показників властивостей основного металу близькі до одиниці (табл. 3). Результати газового аналізу металу швів, отриманих при зварюванні в аргоні без домішки повітря (табл. 4), показують, що вміст в них кисню, азоту і водню практично залишається на рівні їх вмісту в основному металі. Тому отримані параметри властивостей металу зварних швів були взяті як базові параметри для порівняння якості металу зварних швів, отриманих при

Таблиця 1. Вміст повітря (кисню та азоту) у аргоні зварювального пальника

Номер п/п	Вміст повітря, об. %	Вміст кисню, об. %	Вміст азоту, об. %
1	0,25	0,05	0,20
2	0,40	0,08	0,32
3	0,66	0,14	0,52
4	1,00	0,21	0,78
5	1,08	0,23	0,84
6	1,58	0,33	1,23

Таблиця 2. Механічні властивості основного металу сплаву ВТ1-0 та металу шва

σ_{02} , МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	Ψ , %	H_{μ} , МПа
$\frac{379,0}{390,5}$	$\frac{453,0}{430,0}$	$\frac{36,0}{33,0}$	$\frac{58,0}{64,0}$	$\frac{1580}{1585}$

Примітка. Представлено середні значення результатів випробувань п'яти зразків. В чисельнику – показник металу шва, в знаменнику – основного металу.

Таблиця 3. Характеристики механічних властивостей металу швів (умовні одиниці)

σ_{02}	$\sigma_{\text{в}}$	d	γ	H_{μ}
0,97	1,05	1,09	0,9	0,99

Таблиця 4. Показники газового аналізу основного металу сплаву ВТ1-0 і металу шва

Вміст газів, мас. %		
O ₂	N ₂	H ₂
$\frac{0,070}{0,067}$	$\frac{0,026}{0,025}$	$\frac{0,0027}{0,0025}$
Примітка. Представлено середні значення результатів випробувань п'яти зразків. В чисельнику – показник металу шва, в знаменнику – основного металу.		

зварюванні з введеними концентраціями повітря в аргон.

Для того, щоб вибрати спектральні лінії азоту або кисню, по яких необхідно реєструвати інтенсивності випромінювання, був виконаний порівняльний аналіз характеристик спектральних ліній NI та NII, OI та OII у видимому діапазоні з характеристиками ліній ArI та ArII, що знаходяться поблизу. Аналіз виконувався по таблицях спектральних ліній [7], який показав, що у видимому діапазоні спектру (400...700 нм) дуже мало інтенсивних ліній азоту і кисню. Порівняння значень довжин хвиль випромінювання атомів і іонів азоту (NI, NII) та кисню (OI, OII) зі значеннями довжин хвиль атомів і іонів аргону (ArI, ArII) показало, що ці величини надзвичайно близькі. Крім того, інтенсивність випромінювання NI, NII і OI, OII дуже мала у порівнянні з інтенсивністю ліній аргону. Тому використати для реєстрації лінії азоту і кисню в цьому діапазоні на тлі сильного випромінювання іонів аргону недоцільно. Із даних аналізу спектру ближньої інфрачервоної області (700...800 нм) видно, що в ній знаходяться спектральні лінії випромінювання атомів азоту (NI) і кисню (OI) з нижчою енергією збудження, ніж у видимій області спектру. Рис. 2 ілюструє, що достатня різниця між довжинами хвиль випроміню-

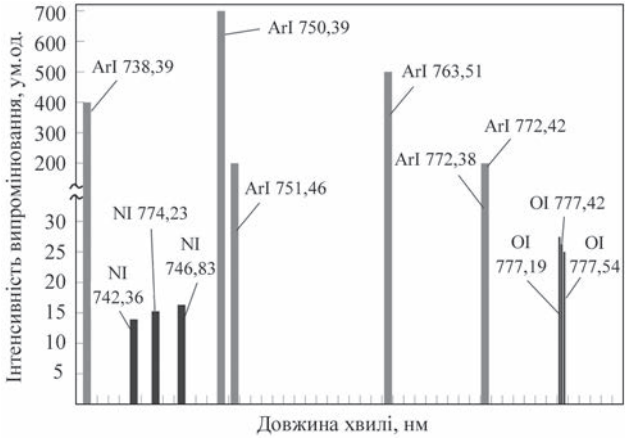


Рис. 2. Схема ближньої інфрачервоної області спектру (700...800 нм)

вання атомів азоту і кисню і найближчими лініями атомів аргону може знизити вплив випромінювання атомів аргону на випромінювання атомів азоту і кисню. Тому інтенсивність їх світіння в досліджуваних спектрах має бути значно вища, ніж у видимій області спектру. Для більшого зниження впливу випромінювання атомів аргону ArI і виділення спектральної області, в якій випромінюють атоми азоту NI і кисню OI, бажано використати вузькополосні світлофільтри.

Реєстрацію зміни інтенсивності випромінювання атомних ліній кисню і азоту в дуговому проміжку залежно від концентрації повітря в аргоні зварювального пальника виконували спектрографом СТЕ-1, діапазон реєстрації спектральних ліній якого знаходиться в межах 220...900 нм. Лінії спектру реєстрували на фотопластинах типу Інфра-780, потім обчислювали середні значення показників інтенсивності у кожному досліді. Таким чином були отримані величини інтенсивності випромінювання атомних ліній кисню OI і азоту NI в дуговому проміжку при введенні в аргон зварювального пальника шість концентрацій повітря. Це дозволило встановити такі кореляційні залежності: зміна концентрації кисню і азоту в аргоні зварювального пальника – інтенсивність випромінювання атомних ліній OI та NI в дузі; зміна інтенсивності випромінювання атомних ліній OI в дузі – властивості металу зварних швів.

Результати досліджень. З метою перевірки припущення про інтенсивність випромінювання ліній азоту NI і трьох ліній OI, що злилися в одну, був використаний метод фотографування спектру з видаленою щільною спектрографа [8]. Цей метод дає можливість спостерігати повне монохроматичне зображення дуги у світінні відповідної довжини хвилі. Отримані таким методом через вузькополосні фільтри зображення спектрограм при

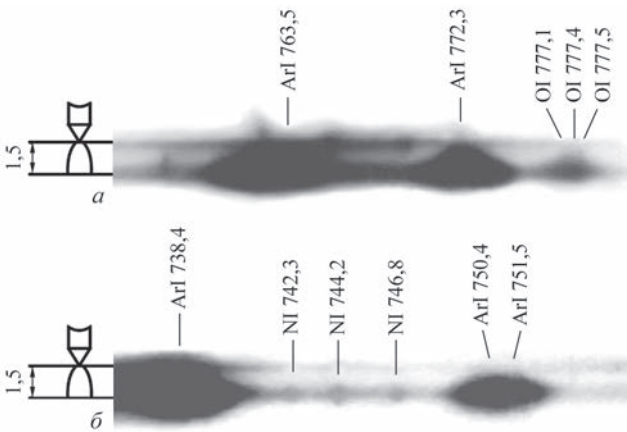


Рис. 3. Подовжні спектри дуги (Ar + 0,25 об. % повітря): а – спектр випромінювання атомів кисню OI; б – спектр випромінювання атомів азоту NI

введенні в аргон пальника мінімальної концентрації повітря (0,25 об. %) представлено на рис. 3. По щільності зображень спектрограм можна оцінити інтенсивність випромінювання виділених ліній атомів азоту NI і кисню OI за усім обсягом дугового проміжку. Як видно, щільність зображення кожної лінії азоту (рис. 3, а) значно слабкіша, ніж сумарна щільність зображення ліній кисню, видимих, як одна лінія (рис. 3, б). Для отримання додаткової інформації про розподіли інтенсивності випромінювання атомних ліній азоту і кисню по довжині дугового проміжку були досліджені поперечні спектри дуги, які фотографували на різній відстані від анода (рис. 4). З приведених даних видно, що інтенсивність випромінювання атомів азоту у напрямку від катода до анода знижується, в той час як інтенсивність випромінювання атомів кисню розподілена досить рівномірно по усьому дуговому проміжку. Тому було зроблено висновок, що сильніший сигнал випромінювання може бути отриманий при реєстрації сумарної інтенсивності спектру випромінювання атомів кисню OI у в дузі і викори-

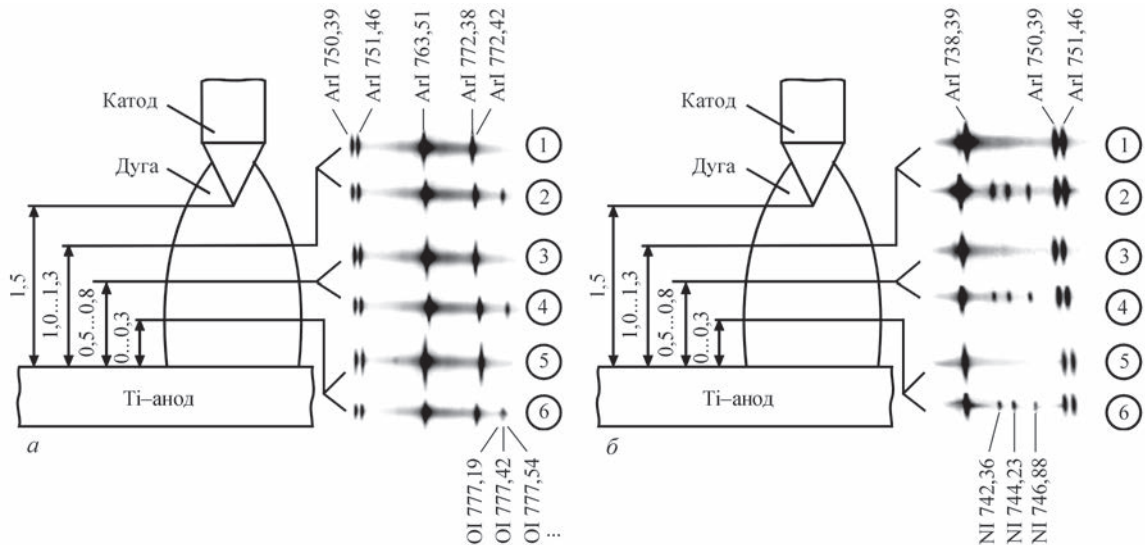


Рис. 4. Поперечні спектри дуги: а – спектр випромінювання атомів кисню OI; б – спектр випромінювання атомів азоту NI (1, 3, 5 – Ar 100 %; 2, 4, 6 – Ar + (0,25 об. % повітря)

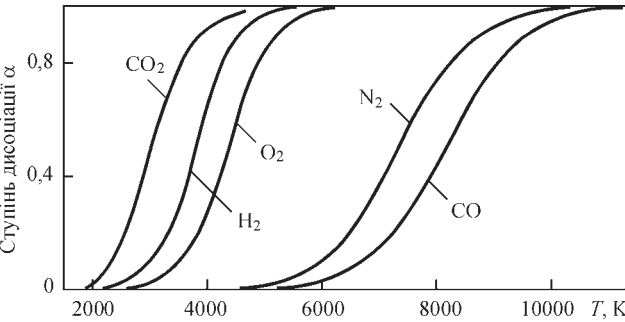


Рис. 5. Ступінь дисоціації α двоатомних газів в залежності від температури при тиску $p = 760$ мм рт. стовпа

станий як основний кількісний показник стану газового захисту аргонном зварювальної ванни.

Слід зазначити, що слабка інтенсивність випромінювання атомів азоту пов'язана, скоріш за все, з відносно невисокою температурою плазми поблизу анода, і, отже, недостатньою мірою для дисоціації молекул азоту (рис. 5) [9]. Експерименти показали, що при підвищенні вмісту кисню в аргоні зварювального пальника в діапазоні 0,05...0,34 об. % інтенсивність світіння ліній кисню лінійно зростає (рис. 6). Спостережуваний на графіку деякий розкид даних можна пояснити неконтрольованим явищем флуктуації домішки повітря і швидкості його потоку при виході із сопла пальника. При цьому деяка частина молекул кисню може потрапляти в низькотемпературні ділянки дуги, де міра їх дисоціації зни-

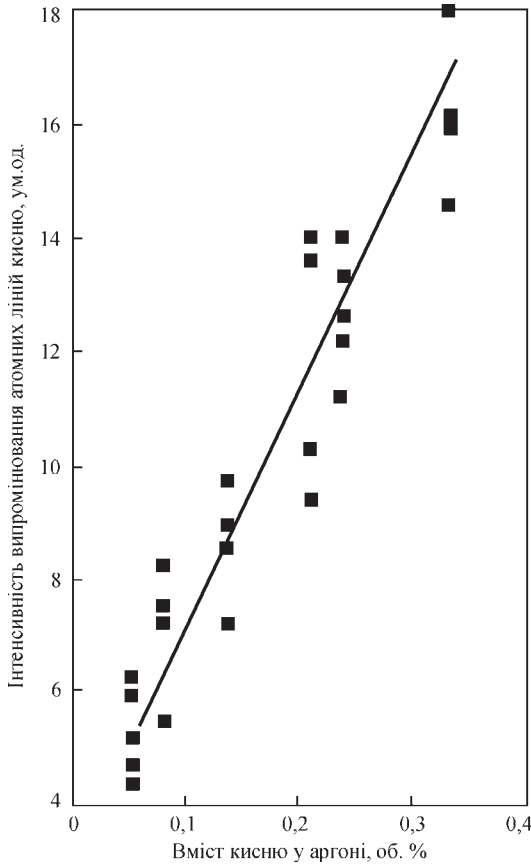


Рис. 6. Залежність сумарної інтенсивності випромінювання атомних ліній кисню ОІ 777,19, 777,42, 777,54 нм в дузі від його вмісту в аргоні зварювального пальника

жується. Тому знижується і загальна інтенсивність світіння ліній кисню ОІ. Після проходження високо-температурної зони дуги потік суміші аргону і повітря опускається до зварювальної ванни, в якій відбувається поглинання розплавленим металом домішок (кисню та азоту). Це підтверджується результатами газового аналізу металу швів (рис. 7). Як видно з приведених даних, вміст азоту і кисню в металі швів зростає пропорційно збільшенню вмісту кисню в аргоні.

На рис. 8 приведені залежності зміни відносних величин межі міцності і подовження металу зварних швів від вмісту кисню в аргоні зварювального пальника. Як видно, збільшення в дуговому проміжку кисню до 0,34 об. % (і відповідно азоту) призводить до підвищення межі міцності зварних швів на 30 %, а відносно подовження знижується на 65 %. Ці результати цілком узгоджуються з даними роботи [2].

З отриманих даних можна зробити висновок, що експериментально знайдено кореляційний зв'язок між зміною інтенсивності випромінюван-

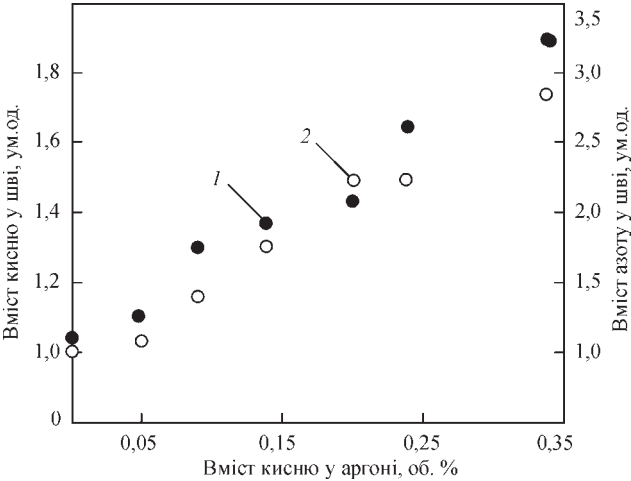


Рис. 7. Залежність відносного вмісту кисню (1) і азоту (2) в металі зварних швів від кількості кисню в аргоні зварювального пальника

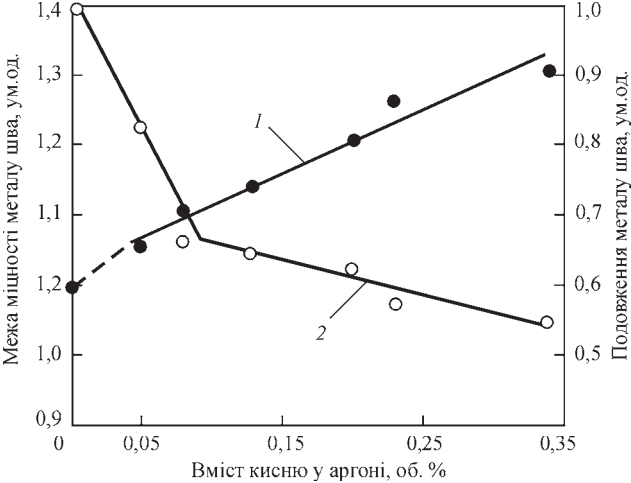


Рис. 8. Відносна зміна межі міцності (1) та подовження (2) металу швів залежно від вмісту кисню в аргоні зварювального пальника

ня атомних ліній кисню ОІ в дузі і зміною властивостей металу зварних швів. Запропонована методика може бути використана при розробці систем діагностики якості зварного з'єднання з прогнозуванням кількісних показників характеристик металу зварного шва в процесі зварювання.

Список літератури

1. ДСТУ ГОСТ 10157:2019 *Аргон газоподібний та рідкий. Технічні умови* (ГОСТ 10157-2016, IDT).
2. Гуревич С.М., Замков В.Н., Блашук В. Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. 2-е изд. Киев, Наукова думка.
3. Mitra, T.K., Venkataraman, G. (1996) Effect of shielding on the properties titanium welds. *WRI Journal*, 17, **46**, 117–121.
4. Щипков М.Д., Зеленова М.И., Петров В.Н. (1974) *Обработка давлением и сварка. Влияние состава защитной среды на конечное содержание водорода в металле шва при сварке сплава ЗВ*. Ленинград, Машиностроение.
5. Зубречкая Н.А., Федин С.С. (2014) Системи обробки інформації. *Прогнозирование прочности сварных точечных соединений*, вип. 5 (121).
6. Лазоренко Я.П., Шаповалов Е.В., Коляда В.А. (2011) Анализ спектра излучения сварочной дуги для мониторинга дуговой сварки (обзор). *Автоматическая сварка*, **11**, 24–27.
7. Зайдель А. Н., Прокофьев В. К., Райский С. М. и др. (1977) *Таблицы спектральных линий*. Москва, Наука.
8. Ерошенко Л.В., Прилуцкий В. П., Замков В.Н. (1994) Видео-спектральная методика исследования сварочной дуги в аргоне. *Автоматическая сварка*, **7-8**, 7–9.

9. Капцов Н.А. (1950) *Электрические явления в газах и вакууме*. Москва-Ленинград, Государственное издательство технико-теоретической литературы.

References

1. DSTU GOST 10157:2019: *Gaseous and liquid argon. Specifications* (GOST 10157-2016, IDT) [in Ukrainian].
2. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. 2nd Ed. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Mitra, T.K., Venkataraman, G. (1996) Effect of shielding on the properties titanium welds. *WRI J.*, 17(4), 117–121.
4. Shchipkov, M.D., Zelenova, M.I., Petrov, V.N. (1974) *Pressure treatment and welding. Influence of shielding atmosphere composition on final hydrogen content in weld of 3V alloy*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
5. Zubretskaya, N.A., Fedin, S.S. (2014) Information processing systems. *Prediction of strength of spot welded joints*. Issue 5 (121) [in Ukrainian].
6. Lazorenko, Ya.P., Shapovalov, E.V., Kolyada, V.A. (2011) Analysis of spectrum of the welding arc light for monitoring of arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **11**, 24–27.
7. Zajdel, A.N., Prokofiev, V.K., Rajskey, S.M. et al. (1977) *Tables of spectrum lines*. Moscow, Nauka [in Russian].
8. Eroshenko, L.V., Prilutsky, V.P., Zamkov, V.N. (1994) Video spectrum procedure for investigation of welding arc in argon. *Automatic. Svarka*, **7-8**, 7–9 [in Russian].
9. Kaptsov, N.A. (1950) *Electric phenomena in gases and vacuum*. Moscow-Leningrad, Tekh.-Teoretich. Lit-ra [in Russian].

INFLUENCE OF CONDITIONS OF WELDING POOL PROTECTION BY ARGON ON THE PROPERTIES OF WELDS IN TIG WELDING OF TITANIUM

V.P. Prilutsky, L.Ye. Yeroshenko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

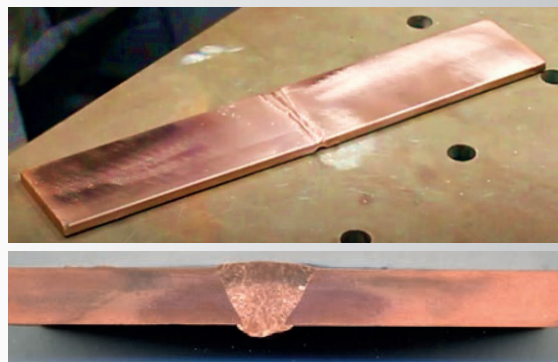
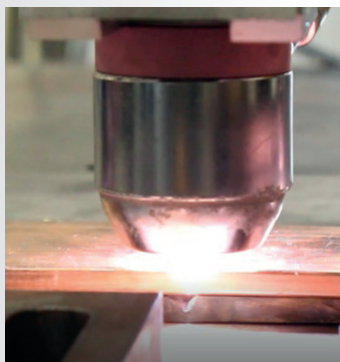
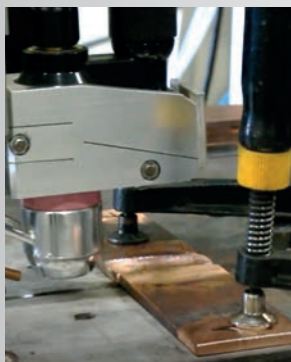
A procedure was developed that allows an experimental determination of a correlation between an increased oxygen concentration in the argon of welding torch, intensity of radiation of atomic oxygen lines OI in the arc and the corresponding change in the properties of welds in a real-time welding of titanium. It was found that an increase in oxygen content in argon to 0.34 vol. % during violation of the weld protection leads to an increase in the tensile strength of the weld metal by 30% and at the same time reduction in the ductility by 65%. The proposed procedure can be used to create a database in the development of systems for predicting operational reliability of welded structures of titanium alloys by quantitative indices of changes in the characteristics of the weld metal during welding. 9 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: argon arc welding (TIG), VT1-0 titanium alloy, violation of argon protection, gas impurities, prediction of weld properties

Надійшла до редакції 25.02.2021

РОЗРОБЛЕНО В ІЕЗ

Роботизоване плазмове зварювання мідних шин трансформаторів товщиною 6 мм



ВІДНОВЛЕННЯ ЗНОШЕНИХ КОСОЗУБИХ ВЕЛИКОМОДУЛЬНИХ ШЕСТЕРЕНЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

С.М. Козулін¹, І.І. Личко¹, С.С. Ковальчук¹, Г.С. Подима², М.В. Лазарчук²

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

²НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського», 03056, м. Київ, вул. Дашавська, 6/2.

E-mail: meganom8@ukr.net

Викладені результати експериментальних досліджень, виконаних з метою розробки високопродуктивної технології, устаткування і спеціального технологічного оснащення для відновлення зношених зубів великомодульних косозубих шестерень електрошлаковим наплавленням (ЕШН). Основні завдання роботи: розробка конструкції і методу виготовлення спеціального водоохолоджуваного формувального оснащення, пошук режимів ЕШН, що забезпечують гарантований сплав присадкового металу з основним, а також якісне формування робочих поверхонь наплавлених зубів; адаптація вузлів серійного апарату А-535 УХЛ4 з джерелом живлення ТШС 1000-3 для виконання ЕШН плавким мундштуком електродним дротом діаметром 3 мм з використанням плавлених флюсів АН-8 та АН-9У; розробка конструкції наплавлювальної установки; відновлення дослідно-штатної косозубої шестерні і оцінка її працездатності. Визначений рівень питомої погонної енергії, що забезпечує якісне відновлення зубів, вибрані зварювальні матеріали для отримання необхідного хімічного складу і службових характеристик наплавленого металу. На ремонтно-механічному заводі ТПО «Братський ЛПК» організована спеціалізована ділянка відновлення зубів великомодульних шестерень, де відновлено із застосуванням ЕШН зубчасте колесо і відправлено для проведення експлуатаційних випробувань. Досвід експлуатації показав, що відновлене зубчасте колесо має хорошу плавність ходу і стійкість зубів в умовах знакозмінних і контактних навантажень, що виникають при експлуатації окорувального барабана. Знос зубів на рівні твірної окружності не перевищує 3...5 мм. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: відновлення, косозубі шестерні, великомодульні, знос, електрошлакове наплавлення, плавкий мундштук, питома погонна енергія, формувальне оснащення, якість сплавлення, наплавлювальна установка, термічна обробка, залишкові деформації, експлуатаційні випробування

Відновлення деталей машин і механізмів, схильних до природного або аварійного зносу в процесі експлуатації – важливий засіб економії матеріальних і трудових ресурсів. Відновлювальне наплавлення у багатьох галузях промисловості перетворилося на окрему галузь зварювального виробництва і широко використовувалося для потреб народного господарства [1].

Особливе значення воно має при ремонті великогабаритних, ваговитих дорогих деталей машин і технологічного устаткування імпортного виробництва.

Нині в гірничодобувній, металургійній, деревообробній, енергетичній і інших галузях промисловості експлуатується значний парк устаткування імпортного виробництва, в приводних механізмах якого використовуються великомодульні косозубі шестерні, зубчасті вінці і колеса, працюючі в умовах значних знакозмінних навантажень і абразивного зносу.

Більшість з них не відпрацьовують регламентований ресурс в результаті передчасного зносу евольвентних і пітчевих профілів зубів до 60 %, а також у разі їх поломок, що виникають в процесі експлуатації, що неминуче призводить до простоїв устаткування, працюючого в цілодобовому режимі, і необхідності закупівель запасних деталей по імпорту.

Виробнича практика показує, що науково обґрунтована технологія і організація відновлення дефектних деталей в основному дозволяють у багатьох випадках досягти нормативного напруження техніки, а в окремих випадках навіть перевершити напруження нових виробів [1, 2].

На сьогоднішній день в Україні та за кордоном більшість вказаних зношених або пошкоджених деталей, маса дефектних елементів яких не перевищує 3...5 % від їх загальної маси, відправляють у металобрухт, що з нашої точки зору вкрай нерационально і технічно, і економічно.

Існуючі методи відновлення зубів великомодульних шестерень із застосуванням багатопрхідного електродугового наплавлення покритими електродами, механізованої в захисному газі та автоматичної під шаром флюсу не знайшли широкого застосування у зв'язку з низькою продуктивністю процесу, негарантованою якістю сплавлення присадкового матеріалу з основним, небезпекою утворення міжшарових дефектів у виді неметалевих включень, пор, тріщин, викришування активних поверхонь зубів і таке інше (рис. 1).

У зв'язку з цим розробка нових високоефективних методів відновлення зношених зубів великомо-

Козулін С.М. – <https://orcid.org/0000-0002-8368-4545>, Личко І.І. – <https://orcid.org/0000-0002-4977-7473>, Ковальчук С.С. – <https://orcid.org/0000-0002-1247-6917>, Подима Г.С. – <https://orcid.org/0000-0002-0825-3235>, Лазарчук М.В. – <https://orcid.org/0000-0001-6192-6825>

© С.М. Козулін, І.І. Личко, С.С. Ковальчук, Г.С. Подима, М.В. Лазарчук, 2021

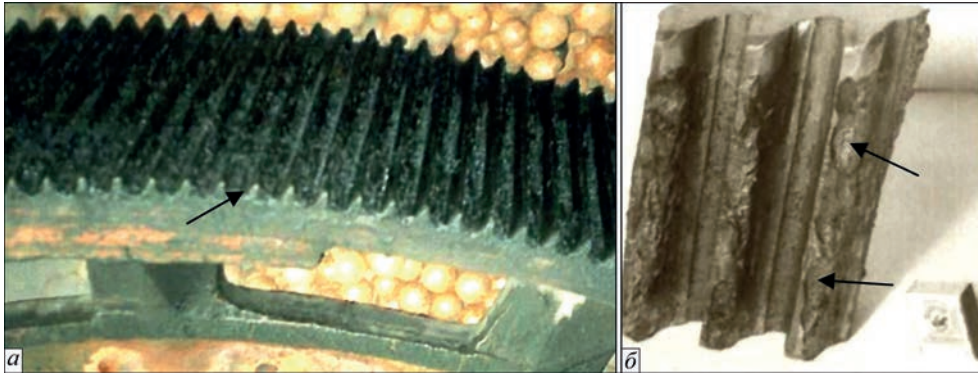


Рис. 1. Характерний знос зубів косозубого вінця привода рудорозмольного млина (а) і приклад викришування зубів косозубого колеса привода окорувального барабану після їх наплавки покритими електродами (б)

дульних шестерень з метою продовження їх ресурсу експлуатації є дуже актуальним завданням.

Найбільшими технічними можливостями для підвищення продуктивності і якості ремонтних робіт володіє електрошлакова наплавка (ЕШН), що знайшла широке застосування при відновленні великогабаритних деталей машин, які експлуатуються у важкій, металургійній, енергетичній, цементній та в інших галузях промисловості [3–5]. Головною перевагою ЕШН є можливість виконувати за один прохід наплавку шарів металу різного профілю практично необмежених розмірів при забезпеченні достатньо високої точності геометричних розмірів відновлюваних елементів.

Відомі приклади успішного застосування ЕШН при відновленні кількох поламаних зубів (модуль 36) шевронної шестерні кривошипно-шатунного пресу [2], а також зубів підвінцевої шестерні (модуль 40) обертової відпалювальної печі, дефекти в яких (зтоншення профілю та провал впадини) виявилися на завершальній стадії її виготовлення [6]. Після завершення відновлювальних робіт відділами технічного контролю заводів шестерні були визнані гідними до експлуатації та встановлені в приводні механізми, де успішно працювали до закінчення нормативного ресурсу експлуатації. Відомий також досвід застосування ЕШН для відновлення зубів (модуль 20) зношених прямозубих підвінцевих шестерень кульових млинів подрібнення вуглю [2]. Однак о прикладах відновлення за допомогою ЕШН косозубих шестерень крупного модуля інформація відсутня. Основною проблемою їх відновлення є особливості конструкції цих виробів, а саме гвинтовий характер розташування поверхонь вершин і впадин зубів [7], що суттєво ускладнює проектування і виготовлення формівної оснастки, а також техніку виконання ЕШН.

Метою даної роботи є розробка високопродуктивної технології, обладнання та спеціальної технологічної оснастки для відновлення зношених зубів великомодульних косозубих шестерень ЕШН.

Для досягнення поставленої мети необхідно було виконати комплекс досліджень аналітичного і практичного характеру:

– розробка конструкції та методу виготовлення спеціального охолоджуваного водою формувального оснащення;

– виконання лабораторних експериментальних досліджень з метою пошуку режимів та техніки виконання ЕШН, що забезпечують гарантоване сплавлення присадкового металу з основним, а також якісне формування робочих поверхонь наплавлених зубів;

– відпрацювання техніки початку процесу ЕШН з використанням методу «рідкого старту»;

– адаптація вузлів серійного апарату А-535 УХЛ4 з джерелом живлення ТШС 1000-3 для виконання ЕШН плавким мундштуком електродного дроту Ø3 мм з використанням плавлених флюсів АН-8 та АН-9У;

– розробка конструкції наплавної установки та пристрою для отримання рідкого флюсу;

– відновлення дослідно-штатної косозубої шестерні ЕШН;

– оцінка працездатності відновленої шестерні згідно результатам проведення експлуатаційних випробувань.

Методика виконання дослідних робіт передбачала:

• вибір зварювальних матеріалів для отримання хімічного складу наплавленого металу, що забезпечує рівномірність з'єднань основному металу, необхідну твердість і пластичність, відсутність гартувальних структур;

• спектральний аналіз наплавленого металу, виготовлення та вивчення поперечних макрошліфів наплавлених з'єднань;

• контроль якості наплавлених з'єднань за допомогою переносного ультразвукового дефектоскопа УД2-12;

• визначення твердості наплавлених зубів з використанням портативного динамічного твердоміра ТЭМП-2;

• розробка режиму і проведення загальної термічної обробки відновленої шестерні;

• заміри залишкових деформацій відновленої шестерні з використанням штангенциркуля ШЦ-III-2000-0,1 (ІСО 3599-76).

Найбільш відповідальними і трудомісткими у виготовленні вузлами спеціальної технологічної оснастки є пристрої, що забезпечують надійне утримання шлакової і металевої ванни, необхідні геометричні параметри відновлюваних зубів та якісне формування зовнішніх (робочих) поверхонь наплавленого металу. На конструкцію формуючого пристрою впливають геометричні параметри зубів і характер їх відновлення, а саме: одиничні випадки ЕШН окремих поламаних зубів чи повторна наплавка всіх зношених зубів, використання стаціонарної установки або тимчасових застосувань для проведення ремонту в монтажних умовах і таке інше.

Для відновлення зношених зубів косозубих колес привода окорувального барабану (модуль зуба 18, число зубів 88, кут нахилу зубів 15° , зовнішній діаметр 1676 мм, маса 1250 кг, матеріал – сталь SIS 1650, виробник – фірма «Ваплан», Швеція) була розроблена конструкція формівного пристрою. До складу пристрою входять: водоохолоджуваний кристалізатор, піддон, вхідна та вихідна технологічні планки. Кристалізатор представляє собою суцільно-мідний виріб, в якому утворено порожнини, що точно повторюють вихідний профіль зубів, і мають потрібний нахил від вертикалі. Для охолодження робочих поверхонь в тілі кристалізатора просвердлені отвори для протікання води. Конструкція кристалізатора дозволяє одну з порожнин використати як коронку, встановлюючи її на раніше наплавлені зуби. Це дає можливість зменшити похибку кроку відновлених зубів. Технологічні планки призначені для забезпечення гарантованого сплавлення присадкового металу з крайкою, що наплавляється в початковій ділянці, а також виводу шлакової ванни та усадкової раковини за межі наплавлюваної крайки при завершенні наплавлення зуба. Для забезпечення надійного початку процесу наплавлення з використанням методу «рідкого старту» [3] використовують водоохолоджуваний піддон, в тілі якого є пази, що служать каналами для транспортування рідкого флюсу в робочу порожнину [8]. Заливку рідкого флюсу здійснюють сифонним способом, використовуючи лійку, виготовлену з жароміцної сталі.

Враховуючи гвинтовий (розгортний гелікоїд) характер розташування поверхонь вершин та впадін зубів у косозубих шестерень [5], на стадії процесу виготовлення кристалізатора виникли певні труднощі. Для виготовлення розробленої конструкції знадобилося використання унікального зубофрезерного або координатно-розточувального верстата. У зв'язку з тим, що такі верстати не завжди доступні, оскільки є тільки на великих машинобудівних заводах, було запропоновано альтернативний метод виготовлення кристалізатора, який полягає у наступному. З сталю прокату було виготовлено прямокутний короб, який встановили та закріпили на секторі косозубого колеса с не-

зношеними зубами. На внутрішній поверхні кокіля нанесли вогнетривке покриття. В індукційній печі розплавляли необхідну кількість мідного брухту і після підігріву кокіля до 200°C виконали заливку розплавленої міді. Для виключення пор і тріщин розплавлену мідь розкисляли фосфористою міддю МФ9. Дрібні поверхневі каверни наплавляли покритими електродами АНЦ-3М. Потім у виливку просвердлили отвори для протікання охолоджуючої води і приварили штуцери для її подачі та зливу. Після випробувань системи охолодження при тиску води 5 атм. кристалізатор було визнано придатним до експлуатації.

Відпрацювання режимів ЕШН, що забезпечують гарантоване сплавлення присадкового металу з основним і якісне формування робочих поверхонь наплавлених зубів, виконувалося шляхом ряду експериментальних наплавок на натурних зразках.

Параметри режиму ЕШН розраховували з урахуванням раніше отриманих залежностей для відновлення зубів модулів 22 і більше [9]. Для приблизного розрахунку потрібної питомої погонної енергії ЕШН ($E_{\text{св}}$) експериментальним шляхом визначали ефективний к.к.д. процесу (η). Враховуючи, що ширина наплавлюваної крайки складає не більше 45 % від периметра робочого профілю кристалізатора, втратами тепла від випромінювання шлакової ванни вирішили знехтувати. Кількість теплоти, що відводиться охолоджуючою водою в стінки кристалізатора визначали, використовуючи відоме рівняння (1), виконавши заміри витрати води та її температури на вході та виході з кристалізатора:

$$Q_{\text{в}} = G_{\text{в}} (T - T_0), \quad (1)$$

де $G_{\text{в}}$ – витрата води, г/с; T_0 і T – температура води на вході та виході з кристалізатора відповідно, $^\circ\text{C}$.

Заміри показали, що кількість теплоти, яка відбирається системою охолодження кристалізатора, складає 19,8 кДж/с, а теплоти, що виділяється в шлакометалевій ванні – 30,6 кДж/с. Тому величину к.к.д. процесу прийняли $\eta = 0,35$. Настільки малу величину η , на відміну від досвіду ЕШН зубів більш крупного модуля, можна пояснити суттєво більшою площею наплавлюваної поверхні профілю відносно розміру основного металу (ніжки зуба). Питому погонну енергію процесу $E_{\text{св}}$ визначали з виразу (2):

$$E_{\text{св}} = \frac{IU\eta}{2,3V_{\text{с}}m}, \quad (2)$$

де I – струм наплавки, А; U – напруга наплавки; η – к.к.д. процесу; $V_{\text{с}}$ – швидкість наплавки, см/с; m – модуль зуба, см.

Розрахункове значення $E_{\text{св}}$ для ЕШН зубів модуля 18 (висота зуба – 40,5 мм) складало 117,3 кДж/см². Однак процес наплавки на розрахунковій $E_{\text{св}}$, в тому числі при вертикальному положенні робочої порожнини кристалізатора, відрізнявся недостатньою сталістю, до того ж були виявлені дефекти у вигляді не-

сплавлень в перехідних галтелях ніжок зубів, а також гофри на наплавлений поверхні (рис. 2).

Вказані проблеми недостатньої стійкості електрошлакового процесу і якості наплавленого металу викликані відносно малими розмірами зони наплавлення, в т.ч. значними розмірами охолоджуваної формувальної поверхні (для канонічного електрошлакового процесу). Підвищення сталості процесу і виключення вказаних дефектів здійснювали корегуванням параметрів режиму та суттєвим зменшенням тепловідводу в стінки кристалізатора. Встановлено, що при $E_{\text{св}} = 123 \text{ кДж/см}^2$ і глибині шлакової ванни 30...35 мм забезпечуються задовільна якість сплавлення наплавленого металу з основним і формування зовнішньої поверхні зубів. При цьому виконання ЕШН з відхиленням від вертикалі не впливає на якість сплаву і формування наплавленого металу (допустиме відхилення – 15°) [10]. Однак в процесі ЕШН спостерігалось періодична поява дугового розряду між мундштуком і стінками кристалізатора, що може привести до порушення стійкості процесу. Тому флюс АН-8 замінили на АН-9У, який має знижений вміст SiO_2 , що сприяє підвищенню температури початку його кипіння і покращенню сталості ЕШН [9]. Флюс АН-9У дозволяє тривало вести процес ЕШН на підвищеній напрузі, що необхідно для забезпечення надійного сплавлення присадкового металу з основним та якісного формування наплавленого металу. Більш низька в порівнянні з флюсом АН-8 в'язкість флюсу АН-9У (досягалась за рахунок збільшення вмісту в ньому CaF_2 , а також вводу ZrO_2) дозволяють отримувати більш тонку гарнісажну корочку [9], що необхідно для підвищення точності геометричних параметрів відновлюваних профілів. Для зниження рівня тепловідводу в робочу порож-

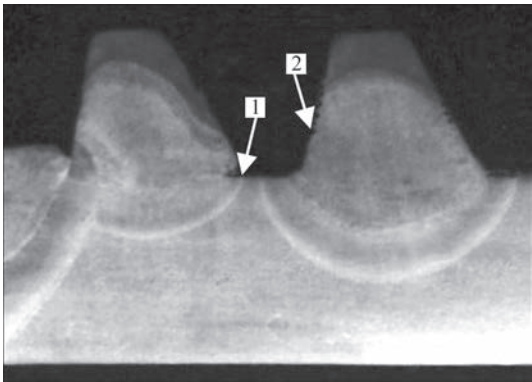


Рис. 2. Поперечний макрошліф зубів (модуль 18) з дефектами (показані стрілками): 1 – несплавлення в перехідній кривій; 2 – гофри на робочій поверхні зуба

Хімічний склад основного і наплавленого металу

Марка сталі	Масова доля елементів, %								
	C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Cu	As
SIS 1650	0,42...0,50	0,15...0,40	0,68...0,90	-	0,03	0,03...0,05	-	-	-
45 ДСТУ 7809:2015	0,42...0,50	0,17...0,37	0,50...0,80	0	до 0,0 до 0,335	до 0,04	до 0,25	до 0,30	до 0,08
Наплавлений метал	0,23	1,09	0,85	0,13	0,022	0,023	0,98	-	-

нину кристалізатора з його системи охолодження включили частину каналів для проходження води.

Після прийняття вказаних мір і корегування параметрів режиму вдалося забезпечити задовільну сталість процесу ЕШН, хорошу якість сплавлення та формування наплавленого металу (рис. 3).

Вибір електродних матеріалів (наплавочно-го дроту, пластин і каналів плавкого мундштука) здійснювали з урахуванням забезпечення технологічної міцності з'єднання, високої ударної в'язкості та достатньої твердості наплавленого металу. Оскільки сталь SIS 1650 (аналог – сталь 45 ДСТУ 7809:2015), з якої виготовлене зубчасте колесо, відноситься до класу важкозварюваних, щоб уникнути появи гарячих тріщин запропоновано зменшити вміст вуглецю в наплавленому металі, а також застосовувати попередній та супутній підігрів зубчастого колеса (150...300 °С). Збереження потрібних механічних властивостей наплавленого металу досягалось легуванням його додаванням хрому (біля 1 %) та кремнію (більше 0,8...1,0 %). В таблиці наведені хімічні склади основного і наплавленого металів.

Твердість основного металу складала $HV\ 190...207$, а наплавленого – $HV\ 220...240$, що підтвердило правильність обраної методики.

Для забезпечення надійного початку процесу ЕШН і скорочення часу наплавки при великій кількості зубів, потребуючих відновлення, було запропоновано використовувати метод «рідкого старту» [2]. Для цього була розроблена конструкція і виготовлено окремий автономний пристрій для розплавлення флюсу і тривалого підтримання його в рідкому стані (рис. 4).

Потрібну дозу рідкого шлаку заливали через сифонну ліжку формуючого пристрою, після чого включали подачу зварного дроту, забезпечуючи стабільний старт процесу ЕШН. Після

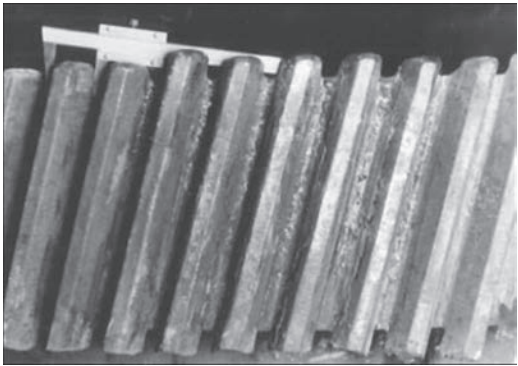


Рис. 3. Зовнішній вид наплавлених зубів

старту ЕШН кожного зуба, на пристрої плавлення флюсу (рис. 4) зменшували струм та напругу на 30...40% (черговий режим), постійно підтримуючи флюс в розплавленому стані. Застосування такого пристрою дозволило не тільки зменшити час наплавки, складально-підготовчих робіт, але й зекономити витрати флюсу шляхом повторного розплавлення його затвердлених кусків, що вибираються з сифонної воронки та водоохолоджуваного піддону. Продуктивність відновлення зношених

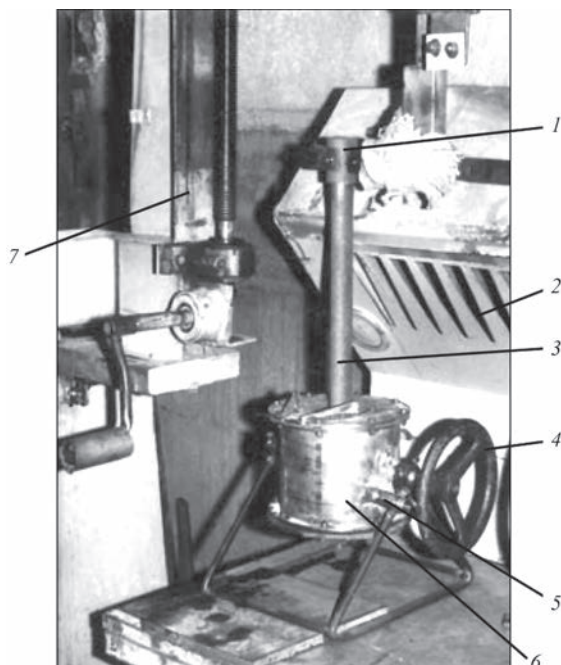


Рис. 4. Пристрій для розплавлення зварного флюсу: 1 – електродотримач; 2 – газовідсос; 3 – графітовий електрод; 4 – штурвал; 5 – стопор; 6 – футерований тигель; 7 – механізм переміщення електрода

зубчастих колес залежить від ряду технічних факторів: рівня механізації підготовчих та налагоджувальних операцій, типорозміру відновлюваних зубів, а також кількості одночасно наплавлюваних зубів та ін. При використанні багатоелектродних апаратів можна виконувати наплавку одночасно чотирьох і більше зубів.

Для реалізації технології відновлювального ремонту на базі серійного апарату А-535 УХЛ4 з джерелом живлення ТШС 1000-3 розроблена спеціалізована установка для ЕШН зубів косозубих великомодульних шестерень (рис. 5). При наявності зварювального апарату установку можна сформувати з комплектуючих механізмів і оснастки, що здебільшого є, або можна виготовити на кожному промисловому підприємстві.

Зубчасте колесо 1, підготовлене до відновлення, закріплюють на планшайбі зварного маніпулятора 2. На рейковій колоні 10 апарату встановлено механізм підвіски 9 кристалізатора 7, за допомогою якого останній має можливість переміщення до зони наплавки і притиснення до виробу з необхідним зусиллям. Водоохолоджуваний піддон 5 закріплено на пристрої 6, за допомогою якого здійснюється його переміщення і притиснення до нижнього торця кристалізатора і вхідної технологічної планки 4. З метою використання дровового апарату 13 для виконання ЕШН плавким мундштуком, передбачено спеціальний мундштук 14, функціями якого служать: надійне кріплення невитратної частини плавких мундштуків, подача електродного дроту, підведення зварного струму. Для додаткового освітлення зони наплавлення під час складальних операцій на пульті управління апарату встановлена лампа

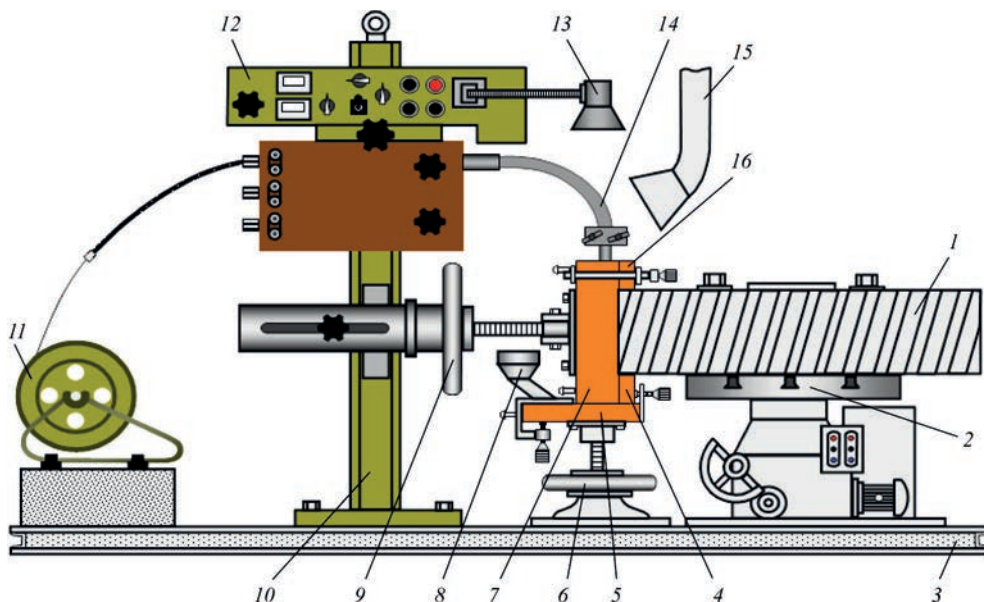


Рис. 5. Схема установки для відновлення зубів косозубих великомодульних шестерень електрошлаковим наплавленням: 1 – відновлювана шестерня; 2 – зварний маніпулятор М1; 3 – плитний настил; 4 – вхідна технологічна планка; 5 – піддон водоохолоджуваний; 6 – пристрій переміщення і фіксації піддону; 7 – кристалізатор; 8 – сифонна лійка; 9 – механізм підвіски та переміщення кристалізатора; 10 – рейкова колона; 11 – котушка з електродним дротом; 12 – апарат А-535; 13 – лампа освітлення зони наплавки; 14 – спеціальний мундштук; 15 – газовідсос; 16 – вихідна технологічна планка

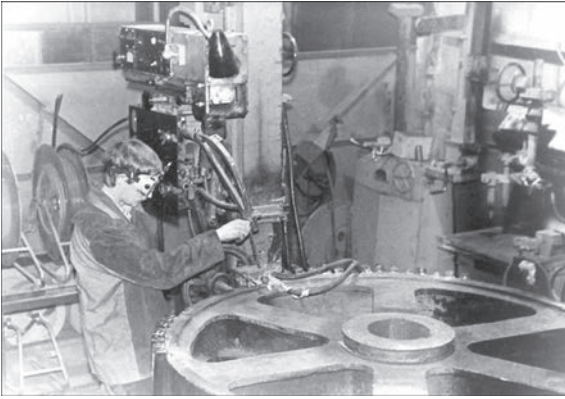


Рис. 6. Фрагмент ЕШН зубів ($m = 18$, $z = 88$, $\beta = 15^\circ$) приводного колеса окорувального барабана

13. Для попереднього і супутнього підігріву відновлюваних шестерень змонтовані три повітряно-пропанових пальника.

Даний проект установки було використано при організації спеціалізованої дільниці відновлення зубів великомодульних шестерень та зубчатих коліс окорувальних барабанів на одному з ремонтно-механічних заводів (ТПО «Братський ЛПК»)*. Перед початком ремонтних робіт зношені зуби видалили механічним шляхом, залишивши частину незношених ніжок зубів, яким зробили вхідний (100%) ультразвуковий контроль якості металу. При цьому основна увага приділялася виявленню втомних тріщин [2, 10]. Після цього заготівку установили на зварний маніпулятор і, обертаючи планшайбу, виконали попередній підігрів її до $180 - 250^\circ\text{C}$, повітряно-пропановими пальниками. З метою зменшення залишкових деформацій наплавку зубів здійснювали врозкид, тобто в діаметрально розташованих секторах колеса (рис. 6).

Зменшення усадкової раковини і величини злиткового додатку наплавлення у вихідному кармані 16 (рис. 5) здійснювали методом підпитки [6]. Тривалість наплавки одного зуба складала $22 \dots 24$ хв., а складально-підготовчих операцій між наплавками – $15 \dots 25$ хв. В процесі виконання наплавки здійснювали супутній підігрів обода зубчастого колеса. По завершенні ЕШН усіх зубів шестерню піддали загальній термічній обробці по режиму – нормалізація плюс високий відпуск

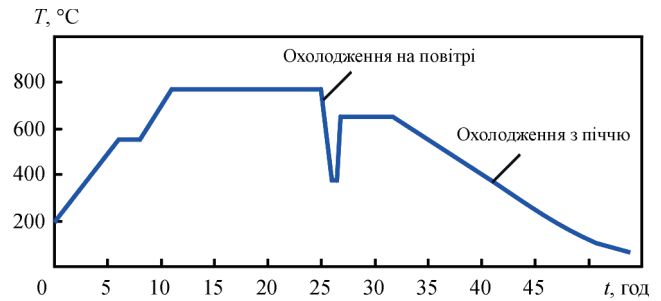


Рис. 7. Режим термічної обробки відновленого зубчастого колеса

(рис. 7). Термообробку здійснювали в електропечі з викотним подом. На рис. 8 показано зовнішній вид відновленого зубчастого колеса: після термічної обробки (а), встановленого в привід обертання окорувального барабана (б) після механічної обробки наплавлених зубів.

Перше відновлене зубчасте колесо було встановлено в розпилювально-окорувальному цеху ВАТ «Братськцелюлоза» в привід першої секції окорувального барабана № 3 (рис. 8, б) для експлуатації в безперервному режимі при робочому навантаженні барабана. Швидкість обертання барабана – 5 об/хв, відновленого зубчастого колеса – 22 об/хв. Аналіз трьохрічної експлуатації показав, що відновлене зубчасте колесо має хорошу плавність ходу і стійкість зубів в умовах знакозмінних та контактних навантажень, виникаючих при експлуатації барабана. Робоча поверхня наплавлених зубів гладка, без задирок. Руйнувань та місцевих відколів зубів не виявлено. Знос зубів на рівні твірної окружності не більше $3 \dots 5$ мм. Замірами залишкових деформацій відновленої шестерні встановлено, що еліпсність по діаметру впадин не більше $0,5 \dots 0,8$ мм, а конусність по твірній при зовнішньому діаметрі 1676 мм складає не більше $2,4 \dots 2,6$ мм.

Висновки

1. Розроблена високопродуктивна технологія, обладнання і спеціальна технологічна оснастка для відновлення зношених зубів великомодульних косозубих шестерень ЕШН.

2. Строк експлуатації відремонтованого зубчастого колеса перебільшує фактичний строк експлу-

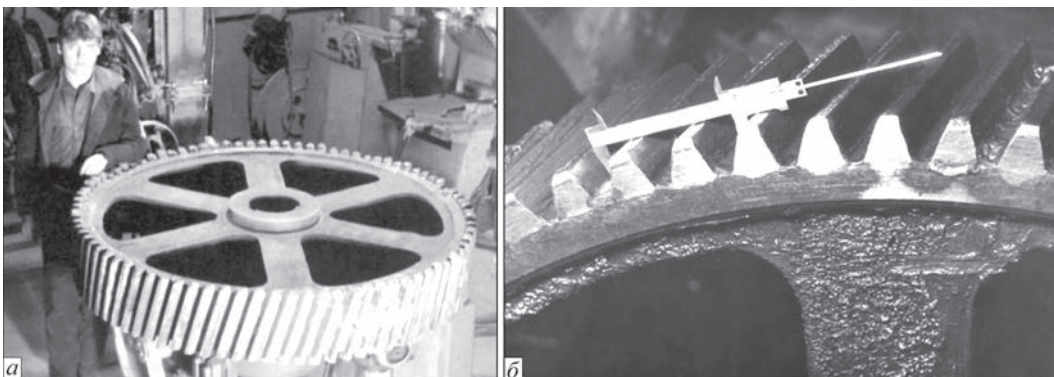


Рис. 8. Зовнішній вид відновленого зубчастого колеса після термічної обробки (а) і встановленого в привід обертання окорувального барабана (рис. 8, б) після механічної обробки наплавлених зубів (б)

атації нових зубчастих коліс до їх повного зносу, а також відновлених з використанням електродугу-вих способів наплавки.

3. Організована дільниця володіє певною універсальністю, оскільки на ній можна виконувати інші ремонтні роботи, наприклад, електрошлакову наплавку тіл обертання, електрошлакове зварювання зруйнованих виробів товщиною 40...350 мм, електрошлаковий переплав відходів різального інструмента та ін.

4. Застосування розробленої технології дозволяє продовжити ресурс експлуатації великогабаритних дорогих зубчастих коліс і відповідно зменшити закупки цих виробів по імпорту.

**В роботі приймали участь Г.М. Лапига, А.І. Імшенецький, В.Я. Цибуленко, В.Г. Тюкалов, А.П. Бордовський, А.М. Белєзов та ін.*

Список літератури

1. Пантелеєнко Ф.І., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М. (2003) *Восстановление деталей машин: Справочник*. Иванов В.П. (ред.). Москва, Машиностроение.
2. Сушук-Слюсаренко І.І., Лычко І.І., Козулин М.Г., Семенов В.М. (1989) *Электрошлаковая сварка и наплавка в ремонтных работах*. Киев, Наукова думка.
3. Патон Б.Е. (1980) *Электрошлаковая сварка и наплавка*. Москва, Машиностроение.
4. Зорин И.В., Соколов Г.Н., Цурихин С.Н. и др. (2005) Восстановление рабочих поверхностей деталей и инструмента сборочно-сварочной оснастки электрошлаковым способом композиционными жаропрочными материалами. *Сборка в машиностроении, приборостроении*, 5, 17–20.
5. www.voestalpine.com/welding.
6. Kozulin, S.M., Lychko, I.I., Podyma, G.S. (2008) Electroslag surfacing of rotating kiln gear shaft teeth. *The PatonWelding J.*, 5, 31–34.

7. Волюшко Ю.С. (2008) *Основы теории и проектирования зубчатых передач: учеб. пособие по дисциплине «Теория машин и механизмов»*. Владимир, Изд-во Владим. гос. ун-та.
8. Лычко И.И., Козулин С.М. (1988) *Электрошлаковая наплавка – эффективный способ восстановления крупномодульных шестерен*. Киев, Общество «Знание».
9. Kozulin, S.M., Sushchuk-Slyusarenko, I.I., Lychko, I.I. (2009) Effect of ESC parameters on quality of restored gear teeth. *The PatonWelding J.*, 9, 47–49.
10. Лычко И. И., Сушук-Слюсаренко И.И. (1987) Технологические особенности восстановления деталей машин и агрегатов электрошлаковой сваркой и наплавкой. *Автоматическая сварка*, 3, 56–57.

References

1. Panteleenko, F.I., Lyalyakin, V.P., Ivanov, V.P., Konstantinov, V.M. (2003) *Restoration of machine parts*. In: *Refer. book*. Ed. by V.M. Konstantinov. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
2. Sushchuk-Slyusarenko, I.I., Lychko, I.I., Kozulin, M.G., Semenov, V.M. (1989) *Electroslag welding and surfacing in repair work*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Paton, B.E. (1980) *Electroslag welding and surfacing*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Zorin, I.V., Sokolov, G.N., Tsurikhin, S.N. et al. (2005) Restoration of working surfaces of parts and tool of assembly-welding fixture by electroslag method using composite heat-resistant materials. *Sborka v Mashinostroenii, Priborostroenii*, 5, 17–20 [in Russian]. www.voestalpine.com/welding.
5. www.voestalpine.com/welding.
6. Kozulin, S.M., Lychko, I.I., Podyma, G.S. (2008) Electroslag surfacing of rotating kiln gear shaft teeth. *The PatonWelding J.*, 5, 31–34.
7. Volyushko, Yu.S. (2008) *Fundamentals of theory and design of gears*. In: *Manual on Theory of Machines and Mechanisms*. Vladimir, Izd-vo Vlad. Gos. Un-ta [in Russian].
8. Lychko, I.I., Kozulin, S.M. (1988) *Electroslag cladding as an effective method of restoration of large-module gears*. Kiev, Znanie [in Russian].
9. Kozulin, S.M., Sushchuk-Slyusarenko, I.I., Lychko, I.I. (2009) Effect of ESC parameters on quality of restored gear teeth. *The PatonWelding J.*, 9, 47–49.
10. Lychko, I.I., Sushchuk-Slyusarenko, I.I. (1987) Technological features of restoration of machine parts and units by electroslag welding and surfacing. *Avtomatich. Svarka*, 3, 56–57 [in Russian].

RESTORATION OF WORN HELICAL COARSE PITCH GEARS BY ELECTROSLAG CLADDING

S.M. Kozulin¹, I.I. Lychko¹, S.S. Kovalchuk¹, G.S. Podyma², M.V. Lazarchuk²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²NTUU «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», 6/2 Dashavska Str., 03506, Kyiv, Ukraine.

E-mail: meganom8@ukr.net

The paper presents the results of experimental studies performed with the aim of development of a high-efficient technology, equipment and special technological fixtures for restoration of worn teeth of coarse pitch helical gears by electroslag cladding (ESC). The main objectives of the work were development of the design and method of fabrication of a special water-cooled forming fixture, establishing ESC modes that guarantee fusion of the filler with the base metal, as well as sound formation of the working surfaces of clad teeth; adaptation of the assemblies of batch-produced machine A-535 UKhL4 with TShS 100-3 power source to perform consumable-nozzle ESC by 3 mm electrode wire, using AN-8 and AN-9U fused fluxes; restoration of a test-standard helical gear and assessment of its serviceability. The level of specific heat input that ensures sound teeth restoration was established; welding consumables were selected to ensure the required chemical composition and performance of the deposited metal. A special shop section was set up at repair-mechanical plant of TPA «Bratsk TIC» for restoration of the teeth of coarse pitch gears, where a gear was restored using ESC and sent for performance tests. Operation experience showed that the restored gear has good running smoothness and teeth resistance under the conditions of alternating and contact loads, arising at operation of the debarking drum. Teeth wear on the level of the generating circle is not more than 3 – 5 mm. 10 Ref, 1 Tabl., 8 Fig.

Keywords: restoration, helical gears, coarse pitch, wear, electroslag cladding, consumable nozzle, specific heat input, forming fixture, cladding machine, heat treatment, residual deformations, performance tests

Надійшла до редакції
13.04.2021

КУДИ І ЯК РУХАЄТЬСЯ НАША НАУКА*

Сьогодні ЗМІ дуже мало займаються наукою та вченими. Складається враження, що все життя нашого суспільства «висить» на політичній волосинці, а решта, зокрема й наука, – це щось другорядне, необов'язкове, що безпосередньо не стосується життя країни, її потреб, її людей та їхнього розвитку. Людина, яка відповіла на запитання газети «День», думає інакше. Нижче пропонуємо відповіді Бориса Патона – президента Національної академії наук України – на запитання кореспондента газети «День».

– Як президент Національної академії наук України, як ви оцінюєте сьогоднішні наукові результати академічних інститутів нашої країни? Чи відповідають ці результати: 1) колишньому радянському; 2) світовому рівню стратегічних досліджень?

– Я б не став так розмежовувати колишній радянський, як ви висловилися, й світовий рівень досліджень.

Точні й природничі науки в СРСР розвивалися на дуже високому рівні. І це стосувалося не лише так званої закритої або оборонної тематики, а й фундаментальних досліджень, практична значущість яких проявилася через багато років.

Одним зі свідчень цього стало нещодавнє присудження Нобелівської премії видатному російському фізику Жоресу Івановичу Алфьорову за дослідження напівпровідникових гетероструктур.

1996 року Міжнародне комп'ютерне товариство посмертно нагородило своєю найвищою нагородою – званням «Піонер комп'ютерної техніки» Віктора Михайловича Глушкова, видатного українського вченого-кібернетика.

Ще один приклад. Наукові основи електрошлакової переплавки й загалом спецелектрометалургії були ще в 60-ті роки створені саме нашими, українськими вченими. І не їхня провина в тому, що нині у світі в електропечах виробляється 30 % металу, а в Україні – лише близько одного відсотка від загального обсягу.

Щодо оцінки сьогоднішніх наукових результатів можна з упевненістю стверджувати, що вченим Національної академії наук вдалося на окремих напрямках зберегти й підтримувати їх досить високий рівень. І це, повірте, не самооцінка.

Так, світового пріоритету за роки незалежності України набули дослідження українських вчених

в галузі молекулярної фізіології, а також кріобіології та кріомедицини.

Широкого визнання світової наукової громадськості здобувають роботи наших математиків і вчених у галузі теоретичної механіки.

Дослідження, які проводяться в Академії в галузі фізики наднизьких температур, зокрема з ядерного магнетизму, кінетики квантових ефектів, роботи в галузі декаметрової радіоастрономії наразі значною мірою не лише перебувають на світовому рівні, а й значною мірою визначають цей рівень.

Національна академія наук України залишається загальноновизнаним у світі центром матеріалознавства. Серед останніх досягнень наших вчених у цій галузі – розробка вперше у світовій практиці поліматричного композиту на основі тугоплавких металів хром-ванадій, відкриття механізму вирощування надчистих великих монокристалів алмазу, створення принципово нового методу отримання інтеркаляційних нанокompозитів. Конкурентоспроможною на світовому ринку є й розроблена вченими Академії технологія виробництва зливків титану та його сплавів з високою чистотою.

Є певні досягнення у галузі соціогуманітарних наук. Значний внесок зроблено в теоретичне обґрунтування й інформаційно-аналітичний супровід суспільно-політичних і соціально-економічних перетворень, вивчення сучасних трансформацій у суспільстві, розробку основ структурно-інвестиційної, інноваційної, етнонаціональної, демографічної й гуманітарної політики держави.

Фундаментальні праці опубліковані з історії України й історії української культури. Важливим результатом стало створення першої вітчизняної електронної лексикографічної системи.

Визнанням світового рівня досліджень вчених Академії стало присудження їм престижних міжнародних премій і нагород.

За останні роки серед таких подій – нагородження Платона Григоровича Костюка Золотою медаллю й премією ім. Дж. Гальвані за пріоритетні роботи в галузі нейронаук, присудження Віктору Григоровичу Бар'яхтару премії ім. М.М. Боголюбова Об'єднаного інституту ядерних досліджень в Дубні за видатні досягнення в галузі теоретичної фізики.

Володимир Германович Дрінфельд нагороджений Філдсовською медаллю – найвищою світовою відзнакою в математиці. Ярослав Степанович Яцків удостоєний Європейської премії ім. Рене Декарта, Ельмар



Президія НАН України, Київ, вул. Володимирська, 54

* Інтерв'ю Б.Є. Патона газеті «День», 26.11.2007

Григорович Петров – німецької премії ім. Олександра фон Гумбольдта. Олександр Миколайович Гузь цього року нагороджений найвищою нагородою Європейської академії наук – медаллю Паскаля.

Чимало наших вчених обрані членами іноземних академій і авторитетних наукових товариств, увійшли до керівного складу міжнародних наукових організацій і редколегій всесвітньо відомих наукових журналів.

Ще одним важливим моментом є участь інститутів Академії у великих міжнародних наукових проектах. Наприклад, фізики Харкова й Києва виконують низку унікальних робіт, пов'язаних зі створенням у ЦЕРНі, це Європейська організація ядерних досліджень, найпотужнішого у світі лінійного прискорювача, або, як його називають, суперколайдера. Невід'ємною й багато в чому визначальною частиною міжнародних проектів з вивчення геокосмосу є дослідження на нашому найбільшому у світі радіотелескопі УТР-2. Варто згадати й участь наших вчених у стратегічному міжнародному проекті з термоядерного синтезу, а також у цілій низці дуже важливих для України проектів, які реалізуються в Міжнародному інституті прикладного системного аналізу.

– Які критерії й за якою шкалою використовуються для оцінки результатів наукових праць?

– Частково я вже відповів на ваше запитання. На мій погляд, до критеріїв оцінки тих чи інших наукових результатів слід віднести, передусім, визнання їхньої важливості для розвитку науки й суспільства самим науковим співтовариством, вченими, які працюють у тій самій або суміжних галузях знання. І це визнання може виражатися в таких різних формах і з такими, як б сказав, часовими розбіжностями, що говорити про якусь оціночну шкалу не має сенсу. Тим паче не можна, на мій погляд, абсолютизувати окремі критерії, такі, як індекс цитування авторів наукових статей, імпакт-чинник журналів, де ці статті опубліковані, і т.п.

Вагомим критерієм, передусім для прикладних результатів, є також їхнє практичне втілення в принципово новій продукції, в технологіях її виробництва, у сфері конкретних товарів і послуг. Хоч і в цьому разі, як свідчить історичний досвід, унаслідок тих чи інших об'єктивних і суб'єктивних причин, часовий інтервал між отриманням результату та його практичним використанням може бути дуже великим.

– Які напрями наукових досліджень сьогодні найбільш актуальні для суспільства, для України? Як ці дослідження забезпечені людськими та матеріальними ресурсами?

– До таких напрямків слід зарахувати, передусім, розвиток протягом найближчих десятиліть нанотехнологій. За багатьма прогнозами, саме нанотехнології стануть однією з основних рушійних

сил нової науково-технічної революції XXI століття. Вони дають можливість здійснювати керовані маніпуляції з речовиною на рівні однієї мільярдної частки метра, що фактично означає управління фізичними, хімічними й біологічними процесами на атомарному та молекулярному рівнях. Це дозволяє створювати принципово нові матеріали, прилади, медичні препарати й методи лікування.

Дуже важливо, що Україна має всі передумови, щоб стати активним учасником світового розвитку нанотехнологій. Це підтвердила, зокрема, проведена буквально днями в Національній академії наук міжнародна конференція «Нанорозмірні системи: будови, властивості, технології». І, що дуже важливо, якщо говорити про людські ресурси, Академічні читання – публічні лекції провідних вітчизняних і закордонних вчених для студентів і молодих вчених, які цікавляться питаннями дослідження, технологій отримання й практичного використання наноматеріалів, що відбулися напередодні цієї конференції, залучили в аудиторію близько 500 слухачів.

Не буду так детально, зупинятися на інших, не менш актуальних напрямках, лише позначу їх. Серед них окремі розділи сучасної біології та біотехнології, що мають величезне значення для сільського господарства, охорони здоров'я людей і довкілля, інформатика, проблеми енергетики й енергозбереження, оцінки ресурсу та продовження термінів експлуатації важливих технічних об'єктів і споруд.

Безперечним пріоритетом для Національної академії є й уся сфера соціогуманітарних наук, насамперед ті її дисципліни, що спрямовані на соціально-економічний, політичний і культурний розвиток сучасного українського суспільства.

Безумовно, наука за своєю природою інтернаціональна. І нам не треба, та це й неможливо, охоплювати всі без винятку напрямки наукового пошуку. Дуже важливо визначити ті сфери, де внесок вчених Академії буде найбільш вагомим як для розвитку самої науки, так і для розв'язання найважливіших проблем розвитку України.

Хотілося б також зауважити, що на всіх найбільш пріоритетних напрямках у Національній академії наук починаючи з 2000 р. формуються й реалізуються цільові наукові програми та науково-технічні інноваційні проекти. Це дозволяє додатково, причому на конкурсній основі, забезпечувати відповідні дослідження необхідними фінансовими й матеріально-технічними ресурсами. Наразі на це витрачається близько третини загального бюджету Академії. У пріоритетному порядку для цих досліджень виділяється й сучасне наукове обладнання. Завдяки підтримці уряду, Академія останні декілька років має можливість закуповувати таке обладнання у провідних закордонних фірм.

Ми збираємося надалі всіляко розвивати й так звані цілеспрямовані фундаментальні дослідження. Це дасть можливість, не применшуючи жодною мірою ролі й значення власне фундаментальних досліджень, цільовим чином створювати наукові основи принципово нової техніки й технології.

Але, безсумнівно, подальший розвиток пріоритетних наукових напрямків потребує істотного поліпшення їх забезпечення й людськими, й матеріальними ресурсами.

– Який внесок у світові комп'ютерні технології зробила за останні роки НАНУ?

Досить вагомим є внесок наших вчених-кібернетиків у створення принципово нових підходів до побудови архітектури обчислювальних систем, подальший розвиток теорії управління. Важливі результати отримані в галузі інтелектуальних інформаційних технологій і систем.

Зазначу, що в Україні створено перший у світі лазерний накопичувач інформації на оптичних циліндрах з використанням оптичної інверсії.

Зовсім недавно в Інституті кібернетики ім. В.М. Глушкова введено в експлуатацію перший вітчизняний суперкомп'ютер, який дозволяє вирішувати дуже складні задачі надвисокої обчислювальної розмірності.

Хоча, якщо бути відвертим, розвиток інформатики багато в чому ще не відповідає сучасному світовому рівню й практичним потребам нашої країни.

– Що є головною перешкодою в роботі вчених? Кошти, точніше, їх відсутність?

– Мушу сказати, що за останні роки загальний обсяг витрат державного бюджету на фінансування діяльності Національної академії наук постійно зростає. Поточного року, порівняно з попереднім, це зростання становило близько 29 %, я маю на увазі планові показники, а 2006 року – трохи більш як 23 % за фактом.

Але слід врахувати й той факт, що переважна частина такого збільшення йде на підвищення посадових окладів відповідно до зростання в країні мінімальної заробітної плати, тобто так звану індексацію й зростаючу оплату комунальних послуг. Решту ми саме й направляємо повністю на програмно-цільову й конкурсну тематику наукових досліджень.

Загалом в Академії 69 % фінансування з держбюджету витрачається на заробітну плату й виплату нарахувань на неї. Зрозуміло, що бюджетних коштів на придбання необхідних для вчених наукових приладів, матеріалів і реактивів, закордонної наукової періодики, на оплату доступу до електронних ресурсів сучасної науково-технічної інформації, на відрядження вчених для участі в закордонних наукових симпозіумах катастрофічно не вистачає.

Інститути Академії докладають великих зусиль для залучення надходжень з позабюджетних джерел за рахунок комерціалізації своїх наукових результа-

тів – виконання робіт за договорами та контрактами з вітчизняними й закордонними замовниками, продажу ліцензій, готової науково-технічної продукції тощо. Це дуже важливо й, безумовно, потрібно, але загалом проблеми не вирішує.

Мушу у зв'язку з цим зауважити, що загальний, з усіх джерел, обсяг фінансування науки у ВВП скоротився в Україні, починаючи з 1991 року, майже вдвічі й становив 2006 року близько 1 %. Для порівняння, в країнах Євросоюзу цей показник становить близько 2 %, у США – 2,7, у Південній Кореї – 2,9 %, а у Швейцарії – близько 4 %. До речі, Казахстан планує збільшити фінансування науки протягом найближчих 5 років у 25 разів і довести його частку у ВВП до 5 %.

– Скільки, в середньому, заробляє старший науковий співробітник? Керівник дослідницького відділу в системі НАНУ?

– За підсумками 2006 року, середня заробітна плата працівників Академії становила близько 1400 грн. на місяць, що не набагато перевищує середню зарплату по країні. За даними Держкомстату її розмір того ж 2006 року був 1041 грн.

Влітку Цього року Кабінет Міністрів України затвердив нові і, як сказав, більш стимулюючі умови оплати праці в інститутах НАН України. Наразі посадові оклади старшого наукового співробітника та завідуючого науковим відділом у середньому становлять 1876 грн. і 2111 грн. відповідно. А їхня місячна заробітна плата, з урахуванням обов'язкових доплат за вчений ступінь і вчене звання, надбавки за науковий стаж, – відповідно 3189 грн. і 3969 грн.

– Чи дійсно (як про це пишуть ЗМІ) більшість талановитих і молодих українських вчених сьогодні працює за кордоном? Скільки це, приблизно, у відсотках?

– На початок 2007 року загальна кількість працівників у наших наукових установах становила трохи більш як 39 тис. осіб, зокрема безпосередньо наукових працівників близько 17 тис. Серед них – 2,5 тис. лікарів і 8 тис. кандидатів наук. Щорічно близько 100 наукових працівників Академії захищають докторські й близько 400 – кандидатські дисертації.

Наводжу ці цифри для того, щоб підкреслити, що, незважаючи на всі труднощі останніх років, Академії вдалося зберегти, а в деяких нових напрямках і посилити свої наукові кадри.

Твердження, що більшість талановитих і молодих українських вчених сьогодні працює в закордонних наукових центрах, є великим перебільшенням. За нашими даними, за останні 15 років на постійне проживання за межі України виїхало 600 працівників наукових установ Академії, причому працівників різної кваліфікації й усіх вікових категорій. Серед тих, хто виїхав, 105 лікарів і 327 кандидатів наук,

що, як видно, становить близько 7 % нинішньої кількості наукових працівників вищої кваліфікації. Додам до цього й те, що за останні роки кількість наших емігруючих працівників скоротилася, порівняно з початком вищезгаданого 15-річного періоду, більш як у 10 разів. Наприклад, 2006 року на постійне проживання за кордон виїхало лише сім наукових працівників Академії.

Безумовно, значна кількість наших вчених, понад 400 осіб щороку, виїжджає на стажування або тимчасову роботу в закордонні наукові центри. І в багатьох випадках це відбувається в рамках відповідних договорів про співпрацю, виконання спільних наукових проєктів і т.п. І це треба тільки вітати. Сподіваюся, що в недалекому майбутньому й ми зможемо створювати адекватні умови для роботи в наших інститутах закордонним вченим.

– Яким є середній вік вчених, які займаються дослідженнями?

– Це дуже наболіла, я б навіть сказав, критична проблема для Академії та науки України загалом. Вона

існує і в Росії, й у інших країнах колишнього СРСР. Більше того, тією чи іншою мірою вона почала проявлятися й у багатьох розвинених країнах, у всьому світі. Молодь зараз не дуже поривається йти в науку.

Незважаючи на всі заходи, яких ми вживаємо для поповнення наших наукових установ талановитою молоддю, зупинити процес загального «старіння» наукових кадрів поки не вдається. Нині середній вік наших наукових працівників загалом становить близько 50 років, кандидатів наук – 53 роки, докторів наук – 62 роки. Питома вага наукових працівників віком до 35 років – близько 18 %. Це, звісно, дуже мало.

І біда тут не тільки й не стільки в низькому рівні стипендій аспірантів і заробітної плати молодих фахівців. Головне – відсутність у них реальних можливостей вирішити свою житлову проблему. У таких умовах єдиний, на мій погляд, вихід – це виділення державою необхідних і достатніх коштів для будівництва або придбання Академією службових квартир для молодих вчених.

Клара Гудзик

Довідка про Національну академію наук України

(станом на 01.11.2020 р.)

Національна академія наук України заснована 27 листопада 1918 р. у м. Києві. Її першим президентом був видатний учений із світовим ім'ям В.І. Вернадський.

Статус. Національна академія наук України (НАН України, Академія) згідно з чинним законодавством є вищою науковою самоврядною організацією України, що заснована на державній власності. Самоврядність Академії полягає у самостійному визначенні тематики досліджень та форм їх організації й проведення, формуванні своєї структури, вирішенні науково-організаційних, господарських, кадрових питань, здійсненні міжнародних наукових зв'язків, виборності та колегіальності органів управління. Академія об'єднує дійсних членів, членів-кореспондентів та іноземних членів, усіх науковців її установ, організовує і здійснює фундаментальні та прикладні наукові дослідження з найважливіших проблем природничих, технічних, суспільних і гуманітарних наук.

Структура. В НАН України функціонують 3 секції (фізико-технічних і математичних наук; хімічних і біологічних наук; суспільних і гуманітарних наук), що об'єднують 14 відділень наук: математики; інформатики; механіки; фізики та астрономії; наук про Землю; фізико-технічних проблем матеріалознавства; фізико-технічних проблем енергетики; ядерної фізики та енергетики; хімії; біохімії, фізіології і молекулярної біології; загальної біології; економіки; історії, філософії та права; літератури, мови та мистецтвознавства.

В Академії діють 5 регіональних наукових центрів подвійного з Міністерством освіти і науки України підпорядкування: Донецький (м. Покровськ), Західний (м. Львів), Південний (м. Одеса), Північно-Східний (м. Харків), Придніпровський (м. Дніпро), а також Центр оцінювання діяльності наукових установ та наукового забезпечення розвитку регіонів (м. Київ). Статутну діяльність Кримського наукового центру та його фінансування з бюджету НАН України призупинено в 2014 р.

Основною ланкою структури НАН України є науково-дослідні інститути та інші наукові установи (обсерваторії, ботанічні сади, дендропарки, заповідники, бібліотеки, музеї тощо). В структурі НАН України діють національні заклади – Національна бібліотека України ім. В.І. Вернадського, Національний науковий центр «Харківський фізико-технічний інститут», Національний історико-археологічний заповідник «Ольвія», Національний ботанічний сад ім. М.М. Гришка, Національний дендрологічний парк «Софіївка», Національний науково-природничий музей, Львівська національна наукова бібліотека України ім. В. Стефаника, Національний центр «Мала академія наук України». До структури НАН України входять також підприємства дослідно-виробничої бази (дослідні підприємства, конструкторсько-технологічні організації, обчислювальні центри). Всього на цей час в НАН України діють 160 наукових установ та 38 підприємств дослідно-виробничої бази.

Детальніше за посиланням: www.nas.gov.ua/UA/About/Pages/default.aspx.

ЕВОЛЮЦІЯ ПЛАЗМОВОГО РІЗАННЯ

Фахівці в металообробці, що використовують до теперішнього часу обладнання для плазмового різання, якому 10 років або більше, можуть бути дуже здивовані, коли раптом дізнаються, як далеко вперед пішла технологія плазмового різання. Технологія розвинулася до такого ступеня, що кромки різів стали гладкими, ніж будь-коли, і точність вирізаних отворів стала такою, що тепер в них можна розмістити кріплення.

Плазмова різка пройшла довгий шлях, з того моменту, коли була винайдена в кінці 1950-х років інженерами компанії Union Carbide Corp. Сьогодні плазмова різка є одним з найбільш широко використовуваних процесів різання металу для великої різноманітності галузей промисловості.

Ранні системи плазмового різання використовувалися в основному для різання листів з нержавіючої сталі та алюмінію від 1 до 15 мм завтовшки. Ці системи, примітивні в дизайні за сьогоденніми мірками, були найбільш практичним методом для різання листів з немагнітних матеріалів.

Інженери постійно працювали над процесом плазмового різання протягом 1960-х років з метою поліпшення якості різів і збільшення терміну служби витратних матеріалів пальника, таких як сопла і електроди. Плазмові технології почали набирати обертів протягом цього періоду, оскільки процес поліпшувався і стало можливим різати складні форми з листів кольорових металів на дуже високих швидкостях.

У 1968 р. був впроваджений процес радіального упорскування води в сопло. Ця запатентована технологія для сопла, де чиста вода впорскується радіально навколо плазмового струменя, щоб стиснути дугу, збільшуючи його щільність енергії при одночасному підвищенні охолодження сопла. Таким чином підвищуються швидкості різання, виходять різі більш високої якості, а також з'являється можливість різати вуглецеві сталі на швидкостях від чотирьох до шести разів швидше, ніж процес газового різання.

Приблизно в цей же час технології приводу координатної системи також удосконалюються. Мікропроцесорна технологія починає ставати основою машин з керуванням ХУ, що дозволяє більш у точ-

ність, більш високі швидкості різання (необхідні для плазмових систем нової технології), і більш високі рівні автоматизації і продуктивності в цеху.

До 1970 р. плазмова технологія різання в основному замінила кисневу різку сталі листів від 5 до 25 мм товщиною, все ще поступаючись газовому різанню при обробці нержавіючих і алюмінієвих металів. У той час як плазма вже може розрізати сталі товщі, ніж 25 мм, процес кисневого різання все ще залишався більш дешевою альтернативою для товстого сталевих листа.

1957 р. Процес плазмового різання був розроблений і запатентований Union Carbide в якості розширення дугового процесу зварювання вольфрамом в середовищі інертного газу (аргонодугове зварювання TIG).

1962–1967 рр. Кілька нових розробок були завершені в напрямку зміни дизайну витратних матеріалів і розробки пальника з подвійним потоком, щоб збільшити термін служби витратних матеріалів і якість різання кольорових металів.

1968 р. Процес упорскування води був запатентований. Цей процес дозволив робити різання з чистими, прямокутними краями і на більш високих швидкостях, а також різання вуглецевих сталей з прийнятною якістю різів.

1970–1979 рр. З'являється водоналивні столи і столи з заслінками, призначені для поглинання диму і контролю за димовідводом. З'являється автоматизоване управління висотою дуги, засноване на контролі напруги дуги для більш стабільної якості різання і більш тривалого терміну служби витратних деталей.

1980–1984 рр. З'явилися системи плазмового різання на основі різання киснем, які допомогли покращити прямокутність і металургію кромки різів (краща зварюваність) і дають можливість різання вуглецевих сталей при низьких рівнях потужності і високих швидкостях різання.

1984–1990 рр. Багато розробок в ці роки в області повітряноплазмового різання дозволили збільшити мобільність установок та забезпечити більш низькі рівні потужності для ручного і механізованого різання тонколистового металу.



1990 р. Поліпшення конструкції джерел живлення на основі керованої імпульсної модуляції струма на виході. При виробництві деяких систем почали використовувати полегшені інверторні технології джерел живлення, які найбільше підходять для портативних ручних плазмових систем.

1992 р. Поява технології плазмово-кисневого різання зі збільшеним терміном служби витратних матеріалів (Long-Life). По суті це було мікропроцесорним способом управління тиском плазми, а також вихідної сили струму. Це дозволило збільшити довговічність витратних частин в 4–6 разів і допомогло знизити вартість плазмового різання.

1993 р. Розроблено процес High Definition, який реалізує попередню технологію плазмово-кисневого різання Long-Life. Це процес з новим дизайном сопла, що призвело до збільшення щільності енергії кисневої плазмової дуги і поліпшення чистоти різу для всіх діапазонів товщини металів.

1996 р. З'являються автоматизовані системи управління потоком газу. Вони пов'язані з цифровими системами з ЧПУ. Ці елементи управління газовим потоком виключили деякі потенційні для операторів помилки, пов'язані з визначенням параметрів процесу різання.

1996–2006 рр. Відбулися великі зміни в зв'язку з поліпшенням якості різання, продуктивністю і автоматизацією багатьох параметрів процесу різання. Вони включали інтеграцію процесу плазмового різання в систему ЧПУ, джерело струму, контроль витрати газу, необхідне відповідне програмне забезпечення і системи регулювання висоти для автоматизації процесу. З цими знаннями, вбудованими в систему, робота оператора верстата стала значно простіше, а сам процес перестав залежати від досвіду оператора.

Останні технологічні розробки

За останні вісім років події в удосконаленні технології плазмового різання відбувалися в дуже швидкому темпі. Останньою версією установок високої чіткості High-definition є їх повна інтеграція з верстатами з ЧПУ. Нові верстати з ЧПУ оснащені сенсорним екраном, мінімізуючи кількість кнопок, які беруть участь в експлуатації плазмового різання і роблять операцію настільки просто, наскільки це робить будь-яке програмне забезпечення Windows®. Навчання оператора значно спрощено навіть на найбільших і складних верстатах плазмового різання з ЧПУ.

Робота оператора також стала легше з поліпшенням функціональності автоматичного калібрування регулюванням висоти. Оператору також не потрібно вносити корективи на знос витратних матеріалів в плазмотроні.

Різка отворів була покращена завдяки великій базі даних інформації в програмному забезпеченні САМ, який автоматично розпізнає можливості САПР і реалізує найкращий шлях і параметри плазмового різання, в тому числі зміни захисного газу, що майже виключає конусність отворів при різанні сталі. Цей процес є

зрозумілим для оператора верстата і системного програміста, усуваючи необхідність їм бути експертами.

Скорочення тривалості циклу «від різу до різу» було включено в САМ програмне забезпечення. Програмне забезпечення автоматично розпізнає кроки різання і змінює час пересування різача, оптимізує час визначення початкової висоти і попередньої подачі газу, щоб зменшити час процесу різання і збільшити продуктивність продукту.

Програмне забезпечення тепер застосовується найбільш ефективним способом, щоб уникнути проходження плазмотрона через райони з раніше вирізаними частинами.

Поліпшення програмного забезпечення для вирізки фасок спростило інтеграцію і роботу конічної голівки в складі ХУ верстатів з ЧПУ. Це удосконалення пов'язано з програмним забезпеченням системи САМ, економить велику частину часу програміста і оператора на тестування проб і помилок, які завжди були необхідні при виявленні кращих допусків на фаски для підготовки кромок до подальшого зварювання.

Найновіша технологія застосування вентильованих сопел і змішування газів допомогла поліпшити якість різання нержавіючої сталі. Краї різу прямі, кромка гладка і відмінно зварюється надалі. Установки для повітряно-плазмового різання від найбільших виробників також значно покращилися з точки зору якості різання, життя витратних матеріалів та робочого циклу. Ці системи, в першу чергу призначені для переносного використання і використання в невеликих цехах, тепер доступні в виконаннях з швидкою установкою механізованого різача і інтерфейсом, легко інтегрованим з бюджетними верстатами з ЧПУ. Такі системи доступні потужністю від 30 А, розміром з кейс від шуруповерта, працюють від побутової мережі живлення 220 В, здатні різати метал до 12 мм завтовшки, і до промислових систем потужністю в 125 А, зі 100 % робочим циклом, які можуть різати товстий метал товщиною до 60 мм. Обидві ці портативні системи можуть бути використані як з ручним пальником, так і з механізованим плазмотроном для різних автоматизованих рішень.

Промислові механізовані системи зазвичай мають 100 % робочий цикл, доступні з автоматичними плазмотронами і розроблені для використання з різними стисненими газами, забезпечуючи якість різання для різних матеріалів. Ці системи доступні в різних розмірах і в діапазонах потужності від 130 до 800 А.

З моменту створення першої системи плазмового різання було багато зроблено для підвищення надійності, продуктивності, терміну служби витратних матеріалів, якості різання і простоти використання. Зараз частина ринку процесу плазмового різання розділяє лазерну, гідроабразивну і кисневу різку, кожна з яких має свою точність, продуктивність і довгострокову економічну ефективність при використанні для різних завдань.

РІВНІ ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТА ДОПУСТИМИ ДЕФЕКТИ У ЗВАРНИХ ШВАХ

В.О. Троїцький

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

Українське товариство УТ НКТД видало та розповсюджує міжнародний стандарт ISO 5817, що стосується трьох рівнів якості зварних з'єднань D, C, B, який застосовують усі провідні країни світу з 2003 р. при взаємних поставках зварних металоконструкцій. В Росії він діє з 2009 р. З 2019 р. усі металоконструкції, що виготовлені в Україні дуговими методами зварювання, повинні відповідати стандарту СТТУ УТ НКТД ISO 5817-2019 «Зварні з'єднання зі сталі, нікелю, титану та їх сплавів, отримані зварюванням плавленням», рівні якості (ISO 5817:2014, IDT), Київ, 2019. Цей стандарт – тотожний переклад ISO 5817:2014 «Welding Fusion – welded joints in steel, titanium and their alloys – Quality level for imperfections», прийнятий як ДСТУ ISO 5817:2016 методом підтвердження. В статті пояснюється важливість даного стандарту, наводиться коротка таблиця з допустимими розмірами дефектів поверхні для рівнів D, C, B. Стандарт СТТУ УТНКТД ISO 5817-2019 повністю приводиться на сайті УТ НКТД www.usndt.com.ua. Бібліогр. 6, табл. 1.

Ключові слова: рівень якості, зварні з'єднання, взаємні поставки, стандарт, дугові види зварювання, крихкі руйнування, напруження, пори, підріз, корінь шва, тріщина, кромка, натік

При проектуванні зварних конструкцій обирають матеріал, ґрунтуючись на його міцностних характеристиках та зварюємості. Міцностні характеристики визначаються для бездефектних конструкцій при статичному та циклічному навантаженнях. Однак часто відбуваються крихкі руйнування через внутрішні напруження, причинами яких є дефекти зварних з'єднань.

Природна поява та ймовірний розподіл дефектів, які характерні для усіх типів металу та зварювання, мають бути враховані під час проектування конструкцій.

Прагнення домогтися «абсолютної бездефектності» конструкції часто погіршує її експлуатаційні властивості, оскільки ремонти з метою усунення дефектів призводять до виникнення додаткових локальних напружень та руйнування конструкції. Тому введено поняття рівня якості [1].

При призначенні рівнів якості, розмірів можливих дефектів встановлюють декілька рівнів якості зварного з'єднання та виробу в цілому [1, 2].

Правильний, диференційний підхід [3, 4] до оцінки якості зварних конструкцій повинен ґрунтуватися на економічних й міцностних розрахунках з визначенням реальної несучої здатності конструкції. Визначення механічних властивостей основного металу, зварного шва та біляшовної зони виконують на спеціально виготовлених зразках при відпрацюванні технології. Однак аналіз руйнувань зварних конструкцій показує, що багато з них виникають по околошовній зоні, а не по зварному шву, що цілком зрозуміло [5, 6].

Найпоширенішим типом дефектів при дуговому зварюванні є пори. У швах стикових з'єднань з низьковуглецевих й аустенітних сталей кількість окремих

пор невелика. Їх число, вигляд і характер розподілу залежать від виду зварювання й рівня виробництва.

При змінних навантаженнях концентрація напруг має вирішальне значення. Вважається, що якщо коефіцієнт концентрації напруг [3, 5] від валика посилення вище, ніж від пор, то помірна пористість (до 4 %) не погіршує несучої здатності. При видаленні валика посилення шва навіть невеликі пори різко знижують витривалість зварних з'єднань. У більшості зварних конструкцій зберігаються валики посилення швів. Часто переважний вплив на концентрацію напруги має форма шва, а конструкція руйнується на границі переходу валика посилення до основного металу. Цей перехід повинен бути плавним.

Шлакові вclusions у порівнянні з порами у значно меншій мірі знижує втомлювальну міцність. Їх вплив займає проміжне положення між окисними плівками та вольфрамовими вclusionsми. Як і шлакові вclusions, міцність швів знижує окисні плівки, вclusions нітридів, сульфідів, легкоплавких евтектик. Найчастіше подібні дефекти виникають при зварюванні алюмінієвих сплавів.

Поширеним дефектом зварювання є непровар [3], який зменшує перетин шва та є концентратором напруг. Вплив непровара визначається різницею у міцності металу шва й основного металу. Непровари утворюються при забрудненні кромки, неправильної їх підготовці, нестійкому режимі зварювання. Часто навіть при відносно великих непроварах руйнування відбувається не по шву, оскільки непровар компенсується підсиленням шва.

Непровари у центрі V-образних швів значно небезпечні, ніж в X-образних швах при двосторонньому зварюванні, наприклад, несучильності шва глибиною приблизно 25 % при X-образній

обробці та двосторонньому зварюванні не знижують статичну міцність зварного з'єднання з валиком підсилення. Однак при цьому різко знижуються пластичні властивості з'єднання.

Для того, щоб відбулося руйнування, необхідна спільна дія трьох факторів: розтяжних напруг, дефектів з гострими гранями й мікроструктури, що схильна до утворення тріщин. Для виключення крихкого руйнування достатньо виключити один з вказаних факторів. Для запобігання крихкого руйнування необхідно правильно обрати марку металу, який гальмував би розвиток дефекту. Так, тріщина, що з'явилася в області мартенситної структури, гальмується під час переходу до зони пластичного фериту, що має різностні зерна. При цьому тріщина, що розвивається в області зварного шва, як і несправ, не повинна досягати деяких критичних розмірів, перевищення яких створює напруження, що руйнують метал. Усі перераховані особливості зварних швів, що утворені дуговими видами зварювання, у концентрованому вигляді об'єднані [1, 6] в стандарт ISO 5817-2009, що встановлює категорії якості швів, які повинні знати всі зварювальники та усі дефектоскопісти. Стандарт ISO 5817 встановлює рівні якості зварних з'єднань, що утворені усіма видами зварювання плавленням. В ньому вказані припустимі розміри дефектів для зварювання усіх видів сталей, нікелю, титана та їх сплавів, які повинні бути виявлені та оцінені. Усі зварні шви металоконструкцій повинні відповідати вказаним у документації рівням якості D, C, B. Перевищення розмірів дефектів, вказаних для категорії D, потребують ремонту конструкції. Перевищення розмірів дефектів в категорії C призводять зазвичай до зниження вартості виробу.

Рівні якості для зварних з'єднань, що отримані променевим способом зварювання, представлені в іншому стандарті ISO 13919-1.

У міжнародному стандарті ISO 5817 встановлюється три рівні якості, які позначені символами B, C та D. Рівень B (best) відповідає найбільш високим вимогам до якості зварних швів. Рівень C (середній) і D припустимі для менш відповідальних виробів.

Походженню дефектів, їх допустимості, впливу на якість зварних швів присвячені такі наступні міжнародні стандарти:

ISO 2553 «Соединения сварные и паяные твердым и мягким припоем. Условные обозначения на чертежах»; ISO 4063 «Сварка. Перечень и условное обозначение процессов»; ISO 6520-1:1998 «Сварка. Классификация дефектов геометрии и сплошности в металлических материалах», Часть 1; ISO 13919-1. «Сварка. Сварные соединения, полученные электронно-лучевой и лазерной сваркой».

Стандарт ISO 5817 є одним з основних у системі забезпечення контрольованої якості на вироб-

ництві зварних конструкцій. В ньому викладені як граничні дефекти, так і принципи категорій якості. При оцінці якості, при підсумовуванні множинних дефектів треба враховувати, що окремі дефекти на зображеннях можуть взаємно накладатися. У цьому випадку підсумовування усіх допустимих дефектів повинно бути обмежено величинами, що вказані для різних дефектів окремо.

На основі цього стандарту створено багато нормативних документів, наприклад, каталог «Справочные рентгенограммы для оценки дефектов сварных швов в соответствии со стандартом ISO 5817», який опублікований Міжнародним інститутом зварювання – (IIW), Deutscher Verlag für Schweißen und verwandte Verfahren, Düsseldorf та інші документи.

В таблиці зроблено короткий випис зі стандарту ISO 5817 для використання при розробці креслень і/або інших стандартів. Повністю стандарт є на сайті Українського товариства НКД. В таблиці наводиться спрощений набір та назви дефектів дугового зварювання, котрі описані в більш ранньому стандарті ISO 6520-1. Свої рівні якості для різних типів швів у кожній конструкції вказуються у технічній документації. Тільки за умов такої організації зварювального виробництва у розвинених країнах забезпечується висока якість металоконструкцій. Стандарт ISO-5817 в цих країнах застосовується з 2003 р., в Росії – з 2011. Час застосувати ISO-5817 і в Україні.

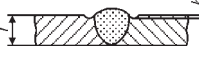
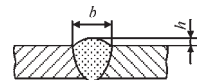
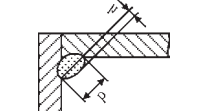
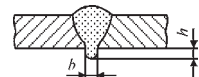
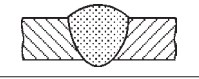
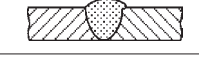
Далеко не всі шви повинні бути категорії B – це важко здійснити. Вибір рівня якості повинен враховувати експлуатацію, проектування, наступну обробку (наприклад, покриття), режим впливу навантажень (наприклад, статичний, динамічний), умови експлуатації (наприклад, температура, навколишнє середовище) й наслідки відмови. Економічні фактори повинні включати не тільки вартість зварювання, але й вартість огляду, випробувань та ремонту, які можуть бути дорожчі, ніж сам процес зварювання.

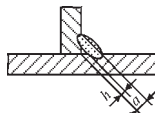
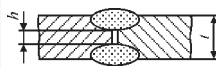
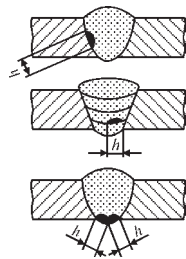
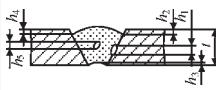
Стандарт ISO 5817 не торкається процесів дефектоскопії, металургійних питань (розмірів зерна, твердості та ін.), можливостей неруйнівного контролю, прийомів та методів, що використовуються для виявлення дефектів. Відомий стандарт ISO 17635, який містить взаємодію між рівнем прийомки для різних неруйнівних методів контролю.

Стандарт ISO 5817 легко застосовувати для автоматизованого [5] візуального огляду зварних швів, який повинен виконуватися перед усіма іншими видами контролю, такими як магнітні, вихрострумові, ультразвукові, рентгенографічні й проникаючими речовинами.

Виконання вимог допустимості, усунення дрібних дефектів, що встановлені в рівні якості B, можуть включати додаткові виробничі процеси,

Короткий випис зі стандарту ISO 5817-2009 про розміри (мм) недопустимих дефектів за рівнями якості D, C, B зварних з'єднань, перевищення яких переводить якість B → C → D → ремонт → утилізація

Номер пункту	Позначення за ISO 6520:1-1998	Вид дефекту	Пояснення	Товщина, <i>t</i> , мм	Обмеження на дефекти для різних рівнів якості		
					D	C	B
1	2	3	4	5	6	7	8
1.1	100	Тріщина		≥ 0,5	Не допускаються		
1.3	2017	Поверхнева пора	Максимальний розмір одиничної пори	Від 0,5 до 3	$d \leq 0,3s$	Не допускаються	
				> 3	$d \leq 0,3s$, але не більш 3	$d \leq 0,2s$, але не більш 2	Не допускаються
1.4	2025	Кратерна раковина у кінці шва		Від 0,5 до 3	$h \leq 0,2t$	Не допускаються	
1.7	5011	Безперервний підріз		Від 0,5 до 3	Короткі дефекти: $h \leq 0,2t$	Короткі дефекти: $h \leq 0,1t$	«-»
	5012	Переривчастий підріз		> 3	$h \leq 0,2t$, але не більш 0,5	$h \leq 0,1t$, але не більш 0,5	$h \leq 0,05t$, але не більш 0,5
1.9	502	Випуклість шва		≥ 0,5	$h \leq 0,1 + 0,25b$, але не більш 10	$h \leq 0,1 + 0,25b$, але не більш 7	$h \leq 0,1 + 0,25b$, але не більш 5
1.10	503	Випуклість кутового шва		≥ 0,5	$h \leq 1 + 0,25b$, але не більш 5	$h \leq 1 + 0,15b$, але не більш 4	$h \leq 0,1 + 0,1b$, але не більш 3
1.11	504	Випуклість зі сторони кореня шва		Від 0,5 до 3	$h \leq 1 \text{ мм} + 0,6b$	$h \leq 1 \text{ мм} + 0,35b$	$h \leq 1 \text{ мм} + 0,1b$
1.12	505	Неправильна геометрія кромки шва			$\alpha \leq 90^\circ$	$\alpha \leq 100^\circ$	$\alpha \leq 110^\circ$
1.13	506	Натік			$h \leq 0,2b$	Не допускаються	
1.14	509 511	Протікання Неповне заповнення кромки	Потрібен плавний перехід 	Від 0,5 до 3	Короткі дефекти: $h \leq 0,25t$	Короткі дефекти: $h \leq 0,1t$	Не допускаються
				>3	Короткі дефекти: $h \leq 0,25t$, але не більш 2	Короткі дефекти: $h \leq 0,25t$, але не більш 1	Короткі дефекти: $h \leq 0,25t$, але не більш 0,5
1.17	515	Увігнутість зворотної сторони шва	Потрібен плавний перехід 	Від 0,5 до 3	$h \leq 0,2 \text{ мм} + 0,1t$	Короткі дефекти: $h \leq 0,21t$	Не допускаються
				>3	$h \leq 0,2t$, але не більш 1,5	$h \leq 0,1t$, але не більш 1	$h \leq 0,05t$, але не більш 0,5
1.18	516	Пористість у корені шва	Пориста структура у корені зварного шва	≥ 0,5	Допускається локально	Не допускається	
2.1	100	Тріщини внутрішні	Усі типи тріщин, крім мікротріщин і кратерних тріщин	≥ 0,5	Не допускається		
2.3	2012	Розподілена пористість	Максимальний розмір дефектної області по відношенню до площі проекції	≥ 0,5	Для одного шару: ≤ 2,5 %. Для декількох шарів: ≤ 3 %	Для одного шару: ≤ 1,5 %. Для декількох шарів: ≤ 3 %	Для одного шару: ≤ 2,5 %. Для декількох шарів: ≤ 1 %
			Максимальний розмір одиничної пори для: - стикових зварних швів; - кутових зварних швів		$d \leq 0,4s$, але не більш 5 $d \leq 0,4a$, але не більш 5	$d \leq 0,3s$, але не більш 4 $d \leq 0,3a$, але не більш 4	$d \leq 0,2s$, але не більш 3 $d \leq 0,2a$, але не більш 3

1	2	3	4	5	6	7	8
2.5	2014	Лінійна пористість	Максимальний розмір площі	≥ 0,5	≤ 8 %	≤ 4 %	≤ 2%
			Максимальний розмір одиничної пори для: - стикових зварних швів - кутових зварних швів		$d \leq 0,4s$, але не більш 4 $d \leq 0,4a$, але не більш 4	$d \leq 0,3s$, але не більш 4 $d \leq 0,3a$, але не більш 3	$d \leq 0,2s$, але не більш 2 $d \leq 0,2a$, але не більш 2
2.13	402	Неповне проплавлення		≥ 0,5	$h \leq 0,2a$, але не більш 4	Не допускаються	
					$h \leq 0,2t$, але не більш 2	«-»	
2.11	3042	Включення міді	-	≥ 0,5	Не допускаються		
2.12	401 4011 4012 4013	Несплавлення Несплавлення з кромкою Несплавлення між шарами Несплавлення у корені шва		≥ 0,5	$h \leq 0,2s$, але не більш 4 $h \leq 0,2a$, але не більш 4	Не допускаються	
3.2	617	Зазор у корені шва для кутових зварних швів		Від 0,5 до 3	$h \leq 0,5 + 0,1a$	$h \leq 0,3 + 0,1a$	$h \leq 0,2 + 0,1a$
				>3	$h \leq 1 + 0,3a$, але не більш 4	$h \leq 0,5 + 0,2a$, але не більш 4	$h \leq 0,5 + 0,1a$, але не більш 4
4.1	Немає	Множинні дефекти		Від 0,5 до 3	Не допускаються		
				>3	Максимум загальної висоти дефектів $\Sigma h \leq 0,4t$ або $\leq 0,25a$	Максимум загальної висоти дефектів $\Sigma h \leq 0,3t$ або $\leq 0,2a$	Максимум загальної висоти дефектів $\Sigma h \leq 0,2t$ або $\leq 0,15a$

наприклад, шліфування, дугову обробку у середовищі інертного газу і т.п., за допомогою яких виявляють внутрішні дефекти по цьому стандарту.

Дотримання норм по дефектності стандарту СТТУ УТНКТД (ГОСТ) 5817 потребує різного рівня витрат на дефектоскопію, на усунення дефектів, тому у технічній документації високі рівні якості С і В повинні бути мотивовані міцністними, соціальними й економічними розрахунками. Забезпечення рівня якості D також потребує не малих зусиль для підприємств, які починають виробляти зварні металоконструкції. Єдиний шлях вітчизняних зварних з'єднань на міжнародний ринок – це освоєння рівнів якості ISO-5817.

Виводи

Дугові види зварювання остаються основними видами технології виготовлення різних металоконструкцій як цивільного, так і воєнного виробництва. Для чіткості взаємних розрахунків, що враховують якість продукції, що поставляється, усі країни притримуються стандарту ISO 5817, який встановлює три рівні якості зварних з'єднань D, C, B. Зварні шви без дефектів не бувають. Якість, розміри й розташування різних несучільностей та сторонніх включень нормуються цим стандартом. Рівень якості B (best) потребує устояного виробництва, високої якості й професіоналізму виконавців. Найчастіше конструкції відповідають рівням C і D. Ремонти зварних швів зазвичай виконуються, якщо рівень якості нижче рівня D. Досягнутий рівень якості відображається у вартості та об'ємах виконаної дефектоскопії. В стандарті ISO 5817 окремо нормуються зовнішні і внутрішні несучільності та включення. Для визначення якості потрібне застосування повного дефектоскопічного обстеження. З застосуванням рухомих опто-електронних перетворювачів [6] легко встановлюється рівень якості конструкції за дефектами її поверхні, а також зони можливого розташування внутрішніх дефектів.

Список літератури

1. СТТУ УТНКТД (ГОСТ Р) ISO-5817-2019. *Сварка. Сварные соединения из стали, никеля, титана и их сплавов, полученные сваркой плавлением. Уровни качества.*

2. Патон Б.Е., Троицкий В.А. (2008) *Развитие неразрушающего контроля ответственных металлоконструкций.* НАН України. Б.Є. Патон. Вибрані праці, сс. 582-594.

3. Троицкий В.А., Бобров В.Т и др. (1986) *Неразрушающий контроль качества сварных конструкций.* Киев, Техника.

4. (2009) *Дефектоскопия XXI века*. Троицкий В.А. (ред.). Киев.
5. Троицкий В.А. (2021) *Введение в профессию «Технологии и оборудование неразрушающего контроля качества»*. Киев, Интерсервис.
6. Троицкий В.А., Литвиненко В.А. (2019) Устройства для быстрого и точного визуального контроля протяженных металлоконструкций. *Сварщик*, 4, 38–40

References

1. STTU UTNKTД (GOST R) ISO-5817-2019: *Welding. Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys. Quality levels* [in Russian].
2. Paton, B.E., Troitskiy, V.A. (2008) *Development of nondestructive testing of critical metal structures*. Ed. by B.E. Paton. Selected works, 582-594 [in Russian].
3. Troitskiy, V.A., Bobrov, V.T. et al. (1986) *Nondestructive testing of quality of welded structures*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
4. (2009) *Flaw detection in 21st century*. Ed. by V.A. Troitskiy. Kiev [in Russian].
5. Troitskiy, V.A. (2021) *Introduction to the profession of «Technology and equipment for nondestructive testing»*. Kiev, Interservice [in Russian].
6. Troitskiy, V.A., Litvinenko, V.A. (2019) Devices for fast and accurate visual inspection of extended metal structures. *Svarshchik*, 4, 38–40 [in Russian].

QUALITY LEVELS OF WELDED JOINTS AND ADMISSIBLE DEFECTS IN WELDS

V.O. Troitskiy

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Ukrainian Society USNDT issued and is disseminating International Standard ISO 5817, concerning three levels D, C, B of welded joint quality, which has been applied by all the leading countries of the world since 2003 at mutual deliveries of welded metal structures. In Russia it is valid since 2009 p. Starting from 2019 all the metal structures made in Ukraine by arc welding methods should comply with STSU USNDT ISO 5817-2019 standard «Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys, quality levels (ISO 5817:2014, IDT) Kyiv, 2019. This standard is an identical translation of ISO 5817:2014 «Welding. Fusion – welded joints in steel, titanium and their alloys – Quality level for imperfections», adopted as DSTU ISO 5817:2016 by confirmation method. The paper explains the importance of this standard, and gives a short table with admissible dimensions of surface defects for levels D, C, B. STSU USNDT ISO 5817-2019 standard is presented completely in USNDT site: www.usndt.com.ua. 6 Ref., 1 Tabl.

Keywords: quality level, welded joints, mutual deliveries, standard, arc welding methods, brittle fractures, stresses, pores, undercuts, weld root, crack, edge, overlap

Надійшла до редакції 15.04.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів



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



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



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



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

Журнали входять до Переліку
наукових фахових видань України

(380-44) 200-8277
journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

ДИСЕРТАЦІЇ НА ЗДОБУТТЯ НАУКОВОГО СТУПЕНЯ



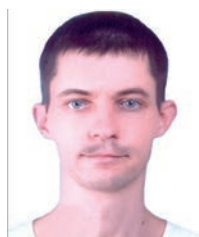
В.О. Березос (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 28 квітня 2021 р. докторську дисертацію на тему: «Теорія і практика виробництва зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки».

Дисертаційна робота присвячена вирішенню важливої науково-технічної задачі, що полягає у розвитку теорії і практики одержання якісних зливків високоміцних конструкційних сплавів на основі титану методом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю.

Методами математичного моделювання досліджено тепловий стан зливків сплавів титану при ЕПП з урахуванням гідродинамічних течій та до-

сліджено процеси випаровування хімічних елементів під час ЕПП високоміцних конструкційних сплавів титану. На основі проведених розрахунків в рамках математичних моделей, визначено технологічні режими та розроблено технологію ЕПП зливків високоміцних сплавів титану, що забезпечує високу якість одержуваного металу. Проведено роботи з одержання напівфабрикатів та показано високу якість титанових сплавів, одержаних за розробленою технологією ЕПП.

Практичне значення отриманих результатів дисертаційного дослідження полягає у тому, що розроблено нову перспективну технологію, застосування якої для виробництва вітчизняних напівфабрикатів високоміцних сплавів на основі титану дозволить відмовитись від імпорту вартісних іноземних напівфабрикатів, та забезпечить розширення їх застосування підприємствами України.



О.А. Бабич (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 29 квітня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Гібридне плазмодугове зварювання з коаксіальним розміщенням дуги плавкого електрода».

В роботі розв'язана актуальна науково-технічна задача створення технологічних прийомів і обладнання гібридного плазмодугового зварювання вуглецевих, легованих сталей, алюмінієвих сплавів для підвищення механічних характеристик одержуваних з'єднань та зменшення собівартості за рахунок зниження погонної енергії і збереження вмісту легуючих елементів в швах шляхом поєднання розрахункового підходу з експериментальними дослідженнями.

На основі аналізу сучасного стану гібридного плазмодугового зварювання плавким електродом показано, що наявність плазмової дуги приводить до рівномірного розподілу дуги з плавким електродом по всій поверхні краплі, яка формується при масопереносі, зменшення щільності струму на її поверхні і значному зниженню рівня перегріву поверхні краплі та, як наслідок, зменшенню вигорання легкоплавких легуючих елементів електродного дроту. Встановлено, що вплив дуги з плавким електродом на плазмодугу зворотної полярності у поєднанні з модифікацією газодинаміки плазмоутворюючого газу створює умови циклічного переміщення анодної плями по робочому торцю кільцевого неплавкого електрода, що підвищує ресурс його експлуатації.

Встановлено, що при гібридному плазмодуговому зварюванні сталей типу 09Г2С,

AISI304 і алюмінієвих сплавів АМг6, 1561, 5083, 7075 товщиною до 10 мм із швидкостями 15...60 м/год. погонна енергія (plasma+MIG) становить $(450...750) + (250...750)$ кДж/мм, що дозволяє мінімізувати вигорання легких легуючих елементів і забезпечити міцність з'єднань з алюмінієвих сплавів на рівні 85...95 % та їх відносне видовження до 80 % від показників основного металу у сполученні із залишковими деформаціями приблизно на 40 % меншими за такі для MIG зварювання і залишковими напруженнями на рівні таких для MIG зварювання. З метою покращення механічних властивостей та підвищення економічності одержання зварних з'єднань алюмінієвих сплавів створено технологічні прийоми гібридного плазмодугового зварювання, які дозволяють знизити погонну енергію на 40 % порівняно із MIG процесом та мінімізувати ефект вигорання таких легуючих елементів, як Mg ($\leq 5\%$), Mn ($\leq 15\%$) тощо.

Створено математичну модель, яка дозволяє прогнозувати динаміку плавлення електродного дроту за наявності оточуючої плазмової дуги і визначити вплив дуги плавкого електрода на вольт-амперну характеристику плазмової дуги.

Розроблено, виготовлено і впроваджено в Гуандунському інституті зварювання (м. Гуанчжоу, КНР), а також в Зварювальній акціонерній компанії «HUAHENG» (м. Куньшань, провінція Цзянсу, КНР) комплекс обладнання для гібридного плазмодугового зварювання плавким електродом, з використанням якого виготовлено партію елементів судових конструкцій з алюмінієвих сплавів 1561 і 7075 товщиною 5...8 мм та сталей товщиною до 12 мм за один прохід без розробки крайок.



А.М. Дученко (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 11 травня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Флюси з низьким вмістом шкідливих домішок та обмеженою окислювальною здатністю для зварювання і наплавлення низьколегованих сталей».

Дисертація присвячена вивченню пірометалургійних процесів у промислових флюсоплавильних печах. Розроблені рекомендації стосовно зниження вмісту у шлаковому розплаві шкідливих домішок – сірки і фосфору. Створено термодинамічні моделі десульфурзації та дефосфорації шлакового розплаву. Досліджено вплив технології плавки флюсів методом дуплекс-процесу на вміст в них водню і кінетику його десорбції при нагріві, вміст дифузійного водню в наплавленому металі при застосуванні плавлених флюсів і агломерованих флюсів, що містять в складі шихти плавлені напівпродукти.

Визначено вплив технології плавки методом дуплекс-процесу на термодинамічну активність іонів кисню в шлаковому розплаві. Досліджено рівень і кінетику термодинамічної активності іонів кисню в шлакових розплавах при введенні в них розкислювачів. Отримано залежності вмісту кисню в краплях і наплавленому металі, переходу основних легуючих елементів (C, Si, Mn) з електродного дроту в наплавлений метал при зварюванні під флюсами системи $\text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2 - \text{CaF}_2$



Г.Б. Беляєв (Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України) захистив 12 травня 2021 р. кандидатську дисертацію на тему: «Вплив домішок сірки на утворення тріщин у зварних з'єднаннях жароміцних нікелевих сплавів».

Дисертаційна робота присвячена дослідженню впливу домішок сірки на енергію когезії границь зерен сплавів як критерію утворення тріщин провалу пластичності у зварних з'єднаннях сплаву типу Inconel при накладанні багат шарових швів, а також впливу термопластичної деформації як передумови до аномально швидкого транспортування атомів сірки з тіла зерна сплаву на його границю.

від активностей іонів кисню і оксиду кремнію в шлаковому розплаві.

На основі розроблених рекомендацій ведення процесу плавлення зварювальних флюсів методом дуплекс-процесу розроблена і затверджена зміна № 4 до ТУ 05416923.049-99 «Флюси зварювальні плавлені», згідно якої у флюсах граничний вміст сірки знижено з 0,11 до 0,09 %, а фосфору – з 0,12 до 0,10 %.

Розроблено плавлений флюс АН-69 і проведено його дослідно-промислове випробування на ДП МОУ «Київський механічний завод» при відновлювальному наплавленні вертикального вала екскаватора Е652.

Запропоновано використання у складі шихти при виготовленні агломерованих флюсів плавлених напівпродуктів. Збільшення вмісту плавленого напівпродукту в складі агломерованого флюсу приводить до зниження схильності флюсу до сорбування вологи з оточуючої атмосфери і зниження вмісту дифузійного водню в наплавленому металі при зварюванні.

Розроблені флюси марок АНКС-28А і АНКС-43 із вмістом плавленого напівпродукта 15 та 40 % відповідно забезпечують вміст дифузійного водню в наплавленому металі 3,5 і 2,6 $\text{cm}^3/100 \text{ г}$. Агломерований флюс марки АНКС-43, призначений для зварювання конструкцій із вуглецевих і низьколегованих сталей категорії міцності до Х80. Агломерований флюс марки АНКС-28А у поєднанні із дротом Св-10НМА рекомендовано до застосування при виготовленні мостових конструкцій із сталі 06ГБД при температурі експлуатації до -40°C .

Встановлено, що сегрегація сірки на висококутових границях зерен сплавів знижує енергію когезії з 3,1...3,3 Дж/м² до 0,916...0,970 Дж/м² в температурному інтервалі провалу пластичності $T = 650/1050^\circ\text{C}$, при якому реалізується дислокаційний механізм аномально швидкого транспортування атомів S в процесі накладання послідовного шва дротом FM52.

Експериментально-розрахунковими методами встановлено, що підвищення швидкості дислокацій за рахунок запобігання збільшенню їх густини та рівномірного розподілу знижує чутливість до утворення тріщин провалу пластичності в нікелевих жароміцних сплавах типу Inconel.

VI Міжнародна науково-технічна конференція

«SMART-ТЕХНОЛОГІЇ В ЕНЕРГЕТИЦІ ТА ЕЛЕКТРОНІЦІ – 2021»

15 – 21 серпня 2021 р. Комплекс «Маяк» КПІ ім. Ігоря Сікорського, смт. Лазурне, Херсонська обл.

Секції

- Електроенергетика та електротехніка
- Електронні системи та мережі
- SmartGrid та MicroGrid
- Мікро- та наноелектроніка
- Біомедична та акустична електроніка

<http://smart-ee.kpi.ua>, E-mail: confstee@gmail.com

ПЕРЕДПЛАТА 2021

Журнали	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111X. Передплатний індекс 70031.	240	720	1440	2880
«Сучасна електрометалургія», видається з 1985 р., 4 випуски на рік. ISSN 2415-8445. Передплатний індекс 70693.	–	240	480	960
«Технічна діагностика та неруйнівний контроль», видається з 1989 р., 4 випуски на рік. ISSN 0235-3474. Передплатний індекс 74475.	–	240	480	960
«The Paton Welding Journal»**, видається з 2000 р., 12 випусків на рік. ISSN 0957-798X. Передплатний індекс 21971.	520	1560	3120	6240

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою бандероллю.

**«The Paton Welding Journal» – переклад журналу «Автоматичне зварювання» на англійську мову.

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

Передплата на електронну версію журналів.

Вартість передплати на електронну версію журналів дорівнює вартості передплати на друковану версію. Випуски журналу надсилаються електронною поштою у форматі pdf або для IP-адреси комп'ютера передплатника надається доступ до відповідних архівів журналу.

Передплата через сайт видавництва:

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/tdnk/subscription>

<https://patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj/subscription>

На сайті видавництва у 2021 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2019 рр.



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



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



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

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

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

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

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

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМΥΚ, 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 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<https://patonpublishinghouse.com>