

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

3MICT

Пленарні доповіді Х Міжнародної конференції «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах»* Одеса. 14-18 вересня 2020 р.

Махненко О.В., Міленін О.С., Великоіваненко О.А.,
Розинка Г.П., Козлітіна С.С., Півторак Н.І., Дзюбак Л.І.
Прогнозування кінетики температурних полів і напружено-
деформованого стану різнорідних виробів, отримуваних
методом пошарового формування
Книш В В Клочков I М. Мотруніч С І. Покляцький А Г
Вплив нерегулярного циклічного навантаження на опір
втомі тонкопистових зварних з'єлнань термічнозмішених
апюмінієвих сплавів 9
Семеное О П Кріецин I В Лихошез А В Глихенький
О.1., Воноар О.1. Порівняльний аналіз результатів
металі, що зварюється, за допомогою різних програмних
Marcunac C.D. Eanduirean O.M. Enutrition O.O.
Алексеснко Т.О., Половецький С.В. Біллив зовнішнього
електромагниного поля на параметри та дефекти
кристаличної гратки металу зварних з єднань при
осооливостей граничного стану зварних труоопровідних
елементив в умовах ультрамалоциклового навантаження
Ланкін Ю.М., Соловиов В.Г., Романова Г.Ю. дослідження
зміни питомої електропровідності оюлогічних тканин
в результаті локального стискання електродами при
Тубатюк Р.С., Римар С.В., Прокоф'єв О.С., Костін В.А.,
Дюковськии О.В., мужиченко О.Ф. моделювання
електромагнітних та теплових полів у процесі індукціиного
нагріву на малих зразках із наявністю зварного зєднання
високоміцних залізничних реиок
Сгорова С.В., Махненко О.В., Саприкіна І.Ю., Синсок Д.П.
Математичні моделі залежності механічних властивостей
від хімічного складу сталей для ЕШЗ50
ЗВАРЮВАННЯ ЗА КОРДОНОМ
Роботизований зварювальний осередок
для виробництва ковшів екскаваторів61
Welding in the World № 1, 202163
ПРАКТИКУМ ЗІ ЗВАРЮВАННЯ
Аргонолугове TIG зварювання 64

Заходи Асоціації технологів-машинобудівників України65 ΙΗΦΟΡΜΑЦΙЯ

Вимоги до оформлення рукописів статей, що подаються до * Звіт про конференцію надруковано в журналі «Автоматичне зварювання» №10, 2020.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

CONTENTS

X Міжнародної конференції елювання та інформаційні ні та споріднених процесах»*	Plenary reports of the X International Conferences «Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes» * Odesa, September 14–18, 2020
С., Великоіваненко О.А., С., Півторак Н.І., Дзюбак Л.І. мпературних полів і напружено- орідних виробів, отримуваних лування	Makhenko O.V., Milenin O.S., Velikoivanenko O.A., Rozynka G.P., Kozlitina S.S., Pivtorak N.I., Dzyubak L.I. Prediction of the kinetics of temperature fields and stress- strain state of dissimilar products, manufactured by layer-by- layer forming
труніч С.І., Покляцький А.Г. чного навантаження на опір их з'єднань термічнозміцнених 9	Knysh V.V., Klochkov I.M., Motrunich S.I., Poklyatsky A.G. Influence of irregular cyclic load on fatigue resistance of thin- sheet welded joints of heat-strengthened aluminium alloys
рогнозування залишкових ня дуплексної сталі з этворень	after welding of duplex steel taking into account phase transformations
ний аналіз результатів іня процесів тепломасообміну у допомогою різних програмних 20	simulation of heat transfer and hydrodynamic processes in the metal being welded by means of different software tools
а О.М., <i>Прилипко</i> О.О., <i>кий Є.В.</i> Вплив зовнішнього параметри та дефекти зварних з'єднань при	Alekseenko T.O., Polovetsky E.V. Influence of external electromagnetic field on parameters and defects of crystal lattice of metal of welded joints during underwater welding25 Makhenko O.V., Milenin O.S., Velikoivanenko O.A., Rozynka C.P. Birdorak N.L. Numorical analysis of the foatures of
25 С., <i>Великоіваненко О.А.</i> , Чисельний аналіз тану зварних трубопровідних	limiting state of welded pipeline elements under ultra-low- cycle loading
малоциклового навантаження32 ;, <i>Романова І.Ю</i> . Дослідження ідності біологічних тканин искання електродами при 38	as a result of local compression by electrodes in bipolar welding
Прокоф'єв О.С., Костін В.А., ко О.Ф. Моделювання вих полів у процесі індукційного	electromagnetic and thermal fields in the process of induction heating on small specimens with the presence of welded joint of high-strength railway rails
наявністю зварного зеднання рейок	Mathematical models of the dependence of mechanical properties on chemical composition of steels for ESW
для ЕШЗ50 І НЯ ЗА КОРДОНОМ	Robotic welding center for the production of excavator
ний осередок	Welding in the World № 1, 202163
02163	WELDING WORKSHOP
И ЗІ ЗВАРЮВАННЯ ня64	CONFERENCES, SEMINARS, EXHIBITIONS
СЕМІНАРИ, ВИСТАВКИ	Events of the Association of technologists-machine builders of Ukraine
рормація	INFORMATION
кописів статей, що подаються до ичне зварювання»66	Requirements for the preparation of manuscripts of articles submitted to the editorial board of «Automatic Welding»
з журналі «Автоматичне зварювання» №10, 2020.	* The conference report was published in the «Automatic Welding» journal Nº10, 2020.
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



Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона Національної академії наук України Міжнародний науково-технічний та виробничий журнал E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine International Scientific-Technical and Production Journal Автоматичне зварювання

Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені IE3 ім. Є.О. Патона НАНУ: С.І. Кучук-Яценко (головний редактор), В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред) О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов, В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Крівцун, Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов, С.Ю. Максимов, М.О. Пащин, В.Д. Позняков, І.О. Рябцев, К.А. Ющенко; **В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПІ», Харків; В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко, НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ; М.М. Студент, Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів; М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль; У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань, Аахен, Німеччина;

Я. Пілярчік, Інститут зварювання, Глівіце, Польща

Засновники

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

Адреса

IE3 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 КВ 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 бандероллю. 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 журнала). Передплата можлива на попередні випуски за любий рік.

Журнал «Автоматичне зварювання» перевидається 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: S.I. Kuchuk-Yatsenko (Editor-in-Chief), V.M. Lipodaev (Staff Deputy Editor-in-Chief) O.M. Berdnikova, Yu.S. Borisov, V.V. Knysh, V.M. Korzhyk, I.V. Krivtsun, 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 Kasymyr 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.

> Підписано до друку 12.01.2021. Формат 60×84/8. Офсетний друк. Ум. друк. арк. 7,91. Друк ТОВ «ДІА». 03022, м. Київ-22, вул. Васильківська, 45.

ПРОГНОЗУВАННЯ КІНЕТИКИ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ І НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ РІЗНОРІДНИХ ВИРОБІВ, ОТРИМУВАНИХ МЕТОДОМ ПОШАРОВОГО ФОРМУВАННЯ

О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, С.С. Козлітіна, Н.І. Півторак, Л.І. Дзюбак

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Пошарове формування металевих конструкцій та елементів механізмів різного призначення є перспективним напрямком розвитку наукоємних технологій. Широкі можливості оптимізації технологічних параметрів і точність позиціювання формуючих шарів дозволяють виготовляти тонкостінні вироби різної геометрії. Окрім того, шляхом зміни присадного матеріалу можливе виробництво різнорідних конструкцій. Такий технологічний процес вимагає ретельної оптимізації відповідного технологічного циклу для гарантування необхідної якості різнорідної конструкції в залежності від форми виробу, матеріалів та особливостей конкретної технології. В даній роботі досліджено особливості кінетики температурного поля та напружено-деформованого стану різнорідних конструкцій в процесі багатошарового наплавлення на прикладі балкових конструкцій таврового профілю, виготовлених за допомогою технології хВеат 3D Metal Printer. Бібліогр. 12, рис. 6.

Ключові слова: пошарове формування, різнорідна конструкція, температурне поле, напружено-деформований стан, математичне моделювання.

Одним з напрямків застосування сучасних технологій пошарового формування є реалізація промислових систем виробництва різнорідних елементів конструкцій і деталей механізмів. Це дозволяє отримувати конструкційні елементи складної форми з мінімальною витратою металу у порівнянні з класичними підходами фрезерування чи зварювання, що зумовлює інтерес до такого роду технологій в аерокосмічній та енергетичній галузях, приладобудуванні, медицині, тощо [1-3]. Стосовно відповідальних конструкцій з легких металів і сплавів, для яких ключовим аспектом при проектуванні є мінімізація ваги при збереженні необхідних експлуатаційних якостей (міцності, корозійної стійкості, жорсткості, тощо), раціональним шляхом їх є комбінація різних матеріалів шляхом нероз'ємного з'єднання різнорідних частин. Відомо, що отримання різнорідних з'єднань шляхом зварювання плавленням є обмеженим для великої кількості пар металів по причині їх незначної взаємної розчинності та схильності до утворення інтерметалідних включень і відповідного зниження експлуатаційних якостей конструкції [4, 5]. Тому для з'єднання різнорідних матеріалів використовують методи зварювання в твердій фазі, зварювання-паяння, зварювання через проміжні вставки, тощо. Одним з необхідних заходів при реалізації відповідної технології є оптимізація технологічних параметрів, зокрема, на основі результатів математичного та комп'ютерного моделювання фізико-механічних процесів, що визначають якість кінцевого виробу.

Виготовлення різнорідних металевих конструкцій методами пошарового формування пов'язано з тими ж принциповими технологічними проблемами, що і зварювання плавленням. Але невелике перегрівання металу при наплавленні та можливості оптимізації технологічних параметрів дозволяють реалізувати технологічних параметрів дозволяють реалізувати технологічні схеми виготовлення якісних різнорідних виробів. Для цього необхідно враховувати особливості кінетики температурного поля при наплавленні шарів, а також залишковий напружено-деформований стан (НДС) конструкції.

Метою даного дослідження є чисельний аналіз характерних особливостей кінетики полів температур, напружень і деформацій різнорідних конструкцій при їх пошаровому формуванні на прикладі типового конструкційного елемента балкової форми.

Типові задачі оптимізації технологічних параметрів при пошаровому формуванні різнорідних конструкційних елементів. В залежності від конкретних типів металів в конструкційному елементі можуть бути реалізовані принципово різні підходи щодо отримання якісного сплавлення шарів в області різнорідного контакту. Так, в разі безперервної взаєморозчинності металів оптимізація параметрів тепловкладення при наплавленні формуючих шарів визначається

Махненко О.В. – https://orcid.org/0000-0002-8583-0163, Міленін О.С. – https://orcid.org/0000-0002-9465-7710 О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, С.С. Козлітіна, Н.І. Півторак, Л.І. Дзюбак, 2021

для однорідних та різнорідних частин конструкції однаковими вимогами, а саме необхідністю активації твердої поверхні попереднього шару при одночасному запобіганню перегрівання рідкого металу. В попередніх роботах авторами було показано, що раціональним методом оптимізації температурного поля в такому випадку є відповідний вибір часу затримки між накладанням формуючих шарів, що дозволяє відвести надлишкове тепло в підкладку або в оточуюче середовище [6, 7].

Якщо для пари металів характерна обмежена взаємна розчинність, а їх температури плавлення суттєво відрізняються, то можлива реалізація сплавлення різнорідних шарів зі схемою зварювання-паяння [8]. Суть цього методу полягає в тому, що під дією джерела нагрівання метал з більш високою температурою плавлення залишається твердим, а метал з більш низькою температурою плавлення певний час перебуває в рідкому стані, утворюючи зварювально-паяний контакт. Це дозволяє знизити максимальні температури нагрівання поверхні контакту рідкого та твердого металів, зменшивши тим самим ризик утворення інтерметалідних включень. Формально вимоги оптимізації температурного поля в різнорідному контакті описуються температурно-часовими залежностями латентного періоду інтерметалідоутворення.

Відомо, що залишковий НДС різнорідних конструкцій в разі суттєвої різниці коефіцієнтів лінійного температурного розширення характеризується концентрацією напружень в області різнорідного контакту. Таку особливість залишкового стану слід очікувати для конструкційних елементів, виготовлених методами пошарового формування. В силу того, що підвищені напруження негативно впливають на роботоздатність, необхідно визначити вплив технологічних факторів виробництва на залишковий НДС та шляхи можливого зниження концентрації напружень в області різнорідного з'єднання.

Математична модель кінетики температурного поля та напружено-деформованого стану при пошаровому формуванні різнорідних балкових конструкцій. Першим етапом чисельного дослідження кінетики стану вказаного виробу в процесі пошарового формування є прогнозування розвитку температурного поля. Так, кінетика температурного поля визначається процесами кондуктивного поширення, для яких зв'язок між моментом часу t і полем температур T = T(x, y, z) описується тривимірним рівнянням теплопровідності:

$$c\rho(x, y, z, T)\frac{\partial T(x, y, z)}{\partial t} = \nabla \Big[\lambda(x, y, z, T)\nabla T(x, y, z)\Big], (1)$$

де λ , $c\rho$ – відповідно, теплопровідність і об'ємна теплоємність матеріалу конструкції в декартовій системі координат (*x*, *y*, *z*).

Джерелами тепла в розглянутому випадку є електронний промінь з тепловою потужністю q_p , розподіл енергії в плямі нагрівання може бути описаний за допомогою нормального закону. Стік тепла з поверхні розглянутої конструкції відбувається променистим теплообміном і відведенням тепла в технологічне оснащення. Відповідно, потік енергії випромінювання з поверхні виробу q_R залежить від температури поверхні та навколишнього середовища, а також відбивальних властивостей поверхні, і кількісно може бути описаний законом Стефана-Больцмана:

$$q_R = \varepsilon \sigma_{SB} \left(T^4 - T_C^4 \right), \tag{2}$$

де є – ступінь чорноти випромінюючої поверхні, $\sigma_{SB} = 5,67 \cdot 10^{-8} \ \text{Дж} \cdot \text{c}^{-1} \cdot \text{м}^{-2} \cdot \text{°C}^{-4}$ – константа Стефана-Больцмана.

Потік теплової енергії в силове оснащення q_N описується законом Ньютона в наступній формі:

$$q_N = \alpha_T \left(T - T_C \right), \tag{3}$$

α_т – коефіцієнт поверхневої тепловіддачі.

Виходячи з умов теплового балансу, потік тепла до поверхні нерівномірно розігрітого тіла, обумовлений процесами кондуктивної теплопровідності, дорівнює стоку тепла з поверхні, що дозволяє сформулювати граничні умови для задачі (1):

$$\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial \boldsymbol{n}} + \boldsymbol{q}_I + \boldsymbol{q}_R + \boldsymbol{q}_N = 0, \qquad (4)$$

n – нормаль до поверхні розглянутої області конструкції.

З урахуванням (2)–(3) гранична умова (4) до рівняння (1) має вигляд:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial \boldsymbol{n}} = -q_I + \alpha_T \left(T - T_C\right) + \varepsilon \sigma_{SB} \left(T^4 - T_C^4\right).$$
(5)

Процес плавлення та подальшої кристалізації металу при зварюванні супроводжується, відповідно, поглинанням і виділенням теплоти фазового переходу першого роду g_{fi} . Це явище відбувається в досить вузькому діапазоні температур металу, а саме в його твердо-рідкому стані між температурами ліквідус T_L і солідус T_s , що ускладнює математичне описання теплового балансу. Для врахування виділення/поглинання прихованої теплоти фазового переходу було використано ефективну теплоємність матеріалу в температурному діапазоні $T_s - T_L$ в наступній формі:

$$c\rho(T) = \begin{cases} c\rho(T_S) + \frac{g_{ft}}{T_L - T_S}, T_S < T < T_L \\ c\rho(T_L), T \ge T_L \end{cases}$$
(6)

У ванні рідкого металу особливості передачі тепла обумовлені переважно процесами конвективного перемішування, які визначаються гідродинамікою нерівномірно нагрітого розплаву. В рамках даної роботи інтенсифікація теплопередачі в рідкому металі в результаті конвективного перемішування враховувалася збільшенням коефіцієнта теплопровідності:

$$\lambda(T) = \begin{cases} \lambda(T), T_S < T < T_L; \\ \lambda(T_L) n_K, T \ge T_L, \end{cases}$$
(7)

де $n_{\kappa} = 3...5$ – коефіцієнт, що дозволяє врахувати конвективне теплоперенесення у рідкому металі зварювальної ванни.

Математичний розгляд об'єднаної задачі кінетики температурного поля та розвитку НДС базується на скінченно-елементному описанні з використанням восьмивузлових скінченних елементів (СЕ). Приріст тензора деформацій було представлено наступним чином [9]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon^{e}_{ij} + d\varepsilon^{p}_{ij} + \delta_{ij}d\varepsilon_{T}, \qquad (8)$$

де $d\epsilon_{ij}^{e}$, $d\epsilon_{ij}^{p}$, $\delta_{ij}d\epsilon_{T}$ – компоненти приросту тензора деформацій, обумовлених пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності, кінетикою неоднорідного температурного поля, відповідно, i, j = (x, y, z).

Тензори механічних напружень σ_{ij} і пружних деформацій $d\epsilon^{e}_{ij}$ пов'язані між собою узагальненим законом Гука, тобто

$$\varepsilon_{ij}^{e} = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}(K\sigma + \varphi), \qquad (9)$$

де σ – середнє значення нормальних компонентів тензора напружень σ_{ij} , тобто $\sigma = \sigma_{il}/3$, $K = (1-2\nu)/E$ – модуль об'ємного стиску.

Приріст деформацій миттєвої пластичності $d\epsilon_{ij}^{p}$ від напруженого стану в конкретному СЕ може бути обчислений за допомогою лінійної залежності скалярної функції Λ і девіаторної складової тензора напружень, а саме:

$$d\varepsilon_{ij}^{p} = d\Lambda(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma). \qquad (10)$$

Конкретне значення функції Л залежить від напруженого стану в розглянутій області конструкції, а також від форми поверхні плинності матеріалу. Виходячи зі сказаного вище, прирости тензора деформацій можуть бути представлені у вигляді суперпозиції приросту відповідних складових [10]:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \Psi \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \right) + \delta_{ij} \left(K \sigma + \Delta \varepsilon_T \right) - \frac{1}{2G} \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \right)^* - \left(K \sigma \right)^*,$$
⁽¹¹⁾

де символ «*» відносить змінну до попереднього кроку простежування; $\Psi - \phi$ ункція стану матеріа-

лу, що визначає умову пластичного плину відповідно до критерію Мізеса:

$$\Psi = \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i < \sigma_T,$$

$$\Psi > \frac{1}{2G}, \text{ якщо } \sigma_i = \sigma_T,$$

стан $\sigma_i > \sigma_T$ недопустимий.
(12)

Визначення функції Ψ проводиться ітеруванням на кожному кроці чисельного простежування в рамках крайової задачі нестаціонарної термопластичності, що дозволяє розв'язати нелінійність за пластичним плином матеріалу.

Запропоновані підходи було програмно реалізовано за допомогою високопродуктивних алгоритмів паралельного розв'язування крайової задачі нестаціонарної термопластичності [11], що дозволило провести відповідні дослідження впливу технологічних параметрів пошарового формування на поточний та залишковий стан різнорідних балкових конструкцій таврового профілю.

Результати і обговорення. Комплекс досліджень в контексті наведених задач було проведено на прикладі пошарового формування за допомогою технології xBeam 3D Printer балкової конструкції таврового профілю (рис. 1) з наступних комбінацій сплавів: однорідна конструкція з титанового сплаву ВТ6; різнорідна конструкція з титанових сплавів ВТ6 і ВТ1; різнорідна конструкція з титанового сплаву ВТ6 та технічно чистого алюмінію. Слід зазначити, що як однорідна конструкція (ВТ6), так і різнорідна титанова (ВТ6-BT1) не мають особливостей сплавлення шарів, викликаних металургійною несумісністю, тому для оптимізації температурного поля може бути використаний єдиний критерій. В якості такого критерію було обрано одночасне виконання наступних умов [6]:

відсутність переплавлення попереднього валика; забезпечення сплавлення між валиками.

Таким чином, на основі чисельного дослідження кінетики температурного поля необхідно



Рис. 1. Схема пошарового формування балкової конструкції таврового профілю за допомогою технології xBeam 3D metal printer

визначити оптимальні часові інтервали між наплавленням валиків різнорідної конструкції dt, що дозволяють отримати виконання вказаних умов і якісне сплавлення шарів в залежності від їх порядкового номера N.

Для різнорідної титан-алюмінієвої конструкції (BT6-Al) безпосереднє використання вказаного вище критерію не гарантуватиме отримання скісного виробу, що пов'язано з обмеженою розчинністю алюмінію в титані. Тому при наплавлюванні алюмінієвого валика на титановий необхідно запобігати змішуванню їх рідких фаз. Але відомо, що титановий сплав ВТ6 має суттєво вищу температуру плавлення, ніж алюміній (1640 °С у порівнянні з 660 °С), що дозволяє використати для їх з'єднання принцип зварювання-паяння. Як було зазначено вище, при цьому необхідно гарантувати нетривалий час контакту між рідким алюмінієм, який залежить від температури контактної поверхні, що пов'язано з наявністю так званого латентного періоду формування інтерметалідів [12], залежність якого від температури наведено на рис. 2. Тому додатково до умов оптимізації температурного поля однорідної частини конструкції при контакті різнорідних валиків необхідно враховувати час контакту розплавленого алюмінію з твердим титаном.

Як показали результати розрахунків, при пошаровому формуванні різнорідної балкової конструкції з титанових сплавів ВТ6 та ВТ1 відносно невелика різниця фізичних властивостей цих матеріалів та безперервна розчинність зумовлюють те, що наявність різнорідного переходу незначно впливає на стан конструкції. Так, залежність оптимального часового інтервалу затримки між наплавленням шарів dt, що забезпечує достатню дисипацію надлишкової теплової енергії у виробі, фактично не змінює свого характеру після 20 валика, коли відбувається зміна матеріалу (рис. 3, *a*).

В разі суттєвої різниці фізико-механічних властивостей матеріалів, як це має місце в парі ВТ6-Аl, пе-



Рис. 2. Температурна залежність часу латентного періоду формування інтерметалідів при поверхневому контакті титану та алюмінію [12]



Рис. 3. Залежність часових інтервалів між наплавленням валиків різнорідної конструкції dt, що дозволяють отримати якісне сплавлення шарів, від порядкового номера валика N: a - BT6-BT1; $\delta - BT6-A1$ (1 - q; 2 - 0.9 q; 3 - 0.8 q; 4 - 0.7 q)

рехід до іншого матеріалу (в даному випадку, з титанового сплаву до алюмінію) вимагає значних змін параметрів тепловкладення та інтервалу затримки dt. Так, перехід від наплавлення титанових шарів до алюмінієвої частини виробу має супроводжуватись певним охолодженням титанової частини з метою зниження температури поверхні перед нанесенням більш легкоплавкого металу (Рис. 3, δ). Подальше наплавлення відбувається за режимами, характерними для виготовлення алюмінієвих конструкцій.

Різниця механічних властивостей титану та алюмінію викликає формування локальних кон-



Рис. 4. Поле залишкових напружень σ₌ в перерізах однорідної (ВТ6) (*a*) та різнорідної конструкцій (ВТ6-АІ) (б)



Рис. 5. Поле залишкових напружень σ_{xx} в перерізах однорідної (ВТ6) (*a*) та різнорідної конструкцій (ВТ6-АІ) (δ)

центрацій напружень. Як показали результати чисельного моделювання, найпомітніше збільшення напружень в області різнорідного з'єднання відбувається в поздовжньому напрямку (напруження σ_{zz} , рис. 4), а також у поперечному (σ_{xx} , рис. 5). Крім того, нерівномірність охолодження по висоті наплавлюваної конструкції, викликана необхідністю зупинки процесу при переході від титанової частини до алюмінієвої, веде до збільшення σ_{zz} в області підкладки в порівнянні з однорідною конструкцією. При цьому зміна потужності тепловкладення несуттєво впливає на концентратор напружень в



Рис. 6. Вплив тепловкладення q_1 на поле залишкових поздовжніх напружень σ_{zz} в перерізі різнорідної (ВТ6-А1) конструкції: a - 5 кВт; $\delta - 4$

області різнорідного переходу, але дозволяє до певної міри перерозподілити залишкові напруження в області переходу полиці тавра в стінку (рис. 6).

Висновки

1. Розроблено комплекс математичних моделей і комп'ютерних програм для чисельного прогнозування кінетики температурного поля та напружено-деформованого стану типових конструкційних елементів в процесі пошарового формування за технологією хBeam 3D Printer.

2. Запропоновано критерії вибору оптимального часу між наплавленням формуючих валиків. Для різнорідного контакту металів з істотною різницею температур плавлення температурний режим має забезпечувати умову нерозплавлення тугоплавкої частини конструкції за принципом зварювання-паяння.

3. На прикладі пошарового формування балкових конструкцій таврового профілю за допомогою технології xBeam 3D metal printer досліджені особливості залишкових полів напружень і деформацій в перерізі різнорідної конструкції (BT6-Al) у порівнянні з однорідною (ВТ6). Показано, що наявність різнорідного переходу та необхідність істотного охолодження останнього титанового валика перед наплавленням алюмінієвого визначає формування локального концентратора напружень (поздовжніх і поперечних). При цьому зміна потужності джерела нагрівання незначно впливає на максимальні напруження в області різнорідного переходу, більшою мірою визначаючи локальний напружено-деформований стан в області переходу полиці тавра в стінку.

Список літератури/References

- Wang, Y., Zhou, Y., Lin, et al. (2020) Overview of 3D additive manufacturing (AM) and corresponding AM composites. Composites Part A: *Applied Science and Manufacturing*, 139, 106–114. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.106114.
- Ryan, K.R., Down, M.P., Banks, C.E. (2021) Future of additive manufacturing: Overview of 4D and 3D printed smart and advanced materials and their applications. *Chemical Engineering J.*, 403, 126–162. https://doi.org/10.1016/j. cej.2020.126162.
- Ngo, T.D., Kashani, A., Imbalzano, G. et al. (2018) Additive manufacturing (3D printing): A review of materials, methods, applications and challenges. *Composites Part B: Engineering*, 143, 172–196. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.02.012.
- Dak, G., Pandey, C. (2020) A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. *Journal of Manufacturing Processes*, 58, 377–406. https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.08.019.
- Darwish S.M. (2004) Analysis of weld-bonded dissimilar materials. *International Journal of Adhesion & Adhesives*, 24, 347–354. https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2003.11.007.
- O.S. Milenin, O.A. Velikoivanenko, S.S. Kozlitina, S.M. Kandala, A.E. Babenko. (2020) Numerical prediction of the state of beam products of different thickness during layer-by-layer electron beam surfacing. *The Paton Welding J.* 1, 14-23. https://doi.org/10.37434/tpwj2020.01.02.
- 7. Makhnenko, O.V., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2017) Modelling of temperature fields and stress-

strain state of small 3D sample in its layer-by-layer forming. *The Paton Welding J.*, **3**, 7–14. https://doi.org/10.15407/tpwj2017.03.02.

- A.S. Milenin. (2008) Physical and technological aspects of braze-welding of titanium-aluminium joints (Review). *The Paton Welding J.*, 4, 16–19.
- Махненко В.И. (1976) Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. Кнев. Наукова думка.
 Makhnenko, V.I. (1976) Computational methods for investi-

gation of kinetics of welding stresses and strains. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

 Махненко В.И. (2006) Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев, Наукова думка. Makhnenko V.I. (2006) Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

- 11. Velikoivanenko, E.A., Milenin, A.S., Popov, A.V. et al. (2019) Methods of numerical forecasting of the working performance of welded structures on computers of hybrid architecture. *Cybernetics and Systems Analysis*, 55, 1, 117–127.
- (1986) Металлургия и технология сварки титана и его сплавов. Замков В.Н. (ред.). Киев, Наукова думка. (1986) Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys. Ed. by V.N. Zamkov. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

PREDICTION OF THE KINETICS OF TEMPERATURE FIELDS AND STRESS-STRAIN STATE OF DISSIMILAR PRODUCTS, MANUFACTURED BY LAYER-BY-LAYER FORMING

O.V. Makhenko, O.S. Milenin, O.A. Velikoivanenko, G.P. Rozynka, S.S. Kozlitina, N.I. Pivtorak, L.I. Dzyubak

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

Layer-by-layer forming of metal structures and elements of various-purpose mechanisms is a promising venue of development of high technologies. Broad possibilities for optimization of technology parameters and accuracy of positioning the forming layers allow manufacturing thin-wall products of different geometry. Moreover, dissimilar structures can be produced by changing the filler material. Such a technological process requires thorough optimization of the respective technology cycle to guarantee the required quality of the dissimilar structure, depending on product shape, materials and features of a specific technology. This work is a study of the features of the kinetics of temperature field and stress-strain state of dissimilar structures during multilayer surfacing in the case of T-beam structures, made by xBeam 3D Metal Printer technology. 12 Ref., 6 Fig.

Keywords: layer-by-layer forming, dissimilar structure, temperature field, stress-strain state, mathematical modeling

Надійшла до редакції 30.11.2021

ХШМіжнародна спеціалізована виставка КИЇВСЬКИЙ ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК



Україна, м. Київ, Броварський пр-т, 15 тел.: (044) 201-11-58, 201-11-65, 201-11-56 e-mail: alexk@iec-expo.com.ua, plast@iec-expo.com.ua www.iec-expo.com.ua, www.tech-expo.com.ua



Генеральний інформаційний партнер Перемент Ексклюзивний Технічний медіа партнер: партнер: <u>жүрни</u> головного Коле Мое*діа* Інженера

ВПЛИВ НЕРЕГУЛЯРНОГО ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ОПІР ВТОМІ ТОНКОЛИСТОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ТЕРМІЧНОЗМІЦНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

В.В. Книш, І.М. Клочков, С.І. Мотруніч, А.Г. Покляцький

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua Досліджено вплив нерегулярного вузькосмугового циклічного навантаження на опір втомі зварних з'єднань термічнозміцнених алюмінієвих сплавів товщиною 1,8...2,0 мм, отриманих аргонодуговим зварюванням неплавким електродом (АДЗНЕ) та зварюванням тертям з перемішуванням (ЗТП). Визначені основні механічні властивості отриманих зварних з'єднань алюмінієвих сплавів Д16, 1420 та 1460. Побудовані криві втоми досліджуваних зварних з'єднань при вузькосмуговому циклічному блок-програмному навантаженні з близьким до нормального (Гауса) та експоненціального розподілу величини амплітуди напружень. Показано, що міцність та опір втомі зварних з'єднань досліджуваних алюмінієвих сплавів, отриманих ЗТП, перевищують відповідні показники для з'єднань, отриманих АДЗНЕ у всій області довговічності 10⁵...2·10⁶ циклів змін напружень. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: алюмінієві сплави, аргонодугове зварювання неплавким електродом, зварювання тертям з перемішуванням, механічні властивості, опір втомі, нерегулярні циклічні навантаження

Зменшення металоємкості виробів з високими експлуатаційними характеристиками та ресурсом є важливим і актуальним напрямком розвитку сучасної техніки. Вирішення цієї проблеми тісно пов'язане з використанням алюмінієвих сплавів різних систем легування [1, 2]. Алюмінієві сплави широко застосовуються для виготовлення вузлів ракетоносіїв і космічних апаратів, стартових комплексів, суден повітряного та водного призначення, наземного транспорту, сільськогосподарських машин, хімічного обладнання та інших зварних конструкцій, які зазвичай експлуатуються в умовах дії змінних навантажень [3, 4]. В залежності від особливостей змінного навантаження виробів або конструкцій використовуються алюмінієві сплави, зварні з'єднання яких мають необхідні показники опору втомі. Проектування новітніх авіакосмічних виробів передбачає в основному використання алюмінієвих сплавів з низькою питомою вагою, наприклад, високоміцних термічнозміцнюваних сплавів систем легування Al-Cu-Mg, Al-Cu-Li, Al-Mg-Li [4-6]. Для отримання нероз'ємних з'єднань при виготовленні різноманітних конструкцій із алюмінієвих сплавів у більшості випадків застосовуються технології зварювання плавленням, а також сучасні технології зварювання з меншим тепловим вкладенням, такі як зварювання в твердій фазі тертям з перемішуванням [7, 8].

Переважна більшість зварних металоконструкцій довготривалого використання експлуатуються при дії змінного нерегулярного навантаження [9]. Такі навантаження виникають, наприклад, при перевезенні чи переміщенні вантажів різної величини, під впливом вітру та хвиль, які за своєю природою постійно змінюються, та внаслідок різних видів коливань і вібрацій, що виникають в процесі експлуатації конструкцій. У більшості випадків такий процес навантаження є випадковим і може бути описаний певним законом розподілу випадкової величини амплітуди напружень (наприклад, нормальним розподілом Гауса, розподілом Релея, експоненціальним чи логнормальним розподілом) із заданими параметрами математичного очікування та середнім квадратичним відхиленням [10]. При цьому режими випадкового навантаження відрізняються широкою різноманітністю. Наприклад, в елементах швидкісних транспортних засобів, легких металоконструкцій, антено-щоглових споруд, у конструкціях морських глибоководних стаціонарних платформ та ін., які можна розглядати як слабо демпфуючі механічні системи, зміна експлуатаційних напружень представляє собою вузькосмуговий випадковий процес. Тому врахування особливостей змінного навантаження при проектуванні та розрахунку на втому зварного елемента алюмінієвої металоконструкції або виробу, в умовах якого вони будуть експлуатуватися, є актуальною та важливою задачею, направленою на забезпечення їх надійності і безпечної експлуатації [11]. Саме тому основна мета роботи полягає в дослідженні впливу нерегулярного циклічного навантаження на опір втомі тонколистових стикових зварних з'єднань термічнозміцнених алюміній-літієвих сплавів 1420Т1, 1460Т1 та дюралюмінію – Д16Т, отриманих за технологією аргонодугового зварювання неплавким електродом (АДЗНЕ) та зварюванням тертям з перемішуванням (ЗТП).

Для оцінки межі міцності та досліджень впливу нерегулярного циклічного навантаження на

Книш В.В. – https://orcid.org/0000-0003-1289-4462, Клочков І.М. – https://orcid.org/0000-0001-6490-8905, Мотруніч С.І. – https://orcid.org/0000-0002-8841-8609, Покляцький А.Г. – https://orcid.org/orcid.org/0000-0002-4101-2206 © В.В. Книш, І.М. Клочков, С.І. Мотруніч, А.Г. Покляцький, 2021

опір втомі тонколистових стикових зварних з'єднань алюмінієвих сплавів 1420Т1, 1460Т1 та Д16Т використовували листи товщиною 1,8...2,0 мм, механічні властивості яких приведені в табл. 1. Зварювання тертям з перемішуванням здійснювали на розробленій в IE3 ім. Є.О. Патона лабораторній установці, використовуючи спеціальний інструмент з конічним наконечником і буртом діаметром 12 мм [12], швидкість обертання якого складала 1420 об/хв. Алюмінієві сплави з літієм зварювали на швидкості 14 м/год., а сплав Д16Т - на швидкості 10 м/год. Для порівняння такі ж стикові з'єднання отримували аргонодуговим зварюванням неплавким електродом за допомогою установки МW-450 («Fronius», Австрія) при швидкості зварювання 20 м/год. В якості присадного матеріалу при АДЗНЕ сплавів 1420Т1 і Д16Т використовували присадний дріт СвАМг63, а сплаву 1460Т1 – присадний дріт Св1201 діаметром 1,6 мм. Величина зварювального струму для алюмінієвих сплавів з літієм становила 145 А, а для сплаву Д16Т – 160 А. При цьому ширина швів, отриманих АДЗНЕ, знаходилася на рівні 6,5 мм, а зварених тертям з перемішуванням – 3,5 мм (при ширині зони термомеханічного впливу з лицьової сторони шва близько 12 мм).

З отриманих зварних пластин відповідно до ДСТУ ISO 4136 виготовляли зразки для визначення межі міцності з'єднань при одноосному розтягуванні. Ширина робочої частини зразків становила 15 мм. При цьому на зразках, виконаних зварюванням плавленням, проводили також механічну зачистку підсилення кореневої частини шва врівень з основним матеріалом, як це прийнято при Таблиця 1. Механічні властивості досліджуваних алюмінієвих сплавів

Марка сплаву	σ _в , МПа	σ _{0,2} , ΜΠa	δ, %
1420T1	459	322	11
1460T1	565	523	9
Д16Т	484	347	15

виготовленні більшості конструкцій відповідального призначення. Значення межі міцності досліджуваних зварних з'єднань, отриманих за технологіями АДЗНЕ і ЗТП, приведені в табл. 2.

Втомні випробування зразків з'єднань проводили на універсальному сервогідравлічному комплексі MTS 318.25 з максимальним зусиллям 250 кН. Зразки випробовували при осьовому синусоїдальному навантаженні з постійною асиметрією циклу та частотою навантаження 10...15 Гц до повного руйнування. Криві втоми будували для багатоциклової області довговічності 10⁵...2·10⁶ циклів змін напружень.

Випробування при нерегулярному навантаженні проводили при вузькосмуговому спектрі навантаження з близьким до нормального (Гауса) та близьким до експоненціального розподілу величини амплітуди напружень (табл. 3). Асиметрія циклу напружень спектрів навантажень була прийнятою $R_{\sigma} = 0,1$, оскільки ця асиметрія для конструкцій авіата ракетобудування є найбільш пошкоджуючою.

Зразки для втомних випробувань основного металу та зварних з'єднань (рис. 1) сплавів 1420Т1, 1460Т1 та Д16Т, виконаних АДЗНЕ та ЗТП, виготовлялися відповідно до діючого державних та міжнародних стандартів [13, 14].

При одних і тих же умовах випробовували серію з 5...8 однотипних зразків. Експериментальні дані втомних випробувань оброблялися методами лінійного регресійного аналізу, загальноприйнятими для



Рис. 1. Вид і геометричні розміри зразка для втомних випробувань стикових зварних з'єднань

Таблиця 2. Межа мішності зварних з	слнань лоспілжуваних	алюмінієвих сплавів	отримяних зя т	ехнологіями А	АЛЗНЕ тя	зтп
таблици 2. тиска мициості зварних з	сднань досліджувания	a anowinitedita citatadid	901 primarina sa 1	CAHOJIOI DIMINI I	удэнь та	

Марка сплаву		АДЗН	ЗТП				
	Зразн	ки з підсиленням	Зразі	ки без підсилення	Зразки без підсилення		
	σ _в , МПа	Місце руйнування	σ _в , МПа	Місце руйнування	σ _в , МПа	Місце руйнування	
1420T1	373	3C	320	Шов	342	3C	
1460T1	311	3C	257	Шов	309	3TMB	
Д16Т	330	3C	295	Шов	425	3TMB	

Таблиця 3. Еквівалентні блоки навантажень для вузькосмугового випадкового спектру напружень

Номер ступені блоку 1 2 3	Спектр № 1 (наближени	й до нормального	Спектр № 2 (наближений до експоненціального			
	розподілу І	'ayca)	розподілу)		
	Кількість циклів	$\sigma_{\mathrm{a},i}/\sigma_{\mathrm{a,max}}$	Кількість циклів	$\sigma_{\mathrm{a},i}/\sigma_{\mathrm{a,max}}$		
1	18	1	13	1		
2	170	0,96	78	0,9		
3	1250	0,92	403	0,8		
4	5750	0,88	2028	0,7		
5	17500	0,84	10153	0,6		
6	37812	0,80	50778	0,5		



Рис. 2. Блок навантаження зразків сплавів Д16Т1 та 1420Т1 № 1 з наближеною до нормального розподілу Гауса величиною амплітуди напружень



Рис. 3. Блок навантаження зразків з'єднань сплаву 1460T1 з розподілом величини амплітуди напружень, наближеним до експоненціального закону розподілу



Рис. 4. Криві втоми Гаснера основного металу і зварних з'єднань алюмінієвого сплаву Д16Т1 (*a*) та 1420Т1 (*б*) товщиною 1,8 мм при блок-програмному навантаженні № 1: *1* – основний метал; *2* – зварні з'єднання, виконані ЗТП; *3* – зварні з'єднання, виконані АДЗНЕ

такого роду досліджень [15]. За результатами проведених втомних випробувань для кожної серії зразків на основі встановлених значень границь обмеженої витривалості будували відповідні криві втоми – лінії регресії в координатах $lg(2\sigma_s^{max}) - lgN[11]$.

Зразки зварних з'єднань сплаву 1420Т1 та Д16Т випробовувались при блок-програмному навантаженні № 1, характерному для конструкцій планера літака. Довжина блоку навантаження складала 62500 циклів змін напружень (рис. 2).

Зразки зварних з'єднань сплаву 1460T1 випробовувались при блок-програмному навантаженні № 2, характерному для конструкцій, які експлуатуються під дією внутрішнього тиску, наприклад, такі, як кріогенні паливні баки. На рис. 3 приведений блок програмного навантаження № 2, характерний для посудин тиску, довжина якого складає 63453 циклів змін напружень.

На рис. 4 приведені криві втоми Гаснера основного металу і зварних з'єднань алюмінієвих сплавів 1420Т1 та Д16, зварених АДЗНЕ і ЗТП, отримані при блок-програмному навантаженні № 1. Отримані результати демонструють, що обмежена границя витривалості на базі 10⁶ циклів змін напружень для зварних з'єднань сплавів 1420Т1 і Д16Т1, отриманих ЗТП, на 25 та 18 % перевищує відповідні значення для з'єднань, виконаних АДЗНЕ, та складають 83 і 79 % відповідних значень основного металу.



Рис. 5. Криві втоми Гаснера основного металу і зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 1460Т1 товщиною 2 мм при блок-програмному навантаженні № 2: *1* – основний метал; *2* – зварні з'єднання, виконані ЗТП; *3* – зварні з'єднання, виконані АДЗНЕ



Рис. 6. Зовнішній вигляд лицьової (*a*, *в*) і нижньої (*б*, *г*) сторони зруйнованих після циклічних випробувань зразків стикових з'єднань сплаву Д16Т товщиною 1,8 мм, отриманих АДЗНЕ (*a*, *б*) і ЗТП (*в*, *г*)

На рис. 5 приведені криві втоми Гаснера при блочному навантаженні № 2 зварних з'єднань сплаву 1460Т1, виконаних АДЗНЕ і ЗТП. Показано, що значення обмеженої границі витривалості на базі 10⁶ циклів складає 85 % для з'єднань, виконаних ЗТП, і 63 % для з'єднань, виконаних АДЗНЕ, по відношенню до відповідного значення основного металу.

Зародження та розповсюдження втомної тріщини у зразках з підсиленням шва зварних з'єднань алюмінієвого сплаву Д16Т, виконаних АДЗНЕ, відбувалося в зоні сплавлення шва з основним металом (рис. 6). Це пояснюється значною концентрацією напружень і значним розміцненням металу в шві та зоні термічного впливу. Руйнування зразків, отриманих ЗТП, відбувалося на межі зон термомеханічного і термічного впливу зі сторони набігання інструмента, де спостерігається значне розміцнення металу та утворюється структурна і незначна геометрична неоднорідність.

Руйнування зразків зварних з'єднань сплаву 1420Т1 з підсиленням шва, отриманих АДЗНЕ, також відбувалося в зоні сплавлення шва з основним металом, де в процесі зварювання плавленням виникає значна концентрація напружень (рис. 7). Руйнування зразків з'єднань, отриманих ЗТП, відбувалося в зоні термомеханічного впливу.

Зварні з'єднання сплаву 1460, отримані ЗТП, також руйнувалися на межі зон термомеханічного



Рис. 7. Зовнішній вигляд лицьової (a, e) і нижньої (δ) сторони зруйнованих після циклічних випробувань зразків стикових з'єднань сплаву 1420Т1 товщиною 1,8 мм, отриманих АДЗНЕ (a, δ) і ЗТП (e)



Рис. 8. Зовнішній вигляд лицьової сторони зруйнованих після циклічних випробувань зразків стикових з'єднань сплаву 1460Т1 товщиною 2,0 мм, отриманих ЗТП (*a*) і АДЗНЕ (*б*)

і термічного впливу зі сторони набігання інструмента, що зумовлено розміцненням легованого літієм металу в шві та в зоні термомеханічного впливу і утворенням на вказаній ділянці деякої геометричної неоднорідності (рис. 8). Зразки зварних з'єднань з підсиленням шва, отримані АДЗНЕ, руйнувалися в зоні сплавлення шва з основним металом, де виникає значна концентрація напружень і значне розміцнення металу.

Висновки

1. Експериментально встановлені криві втоми Гаснера при нерегулярному навантаженні стикових зварних з'єднань термічнозміцнених алюмінієвих сплавів 1420Т1 та 1460Т1, виконаних з використанням технологій ЗТП і АДЗНЕ. Показано, що значення границь обмеженої витривалості таких з'єднань у всьому діапазоні довговічності 10⁵...2·10⁶ становить 70...85 % від відповідних показників основного металу.

2. Отримані криві втоми Гаснера для вузькосмугового випадкового процесу навантаження з наближеною до нормального розподілу Гауса величиною амплітуди напружень для з'єднань сплаву 1420T1 та Д16Т, виконаних АДЗНЕ та ЗТП. Показано, що при такому навантаженні границя обмеженої витривалості на базі 10⁶ циклів для зварних з'єднань, виконаних ЗТП, на 18...25 % перевищує відповідні значення з'єднань, виконаних АДЗНЕ, та складає 79...83 % від границі обмеженої витривалості основного металу.

3. Встановлено, що для з'єднань сплаву 1460T1, отриманих ЗТП і АДЗНЕ, значення границі обмеженої витривалості на базі 10⁶ циклів при вузькосмуговому випадковому процесі навантаження з наближеним до експоненціального закону розподілу величини амплітуди напружень складає 85 та 63 % від відповідного значення основного металу.

4. Зародження та розповсюдження втомної тріщини у зразках зварних з'єднань досліджуваних алюмінієвих сплавів, виконаних АДЗНЕ, відбувалося в зоні сплавлення шва з основним металом, де в процесі зварювання плавленням виникає значна концентрація напружень і відбувається значне розміцнення металу. Руйнування зразків, отриманих ЗТП, при циклічних випробуваннях відбувалося на межі зон термомеханічного і термічного впливу зі сторони набігання інструмента, що обумовлено розміцненням металу та утворенням структурної і незначної геометричної неоднорідності на цій ділянці зварного з'єднання.

Список літератури

- 1. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. Киев, Наукова думка.
- Ищенко А.Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. Прогресивні матеріали і технології, 1, 50–82.
- 3. Adrian, P. (2012) *Mouritz Introduction to Aerospace Materials*. Woodhead Publishing Limited.
- Fridlyander, I.N., Sister, V.G., Grushko, O.E. et al. (2002) Aluminum Alloys: Promising Materials in the Automotive Industry. *Metal Science and Heat Treatment*, Sept. 44, pp. 365–370.
- Гуреева М.А., Грушко О.Е., Овчинников В.В. (2008) Свариваемые алюминиевые сплавы в конструкциях транспортных средств. *ВИАМ/2008-205182, Октябрь*, 51–82.
- 6. Дриц А.М., Овчинников В.В. (2003) Сравнительные исследования свойств сварных соединений российских и американских алюминиево-литиевых сплавов *Цветные металлы*, **12**, 71–77.
- Threadgill, P.L., Leonard, A.J., Shercliff, H.R., Withers, P.J. (2009) Friction stir welding of aluminium alloys. J. International Materials Reviews, 54, 2, 49–93.
- Ищенко А.Я. (2004) Особенности применения алюминиевых высокопрочных сплавов для сварных конструкций. Автоматическая сварка, 9, 16–26.
- 9. Schijve J. (2009) *Fatigue of structures and materials*. 2-nd. Ed. Springer. Berlin.
- Heuler, P., Bruder, T., Klätschke, H. (2005) Standardized loadtime historiesa contribution on to durability issuer under Spectrum loading. *Mat.-wiss.u. Werkstofftech*, 36, 11, 669–677.
- 11. Sonsino C.M. (2007) Fatigue testing under variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue*, 29, 1080–1089.

- Іщенко А.Я., Покляцький А.Г. (2010) Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінісвих сплавів. Україна Пат. 54096, МПК В23К 20/12; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. № и201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.
- (1979) ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость.
- 14. (2017) ISO 1099:2017 Metallic materials Fatigue testing Axial force-controlled method.
- Дрейпер Н., Смит Г. (1986) Прикладной регрессионный анализ. Кн. 1. В 2-х кн. Москва, Финансы и статистика.

References

- 1. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures of aluminium alloys.* Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Ishchenko, A.Ya. (2003) Aluminium high-strength alloys for welded structures. *Progressyni Materialy i Tekhnologii*, 1, 50–82 [in Russian].
- Adrian, P. (2012) Mouritz introduction to aerospace materials. Woodhead Publishing Ltd.
- Fridlyander, I.N., Sister, V.G., Grushko, O.E. et al. (2002) Aluminum alloys: Promising materials in the automotive industry. *Metal Sci. and Heat Treatment*, Sept. 44, 365–370.
- Gureeva, M.A., Grushko, O.E., Ovchinnikov, V.V. (2008) Welded aluminium alloys in structures of transport facilities. Moscow, *VIAM, October*, 51-82 [in Russian].
- Drits, A.M., Ovchinnikov, V.V. (2003) Comparative investigations of properties of welded joints of Russian and American aluminium-lithium alloys. *Tsvetnye Metally*, **12**, 71–77 [in Russian].
- Threadgill, P.L., Leonard, A.J., Shercliff, H.R., Withers, P.J. (2009) Friction stir welding of aluminium alloys. *J. Int. Materials Reviews*, 54, 2, 49–93.
- 8. Ishchenko, A.Ya. (2009) Specifics in application of aluminium high-strength alloys for welded structures. *The Paton Welding J.*, **9**, 15-25.
- 9. Schijve, J. (2009) *Fatigue of structures and materials*. 2nd Ed. Springer. Berlin.
- Heuler, P., Bruder, T., Klätschke, H. (2005) Standardized loadtime histories a contribution on to durability issuer under spectrum loading. *Mat.-wiss.u. Werkstofftech.*, 36, 11, 669–677.
- 11. Sonsino, C.M. (2007) Fatigue testing under variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue*, 29, 1080–1089.
- Ishchenko, A.Ya., Porlyatsky, A.G. (2010) Tool for friction stir welding of aluminium alloys. Pat. Ukraine, 54096, Int. Cl. B23K 20/12. Fill. 30.04.2010; Publ. 25.10.2010 [in Ukrainian].
- 13. (1979) GOST 25.502-79: Strength analysis and testing in machine building. Methods of metals mechanical testing. Methods of fatigue testing [in Russian].
- 14. (2017) ISO 1099:2017: Metallic materialu. Fatigue testing. Axial force-controlled method [in Russian].
- Drejper, N., Smit, G. (1986) *Applied regression analysis*. Book 1. In: 2 books. Moscow, Finansy i Statistica [in Russian].

INFLUENCE OF IRREGULAR CYCLIC LOAD ON FATIGUE RESISTANCE OF THIN-SHEET WELDED JOINTS OF HEAT-STRENGTHENED ALUMINIUM ALLOYS V.V. Knysh, I.M. Klochkov, S.I. Motrunich, A.G. Poklyatsky

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

The influence of irregular narrow-band cyclic load on fatigue resistance of welded joints of heat-strengthened aluminium alloys with a thickness of 1.8...2.0 mm produced by argon arc welding using non-consumable electrode (AAWNCE) and friction stir welding (FSW) was studied. The main mechanical properties of the produced welded joints of aluminium D16, 1420 and 1460 alloys were determined. The fatigue curves of the investigated welded joints at narrow-band cyclic block-program load with close to normal (Gaussian) and exponential distribution of stress amplitude were plotted. It is shown that the strength and fatigue resistance of welded joints of the investigated aluminium alloys produced by FSW exceed the corresponding values for the joints produced by AAWNCE in the whole range of service life of $10^5...2 \cdot 10^6$ cycles of stress changes. 15 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: aluminium alloys, argon arc welding using non-consumable electrode, friction stir welding, mechanical properties, fatigue resistance, irregular cyclic loads

Надійшла до редакції 28.12.2020

УДК 621.791

PREDICTION OF RESIDUAL STRESSES AFTER WELDING OF DUPLEX STEEL TAKING INTO ACCOUNT PHASE TRANSFORMATIONS

O.S. Kostenevych¹, J. Ren²

¹The experimental design-technological office of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 15 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: alenakostenevich@gmail.com

²School of Engineering, Liverpool John Moores University, 3 Byron Str., United Kingdom. E-mail: x.j.ren@ljmu.ac.uk The presented study involved mathematical modelling of single pass TIG welding of duplex stainless steel S32205. The temperature fields, the fusion zone and HAZ dimension, the cooling rate fields, residual stresses taking into account kinetics of dissolution of austenite during heating and kinetics of precipitation of austenite during cooling were obtained. The comparative analysis of residual stresses with/without phase transformations showed the difference of residual stresses distribution due to different amounts of austenite and ferrite and due to volumetric changes during phase transformations. 24 Ref, 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: duplex stainless steel, TIG welding, phase transformations, austenite, ferrite, residual stresses

Introduction

Duplex stainless steels (DSSs) contain approximately equal amounts of austenite (γ) and ferrite (α) , which offer many advantages over other single phased stainless steels. DSSs have higher strength than austenitic steels, higher impact value and higher resistance against hydrogen embrittlement than ferritic steels. DSSs with optimum volume fractions of ferrite and austenite also possess a higher resistance against general corrosion, intergranular, pitting, crevice corrosion and stress-corrosion cracking. The application of DSSs covers a broad range of industries such as the oil and gas, petrochemical, chemical industries, energy industry, marine structures, as well as general structures such as architecture, building, construction and mechanical engineering. For most of these applications, the combination of strength and corrosion resistance is a particularly important consideration for the design, manufacturing and structure maintenance. Many of these applications involve welding of similar or dissimilar grades of DSSs with different types of welding [1–5] including tungsten inert gas (TIG) welding.

When welding duplex steels, a general requirement during welding of DSSs is limitation of the welding heat input. The upper temperature limit of heat input is limited by the formation of intermetallic phases, and the lower – by an acceptable ratio of austenite and ferrite. It is recommended to adhere to a heat input of 0.5...2.5 kJ/mm for steels containing 2 2 % chromium and 0.2...1.5 kJ/mm for super duplex steels with 25 % chromium [1, 2]. One major focus for welding process design is to retain the good combination of properties, which is sensitive to the chem-

Kostenevych O.S. – https://orcid.org/0000-0002-7427-2805, Ren J. – https://orcid.org/0000-0001-6132-1228 © O.S. Kostenevych, J. Ren, 2021 ical composition and microstructure of the fusion and heat affected zones (HAZ). Particular features governing the structural integrity are the volume fractions of the ferrite and austenite phases, the phase transformation over critical temperature-composition ranges (Fig. 1) and residual stresses.

Many recent work have reported on the phase volumes changes in welding DSSs, but systematic works on the effect of microstructural phase transformations on residual stresses are still limited [8–12]. Residual stresses in welding are an important factor influencing both the mechanical strength and the corrosion resistance of DSSs, such an issue needs to be addressed with good accuracy taking into account phase transformations.



Fig. 1. Phase diagram of the triple system Fe–Cr–Ni at 70 % Fe [1, 6, 7]

Chemical composition for 2205 grade stainless steel [4]

		0							
Grade	С	Mn	Si	Cr	Мо	Ni	Ν	Р	S
2205 (832205)	< 0.03	<2.0	<1.0	22.023.0	3.03.5	4.56.5	0.140.20	<0,03	<0,02

This work presents a comparative analysis of the distribution of residual stresses after welding of DSS taking into account microstructural transformations. The main mathematical models, numerical procedures and typical results are introduced. The work is applied in analyzing TIG welding of standard duplex steel S32205, the data includes temperature fields, characteristic cooling rates and microstructure composition. The residual stresses distribution with/without phase transformations is presented and discussed.

Modelling approaches of the temperature fields and phase transformations

In this work, the TIG welding process of standard duplex stainless steel S32205 (Table) taking into account microstructural transformations was simulated and temperature fields, characteristic cooling rates, microstructure composition and residual stresses were obtained. The analysis is focused on single pass TIG welding process without preheating: I = 120 A, U = 10 V, welding speed 1.5 mm/s. The heat input was H = 600 J/mm, which is in the recommended range of 512 < H < 2520 J/mm for welding of duplex steels [2].

The chemical composition of standard duplex steel S32205 is listed in Table. Thermo-physical properties of base material were adapted from literature data [12, 13]. The latent heat of fusion is 300 J/g.

Simulation has been carried out using finite element calculation model (ABAQUS) on a plate of thickness 3mm with dimension 100×100 mm. As a heat source model, Goldak's double ellipsoid heat source model [14] was used. The heat distribution in a solid is described by the differential heat equation, which in the general case for the Cartesian coordinate system (*x*, *y*, *z*) has the form:

$$c\rho\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z}\right) + q, (1)$$

where $c\rho$ – volumetric heat capacity of the material; λ – thermal conductivity; q – power distribution of a volumetric heat source.

Goldak's heat source model is built from two ellipsoids described with equations [14] for front part model q_f and rear part of model q_i :

$$q_{f}(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_{f}Q}{abc_{f}\pi\sqrt{\pi}}\exp(-3(\frac{x^{2}}{a^{2}} + \frac{y^{2}}{b^{2}} + \frac{z^{2}}{c_{f}^{2}})) (2)$$
$$q_{r}(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_{r}Q}{abc_{r}\pi\sqrt{\pi}}\exp(-3(\frac{x^{2}}{a^{2}} + \frac{y^{2}}{b^{2}} + \frac{z^{2}}{c_{r}^{2}})). (3)$$

The heat input rate $Q = \eta VI$ is defined by welding operational parameters current (*I*), voltage (*V*) and

ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №1, 2021

thermal efficiency (η), respectively. The factors f_f and f_r denote the fraction of the heat deposited in the front and rear quadrant respectively, which must satisfy the condition $f_f + f_r = 2$. The *a*, b_f , b_r and c are source constant parameters that define the size and shape of the ellipses, therefore the heat source distribution.

The cooling boundary conditions between the plate and surrounding environment by convection are calculated by the equation:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = h(T - T_0), \qquad (4)$$

where T_0 (20 °C) is the room temperature and h (20W m⁻² K⁻¹) is the natural convective heat coefficient assumed.

Based on the solution of the heat equation by the finite element method, temperature fields of the calculation scheme were obtained. Calculation results of temperature fields for TIG welding process of DSS 2205 are given in Fig. 2 and Fig. 3. The width of fusion zone ($T_{max} \ge 1450$ °C) is 2.6 mm (at the bottom of the weld)-4.7 mm (at the top of the weld). Since the ferritic-austenitic transformation in duplex steels takes place in the temperature range from 1200 to 800 °C, the zone with the maximum heating temperature above 1200 °C was taken as the heat affected zone (HAZ). It's depth in the base material is up to 1.3...2.15 mm (Fig. 2).



Fig. 2. Dimension of the fusion zone and HAZ, mm





An important characteristic during welding duplex steels is the cooling rate in the temperature range 1200...800 °C [15–17]. Since cooling is fast by the single pass welding, the obtained time $\Delta t_{1200/800}$ of the calculation model is equal 10-14s (Fig. 3), the cooling rate $w_{1200/800}$ is from 28 to 40 °C/s. Comparison of cooling curve with TTT- and CCT-curve [18] shows, that due to fast speed cooling after welding (the cooling speed $w_{1200/800} = 28...40$ °C/s >> 0.23 °C/s) the σ -phase (sigma phase) will not form. Sigma phase precipitation is possible during aging at high temperatures or in multi-pass welding [19, 20] due to low cooling rates.

The kinetics of the microstructure phase transformation during welding the DSS on the basis of literature data [17, 21] was modelled. Weldments of DSS with a $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3.5$ (for steel S32205 $Cr_{eq}/Ni_{eq} = 3.5$) can be treated as a single-phase ferrite [22] when solidifying. The dissolution and precipitation kinetics of austenite in duplex stainless steels is followed by the Austin-Rickett type equation [17, 21]:

$$\frac{y}{1-y} = \left(kt\right)^n,\tag{5}$$

where y is the fraction transformed, k is the kinetics constant, t is the time and n is the time exponent.

The temperature dependency of dissolution rate k(T) of austenite phase in DSSs is as follows [21]:

- for HAZ of standard DSSs

$$k(T) = \exp\left(-\frac{4.05 \cdot 10^4}{(T+273)} + 25.6\right)$$
(6)

- for weld metal of standard DSSs

$$k(T) = \exp\left(-\frac{5.82 \cdot 10^4}{(T+273)} + 37.4\right).$$
(7)

Temperature dependency of equilibrium austenite phase fraction of standard DSS $F_{eq}(T)$ and precipitation parameters n, k(T) were obtained from work [21] (Fig. 4).

Since heating during the welding thermal cycle occurs without aging and cooling continuously with a variable cooling rate, the Austin-Rickett equation was



accepted as modified equation taking into account the features of the welding thermal cycle. For this, the heating and cooling curve was divided into steps and the fraction of austenite was determined by the expression below [17]:



The results of the microstructure composition and kinetics of phase transformation in the HAZ and weld metal shown in Fig. 5 were obtained using Austin-Rickett equation (8) and precipitation parameters k(T), n from work [21].

On the basis of equation (8) high content of austenite in weld metal and low content of austenite in HAZ was obtained. According to Fig. 5 the phase composition in weld metal are 65 % austenite and 35 % ferrite, in the HAZ are 28 % austenite and 72 % ferrite. These data of microstructure composition (Fig. 5) were used for the determining of the distribution of residual stresses after welding of DSS 2205.

Modelling of residual stresses, results and analysis

Phase transformations in steels can occur with significant volumetric changes, which mainly effects on the kinetics of the distribution of residual welding stresses and strains [23, 24].

The temperature and phase volume data presented in the previous section provided a framework to comparatively study the residual stresses with/without taking into account of the microstructural transformations, typical results are shown in Fig. 6, 7. Fig. 6 is a plot of residual stress without taking into account of the phase changes, while Fig. 7 is result incorporated the microstructural transformations in the model. A significant difference could be observed in the distribution pattern and magnitudes of the residual stresses.

Fig. 8 compares the profiles of residual stresses along cross-section 1 (transversely to the weld) for model without phase transformations and model taking into account of phase transformations. It clearly shows that residual stresses distribution from these two approaches is different for both the longitudinal and the transverse stresses, with the latter exhibit more significant differences. With a lower austenite content/higher ferrite content in the heat affected zone, a decrease in tensile longitudinal residual stresses is observed.

Fig. 9 compares the distributions of simulated residual stresses along cross-section 2 (through thickness of



Fig. 5. Kinetics of phase transformation during cooling of welding thermal cycle: a - point in the HAZ; b - point in the weld metal



Fig. 6. Residual stresses after welding and cooling without taking into account microstructural transformations: a – longitudinal stresses, MPa; b – transverse stresses, MPa



Fig. 7. Residual stresses after welding and cooling taking into account the kinetics of austenitic transformation: a – longitudinal stresses, MPa; b – transverse stresses, MPa



Fig. 8. Residual stresses distribution through cross-section 1: a – longitudinal stresses; b – transverse stresses



Fig. 9. Residual stresses distribution through cross-section 2: a -longitudinal stresses; b -transverse stresses

the weld) for model without phase transformations and model taking into account phase transformations. The longitudinal stresses from both modelling approaches show a gradual reducing trend with the distance (from root to top of the weld) before the difference becoming less significant. In the transverse stress data, the trend in the residual stresses is different between these two modelling approaches. The stresses level gradually decreases from root to top of the weld for the model without considering the phase transformation, while the data from the model considering the phase transformations show an increase in the stress first followed by a decrease trend at the top of the weld.

Compared to the results without phase transformations, the difference in the magnitudes of the residual stresses is up to 50...100 MPa in cross-section 1 and up to 90...185 MPa in cross-section 2. In future works, systematic data with different welding conditions of samples with different dimensions/constraints will be further developed, the effect of the residual stresses on the strength, toughness and corrosion will be studied.

Conclusions

1. In the present study TIG single-pass welding process of duplex stainless steel S32205 taking into account of microstructural transformations was simulated. The obtained cooling rate in the temperature range 1200...800 °C (time $\Delta t_{1200/800}$) is equal 10-14s.

2. Using calculating method on the basis of the Austin-Rickett equation, the predicted data of obtained austenite content 65 % – in the weld and 28 % – in the HAZ.

3. The microstructural transformations showed an influence on the distribution of residual stresses after welding of DSS. In comparison with residual stresses without phase transformations, a higher value of longitudinal residual stresses was obtained in the weld with high amount of austenite. In the case of a lower austenite content (in the HAZ) accounting of phase transformations leads to a decrease in the tensile longitudinal residual stresses value and an increase of transverse tensile residual stresses value.

Acknowledgments

The present study was financially supported by EU Horizon 2020 MSCA-RISE Project («i-Weld» № 823786).

References

- (2014) Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels. Int. Molybdenum Association (IMOA); 3rd Ed.
- Ammann, T. (2007) Arc welding of duplex steels in a shielding gas environment. Svetsaren, *The ESAB Welding and Cutting J.*, 62(1), 41–45.
- 3. (2019) Duplex Stainless Steels Welding Guidelines. Industeel ArcelorMittal, June.
- (2011) API Technical Report 938-C: Use of duplex stainless steels in the oil refining industry, 2nd ed.
- Pramanik, A., Littlefair, G., Basak, A.K. (2015) Weldability of duplex stainless steel. *Materials and Manufacturing Processes*, 30(9), 1053–1068; DOI: https://doi.org/10.1080/104 26914.2015.1019126
- Vahid Hosseini. (2018) Super duplex stainless steels microstructure and properties of physically simulated base and weld metal. PhD Thesis Production Technology, 24. University West, Sweden.
- Kim, Yoon-Jun. (2004) Phase Transformations in Cast Duplex Stainless Steels. Other Information: TH: Thesis (Ph.D.); Submitted to Iowa State Univ., Ames, IA (US); PBD: 19 Dec.
- Brytan, Z., Niagaj, J., Pakieła, W., Bonek, M. (2015) FEM modeling of lean duplex stainless steel welding. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engin.*, 70(1), 36–44.
- Gideon, B., Ward, L., Carr, D.G., Muransky, O. (2008) Duplex stainless steel welds: residual stress determination, magnetic force microscopy and susceptibility to intergranular corrosion. *In: Proc. of 6th European Stainless Steels Conf.* (*Helsinki, Finland, 10–13 June 2008*), F-2P, 629–636.
- Giętka, T., Ciechacki, K., Kik, T. (2016) Numerical simulation of duplex steel multipass welding. *Archives of Metallurgy and Materials*, 61(4), 1975–1984, December.
- Floreka, A., Křížb, A., Vilcsekc, I. (2019) Numerical modelling of welding of duplex steel. *AIP Conf. Proceedings* 2189, 020006.
- Tae-Hwan Um, Chin-Hyung Lee, Kyong-Ho Chang, Vuong Nguyen Van Do. (2018) Features of residual stresses in duplex stainless steel butt welds. *IOP Conference Series Earth* and Environmental Sci., 143(1):012030
- Leffler, B. (2013) Stainless steels and their properties. http:// www.hazmetal.com/f/kutu/1236776229.pdf
- Goldak, J., Chakravart, A., Bibby, M. (1984) A new finite element model for welding heat sources. *Metallurgical Transact. B, Process Metallurgy*, 15(2), 299–305. DOI: https://doi. org/10.1007/BF02667333.
- 15. Toshio Kuroda, Kenji Ikeuchi, Yoshihiko Kitagawa. (2004) Microstructure control for joining advanced stainless steel. In: Proc. of the Int. Symposium on Novel Materials Process-

ing by Advanced Electromagnetic Energy Sources (March 19–22, 2004, Osaka, Japan), 419–422.

- Varbai, B., Adonyi, Y., Baumer, R. et al. (2019) Weldability of duplex stainless steels – thermal cycle and nitrogen effects: Duplex stainless steel weld microstructures were investigated as a function of weld thermal cycles and shielding gas nitrogen content. *Welding J.*, 98, 78–87.
- Koichi Yasuda, Robert N. Gunn, Trevor G. Gooch. (2002) Prediction of austenite phase fraction in duplex stainless steel weld metals. *Quarterly J. of the Japan Welding Society*, 20(1), 68–77.
- Sieurin, H., Sandstrom, R. (2007) Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205. *Materials Sci. and Engin. A*, 444, 271–276.
- Nishimoto, K., Saida, K., Katsuyama, O. (2006) Prediction of sigma phase precipitation in super duplex stainless steel weldments. *Weld World*, 50, 13–28. DOI: https://doi.org/10.1007/BF03263429

- Makhnenko, V.I., Kozlitina, S.S., Dzyubak, L.I. (2011) Forecasting the content of σ-phase in the HAZ of welded joints of duplex steels in arc welding. *The Paton Welding J.*, 6, 6–8.
- 21. Ogura T., Matsumura T., Yu L. et al. (2018) Numerical simulation of ferrite/austenite phase fraction in multipass welds of duplex stainless steels. Mathematical modelling of weld phenomena *In: Proc. of 12th Int. Seminar on Numerical Analysis of Weldability (Graz, Austria)*; DOI: https://doi.org/10.3217/978-3-85125-615-4-07
- 22. Ghusoon Ridha Mohammed, Mahadzir Ishak, Syarifah N. Aqida, Hassan A. Abdulhadi (2017) Effects of heat input on microstructure, corrosion and mechanical characteristics of welded austenitic and duplex stainless steels: A Review. *Metals Open Access Metallurgy J.*, 7(2), 39.
- 23. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E. et al. (1999) Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, 13, 1.
- 24. Yuriev, S.F. (1950) Specific volume of phases in the martensitic transformation of austenite. Metallurgizdat [in Russian].

ПРОГНОЗУВАННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ ПІСЛЯ ЗВАРЮВАННЯ ДУПЛЕКСНОЇ СТАЛІ З УРАХУВАННЯМ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ

O.C. Костеневич¹, J. Ren²

¹Дослідне конструкторсько-технологічне бюро ІЕЗ ім.Є.О.Патона НАН України, 03150, Київ, вул. Казимира Малевича, 15, E-mail: alenakostenevich@gmail.com

² School of Engineering, Liverpool John Moores University, 3 Byron Str., United Kingdom. E-mail: x.j.ren@ljmu.ac.uk

Представлене дослідження включало математичне моделювання однопрохідного ТІС-зварювання дуплексної нержавіючої сталі S32205. Отримано температурні поля, розмір зони плавлення та зони термічного впливу, поля швидкостей охолодження, залишкові напруження з урахуванням кінетики перетворення аустеніту під час нагрівання та охолодження. Порівняльний аналіз залишкових напружень з урахуванням та без урахування фазових перетворень показав різницю розподілів залишкових напружень внаслідок різного вмісту фаз аустеніту та фериту та об'ємних ефектів під час перетворень. Бібліогр. 24, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: дуплексна нержавіюча сталь, TIG зварювання, фазові перетворення, аустеніт, ферит, залишкові напруження.

Надійшла до редакції 08.12.2020



УДК 621.791.72

COMPARATIVE ANALYSIS OF THE RESULTS OF COMPUTER SIMULATION OF HEAT TRANSFER AND HYDRODYNAMIC PROCESSES IN THE METAL BEING WELDED BY MEANS OF DIFFERENT SOFTWARE TOOLS

O.P. Semenov¹, I.V. Krivtsun¹, A.V. Lykhoshva¹, O.I. Hluchenkyi², O.I. Bondar²

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

²The Institute of Electrodynamics of NAS of Ukraine, 56 Peremohy, Ave., 03057, Kyiv, Ukraine

In this work we considered two software tools for the purpose of multiphysics simulation of physical phenomena in weld pool: COMSOL Multiphysics and in-hose finite element (FE) code implemented in Wolfram Mathematica. For validation purpose, two test problems dealing with Marangoni induced convection are solved. Good agreement between benchmark solutions and obtained results is observed. Developed numerical algorithms and computer code can readily be employed for multiphysics simulation in welding. 14 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

Key Words: Marangoni Convection, Weld Pool Shape, Mathematical modelling, Laser beam welding

Introduction.

Convection is the main mechanism of heat transfer in the weld pool during fusion welding and it significantly influences on final penetration of the weld. The driving forces for fluid flow in the weld pool include buoyancy force, electromagnetic force, the shear stress induced by surface tension gradient (Marangoni effect) on the free surface and mechanical interaction with arc plasma [1, 2]. While Lorentz force appears only in arc welding, Marangoni induced convection inherent to all types of fusion welding. By means of methods of physical simulation it was shown that Marangoni force gives rise to appearance of two counter rotating cells in meridional section of the weld pool in the case of spot welding [3]. Simulations performed in [4] confirm suchlike flow pattern. However, surface tension is highly effected by presence of surfactants and non-monotonically depends on temperature [5, 6] that is eventually influences on penetration depth [7]. That fact significantly complicates experimental determination of surface tension of liquid metals in conditions inherent to fusion welding. Influence of Lorentz force on convection in TIG welding is determined by welding current and dimension of anode region. The smaller the anode spot the greater the Lorentz force pushes the liquid metal downward [8, 9], and thereby increasing pool depth. Detailed experimental investigation of each driven force separately deals with considerable technical difficulties. Therefore, methods of Computational Fluid Dynamics (CFD) nowadays remain the most popular tools for the analysis of the coupled physical processes in the weld pool. A lot of possibilities exist to simulate heat transfer, electromagnetic and hydrodynamic processes in the weld pool. However, simulation results obtained by different software tools may differ. Careful verification should proceed the complex multiphysics simulation of the above mentioned phenomena. In current paper we focus on comparative analysis of simulation results of heat and mass transfer processes in weld pool obtained separately by commercial software COMSOL Multiphysics and inhose FE code. For validation of algorithms and computer codes, we considered two numerical test cases, which are concerned with thermocapillary flow.

Governing equations.

Model of hydrodynamic processes is based on Navier-Stokes equations for incompressible fluid, which in the case of axial symmetry can be written as follows

$$\rho\left(\frac{\partial u}{\partial t} + u\frac{\partial u}{\partial r} + v\frac{\partial u}{\partial z}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\sigma_{rr}\right) + \frac{\partial\sigma_{rz}}{\partial z} - \frac{\sigma_{\phi\phi}}{r} - u\frac{C\left(1 - f_l\right)^2}{f_l^3 + e_0}$$
(1)

$$\rho\left(\frac{\partial v}{\partial t} + u\frac{\partial v}{\partial r} + v\frac{\partial v}{\partial z}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\sigma_{rz}\right) + \frac{\partial\sigma_{zz}}{\partial z} - v\frac{C\left(1 - f_{l}\right)^{2}}{f_{l}^{3} + e_{0}}$$
(2)

$$\frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}(ru) + \frac{\partial v}{\partial z} = 0.$$
 (3)

Here *r*, *z* are the radial and axial coordinates accordingly, *u*, *v*, *P* are the velocity components and pressure respectively, ρ denote density of the fluid, σ_{rr} , σ_{zz} , σ_{rz} , $\sigma_{\phi\phi}$ are the nonzero components of stress tensor. For Newtonian fluid we have relations

© O.P. Semenov, I.V. Krivtsun, A.V. Lykhoshva, O.I. Hluchenkyi, O.I. Bondar, 2021

I.V. Krivtsun - https://orcid.org/0000-0001-9818-3383

$$\sigma_{rr} = -P + 2\mu \frac{\partial u}{\partial r}, \sigma_{zz} = -P + 2\mu \frac{\partial v}{\partial z}, \sigma_{rz} =$$
$$= \mu \left(\frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial v}{\partial r} \right), \sigma_{\phi\phi} = -P + 2\mu \frac{u}{r}$$
(4)

where μ is dynamic viscosity. Last two terms in the right-hand sides of equations (1), (2) describe fluid deceleration in the mushy zone [10]. Here f_1 is a liquid fraction, *C* is a constant of mushy region, e_0 is a small value constant which prevents division by zero. In solid region these terms totally dominate all the terms in the momentum equations so that velocity vanishes. For description of heat transfer processes we employ energy conservation equation written in enthalpy form

$$\rho\left(\frac{\partial h}{\partial t} + u\frac{\partial h}{\partial r} + v\frac{\partial h}{\partial z}\right) = \frac{1}{r}\frac{\partial}{\partial r}\left(r\lambda\frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda\frac{\partial T}{\partial z}\right),(5)$$

where λ is thermal conductivity, *h* and *T* denote specific enthalpy and temperature, which in turn are related by

$$h(T) = \int_{T_0}^T c(\tilde{T}) d\tilde{T} + L f_l(\tilde{T}).$$
(6)

Variables *c* and *L* in (6) denote specific heat and latent heat of fusion accordingly, T_0 is initial temperature of material. Finally, the liquid fraction temperature dependence is chosen by the next way

$$f_{l}(T) = \begin{cases} 0, & T < T_{s} \\ (T - T_{s}) / (T_{l} - T_{s}), T_{s} \le T \le T_{l}, \\ 1, & T > T_{l} \end{cases}$$
(7)

where T_s , T_l are the solidus and liquidus temperatures respectively. Governing equations are solved numerically by means of characteristic-based finite element method [11]. We use quadrilaterals elements along with linear

shape functions for pressure approximation and quadratic one for temperature and velocity fields. All the numerical algorithms were implemented in Wolfram Language.

Test problem 1. Marangoni convection in a thin liquid layer. The first test problem presented is a plane Marangoni convection in a thin liquid layer with infinite length (Fig. 1). Phase change effects are not included in the model. By assumption the surface tension is quadratically dependent on temperature by $\sigma = \sigma_0 + \alpha (T - T_c)^2/2$, where σ_0 , α are the constant values and T_c is a critical temperature at which surface tension reaches a minimum. Boundary conditions to the problem considered are the next

$$y = 0, u = v = 0, T = T + Ax$$
 (8)

$$y = H, \ \mu \frac{\partial u}{\partial y} = \frac{d\sigma}{dT} \frac{\partial T}{\partial x}, \ v = 0, \ \frac{\partial T}{\partial y} = 0,$$
 (9)

where A = const, H is a layer thickness. The first condition from (9) reflects the balance of thermocapillary force and shear stress on the free surface. An analytical solution of this problem was derived in [12] for small Marangoni number, defined by $Ma = \alpha A^2 H^3 \rho / \mu^2$. The space coordinates, velocities are made dimensionless by H and $\mu Ma/(H\rho)$ respectively. The temperature is nondimensionalized as $(T - T_c)/(AH)$. For the numerical analysis we chose finite computation region with aspect ratio 1/20. Calculation were carried out by means of in-hose code. Because of sign change in surface tension temperature gradient $\gamma = d\sigma/dT$ at x = 0, flow pattern has a symmetrical structure (Fig. 1). A good agreement with benchmark solution is observed under Ma = 1 (Fig. 2). In the case of high Ma numbers the discrepancy between analytical and numerical solutions becomes significant.

Test problem 2. Marangoni induced convection in weld pool during laser spot welding.



Fig. 1. Thermocapillary convection in a thin liquid layer



Fig. 2. Velocity distribution along free surface of the liquid layer

ISSN 0005-111Х АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №1, 2021

The problem considered in [13] dealing with weld pool dynamics in laser spot welding of the Böhler S705 steel was selected as a second benchmark



Fig. 3. Surface tension temperature gradient for different sulfur contents

Properties of the Böhler S705 steel and laser beam settings

-	
Density ρ , kg·m ⁻³	7200
Melting temperature T_m , K	1620
Dynamic viscosity μ, Pa·s	6.10-3
Heat capacity of liquid $c_1, J \cdot (\text{kg} \cdot \text{K})^{-1}$	723.14
Heat capacity of solid c_s , J ·(kg K) ⁻¹	627
Thermal conductivity of solid λ_s , W/mK	22.9
Thermal conductivity of liquid λ_1 , W/mK	22.9
Latent heat of fusion L , J·kg ⁻¹	2.508·10 ⁵
Power of heat source Q, kW	5.2
Laser beam radius r_a , mm	1.4
Laser absorptivity η	0.13
Enhancement factor <i>f</i> ,	7



Fig. 4. Computational domain

problem. In paper [14] the same problem was considered. Open source finite volume CFD code OpenFoam was used in work [13] whereas in-house code Argo DG based on FEM was utilized in [14] for calculations. All the physical processes considered are supposed to be axisymmetric. Both thermocapillary and phase change effects are included in the model. Guided by the papers [13, 7] the values of liquid thermal conductivity and dynamic viscosity were increased by a factor of 7. Such an approach aimed at accounting for the enhanced heat and mass transfer caused by the development of hydrodynamic instabilities in the melt. In addition, coefficient γ is supposed to depend on temperature and sulfur content in the metal (Fig. 3). Theoretical approach proposed in [5] was used for its description. Boundary conditions to the problem are the next:

$$\mu \frac{\partial u}{\partial r}\Big|_{CD} = \frac{d\sigma}{dT} \frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{CD}$$
(10)

$$v|_{CD} = u|_{AB} = v|_{AB} = u|_{BC} = v|_{BC} = u|_{AD} = 0$$
 (11)

$$\left. \lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{CD} = \begin{cases} \frac{\eta Q}{\pi r_q^2}, r \le r_q \\ 0, r > r_a \end{cases}$$
(12)

$$\frac{\partial T}{\partial z}\Big|_{AB} = \frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{BC} = \frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{AD} = 0.$$
(13)

Here Q, r_q are the laser power and beam radius respectively, η is the absorptivity coefficient. Computation region is a cylinder of radius $L_r = 15$ mm and of height $L_z = 15$ mm (Fig. 4). Physical properties of the material and heat source parameters are summarized in Table 1. Constants appeared in momentum sink terms were chosen as $e_0 = 10^{-3}$ and $C = 10^6$. Phase change was assumed to occur in the temperature interval from $T_s = T_m - 25$ K to $T_l = T_m + 25$ K. It was also supposed that sulfur concentration in metal is 20 ppm. Adaptive FE mesh with gradually increasing linear element dimension from 75 μ m (in weld pool region) to 1.35 mm (on the periphery of computational



Fig. 5. Adaptive finite element tessellation of computational domain



Fig. 6. Melting front position and velocity field at t = 5 s



Fig. 7. Temperature (a) and absolute velocity (b) distributions in section r = 1 mm at t = 5 s



Fig. 8. Temperature (a) and velocity (b) distributions along free surface at t = 5 s

region) was employed (Fig. 5). We carried out calculations separately by means of two software tools: commercial software COMSOL Multiphysics and in-hose FE code. We fulfilled comparative analysis of calculated results at t = 5 s. Comparisons of the melt front shapes, velocity and temperature distributions along line r = 1 mm and on weld pool free surface are presented on Fig. 6-8 respectively. Slight difference between our results and those obtained in work [13] for melt front position is observed (Fig. 6), whereas in the melt region all the calculated results agree well with each other. Flow pattern in the weld pool consists of clockwise vortex in the meridional plane. Velocity in the melt achieves maximum value of 0.38 m/s. Increasing of sulfur content in the metal results in enlargement of the temperature interval where $\gamma > 0$ (Fig. 3), which in turn leads to appearance of anti-

ISSN 0005-111Х АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №1, 2021

clockwise vortex on the weld pool periphery under the influence of inward shear stress. Such changes in the flow structure give rise to penetration growth. This phenomenon is well studied and is widely reported in literature [6, 7, 1, 13].

Summary

Two test problems dealing with thermocapillary convection were solved separately by means of commercial software COMSOL Multiphysics and in-hose FE code. Comparison of the calculated results with those published earlier was carried out. Good agreement between results obtained with benchmark solutions is observed. Thus, it can be concluded that FE codes in use can successfully be applied for numerical analysis of multiphysics phenomena in the weld pool.

References

- 1. Kou, S. (2002) *Welding metallurgy*. New Jersey, John Wiley & Sons.
- 2. Messler, Jr., Robert, W. (2008) *Principles of welding: Processes, physics, chemistry, and metallurgy*. New Jersey, John Wiley & Sons.
- Limmaneevichitr, C., Kou, S. (2000) Visualization of Marangoni convection in simulated weld pools. *Welding J.*, 79(5), 126–135.
- 4. Tsai, M. C., Kou, S. (1989) Marangoni convection in weld pools with a free surface. *Int. J. for Numerical Methods in Fluids*, 9(12), 1503–1516.
- Sahoo, P., Debroy, T., McNallan, M. J. (1988) Surface tension of binary metal-surface active solute systems under conditions relevant to welding metallurgy. *Metallurgical Transact.*, B, 19(3), 483–491.
- Heiple, C.R. (1982) Mechanism for minor element effect on GTA fusion zone geometry. *Welding J.*, 61(4), 97–102.
- Pitscheneder, W. et al. (1996) Role of sulfur and processing variables on the temporal evolution of weld pool geometry during multikilowatt laser beam welding of steels. *Ibid.*, 75(3), 71–80.

- Kou, S., Sun, D.K. (1985) Fluid flow and weld penetration in stationary arc welds. *Metallurgical Transact.*, A, 16(1), 203–213.
- Demchenko, V. F., Krivtsun, I. V., Krikent, I. V., Shuba, I. V. (2017). Force interaction of arc current with self-magnetic field. *The Paton Welding J.*, **3**, 15-24. DOI: https://doi.org/10.15407/as2017.03.03
- Brent, A.D., Vaughan R. Voller, K.T.J. Reid. (1988) Enthalpy-porosity technique for modeling convection-diffusion phase change: Application to the melting of a pure metal. *Numerical Heat Transfer, Pt A: Applications*, 13(3), 297–318.
- 11. Zienkiewicz, O.C., Taylor, R.L. (2000) *The finite element method. Vol. 3: Fluid dynamics.* Oxford, Butterworth-Heinemann.
- 12. Gupalo, Yu P., Ryazantsev, Yu S. (1988) Thermocapillary motion of a liquid with a free surface with nonlinear dependence of the surface tension on the temperature. *Fluid Dynamics*, 23(5), 752–757.
- 13. Saldi, Z. (2012) *Marangoni driven free surface flows in liquid weld pools*. Ph.D. Thesis, Delft University of Technology.
- Cagnone, Jean Sébastien, Koen Hillewaert, Nicolas Poletz. (2014) A discontinuous Galerkin method for multiphysics welding simulations. Key Engineering Materials. 611. Trans. Tech. Publications Ltd.

ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ МАТЕМАТИЧНОГО МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ ТЕПЛОМАСООБМІНУ У МЕТАЛІ, ЩО ЗВАРЮЄТЬСЯ, ЗА ДОПОМОГОЮ РІЗНИХ ПРОГРАМНИХ ЗАСОБІВ

О.П. Семенов, І.В. Крівцун, А.В. Лихошва, О.І. Глухенький, О.І. Бондар

У роботі розглянуто два програмних засоби для моделювання фізичних явищ у зварювальній ванні: COMSOL Multiphysics та власний програмний модуль, який реалізований у середовищі Wolfram Mathematica та грунтується на методі скінченних елементів. З метою валідації було розглянуто дві тестові задачі, пов'язані з термокапілярною конвекцією Марангоні. Отримані результати добре узгоджуються з наявними у літературі розв'язками вибраних тестових прикладів. Розроблені чисельні алгоритми та програмне забезпечення можуть бути використані задля розв'язання мультифізичних задач, що виникають при теоретичному дослідженні зварювальних процесів. Бібліогр. 14., табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: конвекція Марангоні, форма зварювальної ванни, математичне моделювання, лазерне зварювання. Надійшла до редакції 10.12.2020



ВПЛИВ ЗОВНІШНЬОГО ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРИ ТА ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ ГРАТКИ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПІД ВОДОЮ

С.Ю. Максимов, О.М. Берднікова, О.О. Прилипко, Т.О. Алексеєнко, Є.В. Половецький

IEЗ ім. €.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua Проведено дослідження впливу зовнішнього електромагнітного поля на параметри та дефекти кристалічної гратки (дислокації) в металі зварних з'єднань низьколегованої сталі, виконаних під водою. Розроблено математичну модель і програмний комплекс для обчислення щільності зварювального та вихрових струмів в масивних провідниках, щільності струмів намагніченості на поверхні феромагнітних тіл, застосовано розроблені математичні моделі для аналізу розподілу електродинамічних зусиль при дуговому зварюванні та зовнішньому електромагнітному впливі, виконано оцінку розроблених математичних моделей на адекватність і достовірність отриманих результатів. Встановлено, що зовнішній електромагнітний вплив покращує якість металу шва, що дуже важливо при зварюванні відповідальних конструкцій, які працюють в умовах водного середовища. Показано, що при зварюванні з'єднань під водою та застосуванні зовнішнього електромагнітного впливу в металі зони термічного впливу формується більш дрібнозерниста субструктура при загальному зниженні щільності дислокацій і рівномірному її розподілі. Оцінками рівня локальних внутрішніх напружень з урахуванням особливостей розподілу та щільності дислокацій в структурних складових показано, що максимальний їх рівень формується при зварюванні без застосування зовнішнього електромагнітного впливу уздовж границь рейок бейніту верхнього в місцях протяжних дислокаційних скупчень – концентраторів локальних внутрішніх напружень. Низькій рівень локальних внутрішніх напружень спостерігається в металі зварних з'єднань, отриманих на режимах при застосуванні зовнішнього електромагнітного впливу. Цьому сприяє загальне зниження щільності дислокацій і рівномірний їх розподіл в структурних складових нижнього бейніту, що повинно забезпечити тріщиностійкість зварних з'єднань. Бібліогр. 19, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: зварювання під водою, зварні з'єднання, зовнішній електромагнітний вплив, мікроструктура, щільність дислокацій, дислокаційне зміцнення, локальні внутрішні напруження

В даний час електродугове зварювання під водою є невід'ємною частиною будь-яких ремонтних або монтажних робіт металевих конструкцій, що знаходяться у водному середовищі. Зварні шви сучасних підводних металоконструкцій відповідального призначення часто за рівнем механічних властивостей не повинні поступатися швам, виконаним на суші. У той же час фізико-хімічні та металургійні процеси при зварюванні під водою протікають в важких, екстремальних умовах, що обумовлює складність отримання якісних з'єднань.

Одним з актуальних і перспективних методів підвищення якості зварних швів під водою є примусова дегазація рідкого металу в зварювальній ванні, для якої використовується зовнішній електромагнітний вплив (ЗЕВ). Управління рухом рідкого металу в зварювальній ванні, використовуючи ЗЕВ, дозволяє значно поліпшити механічні та фізико-хімічні властивості зварних швів, підвищити їх корозійну стійкість, знизити рівень пористості [1]. Аналіз літературних даних свідчить про те, що незалежно від способів і умов зварювання існує певний діапазон параметрів електромагнітного впливу на рідкий метал, при якому досягається максимальне підвищення технологічних і фізико-хімічних властивостей зварних з'єднань. Отже, в цьому діапазоні проявляються закономірності, що визначають умови оптимальності ЗЕВ.

Потреба в технологіях використання ЗЕВ на рідкі метали і сплави визначає необхідність відповідного розвитку методів розрахунку і математичного моделювання. В даний час для розрахунку електромагнітних полів існують різні підходи і методи математичного моделювання: метод кінцевих різниць, метод кінцевих елементів, метод інтегральних рівнянь і інші, які ефективно використовуються із застосуванням комп'ютерної техніки [2–5].

При моделюванні процесів, що протікають при дуговому зварюванні з використанням ЗЕВ, однією з найважливіших величин є щільність вихрових струмів в масивних тілах. Ці струми істотно впливають на магнітне поле індуктора і, як наслідок, на розподіл електродинамічних зусиль в потоках розплаву ванни. Дуга є провідник конусоподібної форми, в обсязі якої є краплі розплавленого електродного металу. Вважається заданим: провідність і форма плазми, розміри і число крапель, провідність матеріалу крапель, відстані між ними. Прийнято наступні допущення: краплі мають сферичну форму, а зварювальна ванна – форму півсфери [6–10].

Розрахункова модель представлена на рис. 1.

Максимов С.Ю. – https://orcid.org/0000-0002-5788-0753, Берднікова О.М. – https://orcid.org/0000-0001-9754-9478, Алексеєнко 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. Алексеєнко, Є. В. Половецький, 2021 На основі моделі розроблено алгоритм для математичного моделювання магнітогідродинамічних процесів у рідкометалевій ванні при використанні ЗЕВ, що дозволяє спростити процес розрахунків для оптимізації технологічного процесу.

При цьому є кілька етапів моделювання: необхідно розробити математичну модель і програмний комплекс для обчислення щільності зварювального та вихрових струмів в масивних провідниках, щільності струмів намагніченості на поверхні феромагнітних тіл, застосувати розроблені математичні моделі для аналізу розподілу електродинамічних зусиль при дуговому зварюванні при ЗЕВ, виконати оцінку розроблених математичних моделей на адекватність і достовірність отриманих результатів

Послідовність всіх етапів моделювання за розробленим алгоритмом:

1. Задаємо геометричні розміри і електрофізичні властивості системи.

2. Задаємо зварювальний струм і струм в індукторі зовнішнього магнітного впливу.

3. Вирішуємо систему інтегральних рівнянь і знаходимо розподіл зарядів.

4. За знайденим знаходимо компоненти поля та щільності зварювального струму.



Рис. 1. Схема для розрахунку (h_1 – товщина матеріалу; h_2 – висота дуги; h_3 – висота електрода; R_1 – радіус електрода; R_8 – радіус ванни; l_8 – глибина ванни; d_{k_1} – діаметр каплі; D_1 – діаметр електрода; D_2 – діаметр дуги; D_3 – діаметр каплі; D_4 – діаметр ванни; D_5 – діаметр матеріалу; γ_1 – електропровідність електрода; γ_2 – електропровідність дуги; γ_3 – електропровідність каплі; γ_4 – електропровідність ванни; γ_5 – електропровідність матеріалу)

 Вирішується система інтегральних рівнянь, знаходимо вихрові струми і струми намагніченості.

6. За знайденим знаходимо індукцію ЗЕВ.

7. Визначаємо середню за період щільність електродинамічних зусиль.

8. Оцінюємо швидкість руху розплаву і коректність моделі.

На підставі запропонованого алгоритму розроблено спеціальну програму на мові Delphi 7.

Використовуючи запропоновану модель, можна моделювати різні випадки теплофізичних параметрів зварювання під водою. При цьому є можливість змоделювати безліч варіантів без великої кількості варіантів експериментального зварювання, проведення яких досить важко здійснити в лабораторних умовах.

Шляхом проведення серії чисельних експериментів було виявлено оптимізований режим ЗЕВ та проведено серію експериментальних зварювань в реальних умовах водного середовища. Подальше досліджено структуру в металі зварних з'єднань з використанням ЗЕВ та без його використання та проведено рентгеноструктурний фазовий аналіз на дифрактометрі ДРОН-1 в кобальтовому випромінюванні. Показано, що при зварюванні з ЗЕВ метал шва і зони термічного впливу (ЗТВ) є ОЦК-твердий розчин α-Fe.

На рис. 2 зображено залежність параметрів кристалічної ґратки твердих розчинів, які було виявлено в досліджених зонах металу зварних з'єднань. Різниця значень експериментальних параметрів кристалічної гратки ОЦК-твердих розчинів металу шва (рис. 2, a) та ЗТВ (рис. 2, δ), отриманих після підводного зварюванням без використання та при використанні ЗЕВ, підтверджує його вплив на формування структури.

Зі збільшенням глибини зварювання до 50 м параметр кристалічної гратки (*a*) металу шва при умові використання ЗЕВ зростає незначно (до 1 %) при порівнянні зі зразками без використання ЗЕВ, де параметр кристалічної гратки змінюється більш помітно (до 4 %). У зоні терміч-



Рис. 2. Зміна параметру кристалічної гратки *а* ОЦК-твердих розчинів металу шва (*a*) і ЗТВ (*б*) в залежності від глибини підводного зварювання: *l* – експеримент без ЗЕВ; *2* – експеримент з ЗЕВ; *3* – розрахунок. Штрихова лінія показує значення параметру кристалічної гратки зварювального металу

ного впливу (рис. 2, δ) до глибини 30 м параметр кристалічної гратки для усіх випадків залишається практично однаковий, але без використання ЗЕВ зі збільшенням глибини зварювання до 50 м параметр a зростає.

Таким чином, ЗЕВ, який застосовується при підводному зварюванні, допомагає гомогенізувати структуру металу зварного з'єднання, а саме, зменшити різницю стосовно параметру кристалічної гратки як між зонами самого зварного з'єднання, так і між основним матеріалом і зварювальним з'єднанням. Це повинно забезпечити рівномірний рівень механічних властивостей по зонам зварного з'єднання та його тріщиностійкість [11–16].

Отримані результати свідчать про те, що використання ЗЕВ зменшує ступінь деградації структури металу шва і ЗТВ під дією водного середовища і гідростатичного тиску.

Відомо, що однією з важливих недосконалостей кристалічної гратки є її дефекти – дислокації, навколо яких утворюються пружні зони викривлення кристалічної гратки [11–14]. Розподіл дислокацій, їх щільність та характер дислокаційної структури мають вплив на механічні властивості металу [5, 12, 17]. При накладенні магнітного поля дислокаційна система стає нестійкою, що призводить до перерозподілу дефектів кристалічної гратки та може привести до взаємної анігіляції дислокацій і зниження внутрішніх напружень. Також точкові дефекти можуть взаємодіяти один з одним. Якщо об'єднуються вакансія і атом впровадження, то відбувається анігіляція обох дефектів, і атом, що був раніше міжвузельним, займає нормальне положення в гратці [18, 19]. Виходячи з викладеного вище, подальше було проведено аналіз того, що відбувається в зразках при ЗЕВ на рівні тонкої структури.

Дослідження дислокаційної структури проводили методами трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ, мікроскоп JEM-200CX фірми JEOL, Японія). В результаті проведеної роботи були отримані експериментальні дані про комплекс структурних параметрів, що формуються у ЗТВ зварних з'єднань сталі 09Г2С у ділянці перегріву (рис. 3, І ділянка ЗТВ). При дослідженнях методом ТЕМ були вивчені структури: бейніту нижнього ($\mathbf{5}_{\mu}$), бейніту верхнього ($\mathbf{5}_{\mu}$) та їх параметри — ширина рейкових структур та розподіл щільності дислокацій (ρ) в структурних складових.

Детальні дослідження методом ТЕМ мікроструктури металу ділянки перегріву ЗТВ зразка без застосування ЗЕВ показали, що розмір (ширина) рейок бейніту верхнього (Б) 0,2...1,0 мкм (рис. 4, а, б). У внутрішніх обсягах рейкової структури бейніту верхнього розподіл щільності дислокацій носить нерівномірний характер. Щільність дислокацій змінюється від $\rho = (2...4) \cdot 10^{10}$ см⁻² до $\rho = (5...6) \cdot 10^{10}$ см⁻² при максимальних значеннях $\rho = (8...10) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 4, б). Такі дислокаційні скупчення – зони локалізації деформації з більш високою щільністю дислокацій формуються уздовж грубопластинчатих структур бейніту верхнього з розміром рейок 0,5...1,0 мкм, що формуються в ділянці перегріву на відстані до 200 мкм від лінії сплавлення. Ширина зон локалізованої деформації 0,15...0,25 мкм. Структура бейніту нижнього більш дисперсна з розміром рейок 0,1...0,4 мкм (рис. 4, в). Розподіл щільності дислокацій у внутрішніх об'ємах рейкової структури Б., носить безградієнтний характер при $\rho = (1...4) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Дослідженнями зразка із застосуванням ЗЕВ показано, що ширина рейок бейніту верхнього переважно 0,4...0,8 мкм та більш дисперсних складає 0,1...0,3 мкм (рис. 4, c). У внутрішніх об'ємах структури бейніту верхнього щільність дислокацій змінюється від $\rho = (1,8...2,8)\cdot10^{10}$ см⁻² до $\rho = 3\cdot10^{10}$ с² (рис. 4, d). Структура бейніту нижнього (також як і в зразку без ЗЕВ) більш дисперсних розмірів: 0,1...0,4 мкм. Розподіл щільності дислокацій у внутрішніх об'ємах Б_н носить рівномірний характер і змінюється від $\rho =$ = $(1...2)\cdot10^{10}$ см⁻² до $\rho = 3\cdot10^{10}$ см⁻² (рис. 4, e).

Зіставленням параметрів тонкої структури досліджуваних зразків встановлено, що в металі без застосування ЗЕВ спостерігаються найбільші градієнти за розмірами рейкових структур бейніту верхнього та по дислокаційній щільності, які бу-



Рис. 3. Макроструктура зварного з'єднання (*a*) та мікроструктура металу в зоні лінії сплавлення та І ділянки ЗТВ (*б*, × 1550)

дуть призводити до нерівномірного рівня механічних властивостей металу, підвищення локальних внутрішніх напружень і, відповідно, зниження тріщиностійкості. У металі при застосуванні ЗЕВ спостерігається подрібнення структури при загальному зниженні та рівномірному розподілі дислокаційної щільності в обсязі структурних



Рис. 4. Тонка структура бейніту верхнього (*a*, ×52000; *b*, ×52000; *c*, ×25000; *d*, ×70000) та нижнього (*b*, ×52000; *e* ×70000) в ділянці перегріву ЗТВ зварних з'єднань при зварюванні під водою: *a*–*b* – без застосування ЗЕВ; *c*–*e* – при застосуванні ЗЕВ



Рис. 5. Тонка структура бейніту верхнього (*a*, ×70000) і нижнього (*б*, ×70000) та, відповідно, зміна щільності дислокацій (ρ), дислокаційне зміцнення (Δσ_д) у внутрішніх обсягах та у зонах локалізації деформації (ε): *a* – без застосування ЗЕВ; *б* – при застосуванні ЗЕВ

Параметри тонкої структури металу ЗТВ зварних з'єднань

Параметри	Наявність ЗЕВ								
	Без заст	госування ЗЕВ	При заст	осуванні ЗЕВ					
	Структура								
	Б _н	Б	Б	Б					
ρ (min), см ⁻²	(12)·10 ¹⁰	(24)·10 ¹⁰	(12)·10 ¹⁰	(1,82,4)·10 ¹⁰					
ρ (max), см ⁻²	(34).1010	$(4,56)\cdot 10^{10}$ $(89)\cdot 10^{10*}$	3.1010	3.1010					
$\Delta \sigma_{\pi}$ (min), MIIa	101141	141200*	101141	136155					
$\Delta \sigma_{_{\mathcal{A}}}$ (max), ΜΠa	175200	212245 282300*	175	175					
Примітка *V 20112X пока	Tipouii Tedopuouii (c)								

складових, що буде забезпечувати міцність і тріщиностійкість металу.

Таким чином, з огляду на сказане вище, виникає доцільним проведення аналізу дислокаційного зміцнення ($\Delta \sigma_n$), обумовленого міждислокаційною взаємодією в структурі бейніту верхнього (\mathbf{b}_n) та нижнього (\mathbf{b}_n). Кількісна оцінка дислокаційного зміцнення, згідно теорій деформаційного зміцнення [12–14], виконувалась по залежності: $\Delta \sigma_n = \alpha G b \rho^{1/2}$, МПа, [15], де α – коефіцієнт для сталі – 0,5; *b*– вектор Бюргерса для сталі – 2,5·10⁻⁷ мм [12].

Аналітичними оцінками дислокаційного зміцнення в структурі Б_в показано, що в металі ділянки перегріву ЗТВ при зварюванні під водою без застосування ЗЕВ, спостерігаються: найбільші градієнти по дислокаційній щільності в об'ємі та по границям Б_в, які призводять до підвищення у 2...3 рази локального рівня дислокаційного зміцнення від $\Delta \sigma_{_{\rm R}} = 101$ МПа до $\Delta \sigma_{_{\rm R}} = 300$ МПа (рис. 5, *a*, таблиця).

В металі ділянки перегріву ЗТВ при застосуванні ЗЕВ спостерігається рівномірний розподіл щільності дислокацій, градієнти по щільності дислокацій відсутні та, відповідно, рівень дислокаційного зміцнення рівномірний ($\Delta \sigma_{_{\rm R}} = 136...175$ МПа) (рис. 5, δ , таблиця).

Наступним етапом дослідження впливу структури на властивості металу зварних з'єднань було виявлення реальної картини зон розподілу локальних внутрішніх напружень ($\tau_{\rm вн}$), тобто концентраторів напружень, величини цих характеристик стану металу, а також динаміки їх зміни при зварюванні під водою та використанні ЗЕВ. Поставлена задача має ключове значення, оскільки процеси уповільненого руйнування, формування осередків зародження та поширення тріщини починаються безпосередньо з зародження концентраторів внутрішніх напружень [16–19].

Оскільки розподіл та рівень локальних внутрішніх напружень та деформацій можуть бути визначені тільки на основі реальних картин розподілу щільності дислокацій, то саме ця інформація була забезпечена використанням методу TEM. Оцінка рівня локальних внутрішніх напружень в залежності від структурних чинників визначалася по щільності і розподілу дислокацій по відомій залежності для $\tau_{_{\rm BH}}$ [19]: $\tau_{_{\rm BH}} = G \ b \ h \ \rho/\pi (1 - \nu)$, де G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; h – товщина фольги (2·10⁻⁵см); ν – коефіцієнт Пуассона; ρ – щільність дислокацій.

Аналітичними оцінками рівня локальних внутрішніх напружень показано, що максимальні значення $\tau_{\rm вн} = 1294...1665$ МПа = (0,15...0,2) $\tau_{\rm теор}$ (від теоретичної міцності) формуються в місцях протяжних дислокаційних скупчень – уздовж границь Б_в при зварюванні під водою без застосування ЗЕВ. Це може призводити до зниження тріщиностійкості та крихкого руйнування зварних з'єднань по металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань.

Низькі значення $\tau_{\text{вн}} = 185...554$ МПа = = (0,02...0,07) $\tau_{\text{теор}}$ характерні для зварних з'єднань, отриманих на режимах із застосуванням ЗЕВ. Цьому сприяє зниження щільності дислокацій при рівномірному її розподілі, що, відповідно, буде забезпечувати тріщиностійкість зварних з'єднань.

Висновки

1. Розроблено математичну модель і програмний комплекс для обчислення щільності зварювального та вихрових струмів у масивних провідниках для оптимізації режимів зовнішнього електромагнітного впливу.

2. Використання зовнішнього електромагнітного впливу зменшує ступінь деградації структури металу зварних з'єднань під дією водного середовища і гідростатичного тиску.

3. При підводному зварюванні зовнішній електромагнітний вплив сприяє зменшенню різниці параметру кристалічної гратки (*a*) металу по зонах зварного з'єднання та відносно основного металу.

4. Методом трансмісійної електронної мікроскопії вивчені структурно-фазові зміни у металі ділянки перегріву зони термічного впливу з'єднань низьколегованої сталі при зварюванні під водою без застосування зовнішнього електромагнітного впливу та при його застосуванні. Встановлено, що структура бейніту нижнього і верхнього, яка формується в металі ділянки перегріву зони термічного впливу відрізняється за параметрами структурних складових: розмірами рейкової субструктури, розподілом та щільністю дислокацій.

5. При зварюванні під водою без застосування зовнішнього електромагнітного впливу структура бейніту верхнього має переважно грубопластинчатий характер при загальному підвищенні щільності дислокацій і нерівномірному її розподілі як в об'ємі, так і по границях рейок у зонах локалізованої деформації. Це призводить до підвищення дислокаційного зміцнення в локальних ділянках структури в місцях протяжних дислокаційних скупчень, та, відповідно, нерівномірному рівню механічних властивостей й формуванню концентраторів локальних внутрішніх напружень.

6. При зовнішньому електромагнітному впливі в металі зони термічного впливу спостерігається подрібнення субструктури, перерозподіл дефектів кристалічної гратки (дислокацій) при загальному зниженні щільності дислокацій і рівномірному її розподілі. Це сприяє рівномірному рівню зміцнення, зниженню рівня локальних внутрішніх напружень в об'ємі структурно-фазових складових металу та по їх границях і забезпечує тріщиностійкість зварних з'єднань при зварюванні під водою.

Список літератури

- Максимов С.Ю., Рыжов Р.Н., Прилипко Е.А., Кожухарь В.И. (2004) Применение внешнего электромагнитного воздействия для улучшения механических свойств швов при мокрой подводной сварке. Автоматическая сварка, 11, 53–54. 164
- Гринберг Г.А. (1948) Избранные вопросы математической теории электрических и магнитных явлений. Москва, Изд. АН СССР.
- Тозони О.В. (1964) Математические модели для расчета электрических и магнитных полей. Киев, Наукова думка.
- 4. Тозони О.В., Федчун Л.В. (1969) Расчет магнитного поля ненасыщенных машин методом интегральных уравнений. *Изв. вузов. Электромеханика*, **5**, 471–478.
- 5. Гуляев А.П. (1986) Металловедение. Москва, Металлургия.
- Савич И.М., Карета Н.Л., Гришанов А.А., Сладкова В.Н. (1982) Влияние скорости охлаждения на искажение кристаллической решетки при сварке под водой и на воздухе. Автоматическая сварка, 5, 8–9.
- Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Герцрикен Д.С., Хренов К.К. (1978) О механизме влияния импульсного магнитного поля на подвижность атомов в железе и алюминии. Докл. АН СССР, 239, 2, 312–314.
- Лариков Л.Н. (1980) Залечивание дефектов в металлах. Киев, Наукова думка.
- 9. Герцрикен С.Д., Дехтяр И.Я. (1960) Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. Москва, Физматгиз.
- Лариков Л.Н., Фальченко В.М., Мазанко В.Ф. и др. (1975) Аномальное ускорение диффузии при импульсном нагружении металлов. Докл. АН СССР, 221, 5, 1073–1075.
- Олемской А.И., Панин В.Е., Петрунин В.А. (1986) Смешанные состояния и физическая механика дефектов в сильно возбужденных кристаллах. Изв. вузов. Физика, 2, 20–27.
- Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. (1986) Металлофизика высокопрочных сплавов. Москва, Металлургия.
- Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. (2009) Зеренная структура, геометрически необходимые дислокации и частицы вторых фаз в поликристаллах микро- и мезоуровня. Физическая мезомеханика, 12, 4, 93–106.

- Фарбер В.М., Беленький Б.З., Гольдштейн М.И. (1975) Оценка прочности малоуглеродистых низколегированных сталей по структурным данным. Физика металлов и металловедение, 3, 2, 403–409.
- Фарбер В.М., Селиванова О.В. (2001) Классификация процессов релаксации напряжений и их проявление при пластической деформации металлов. *Металлы*, 1, 110–115.
- Berdnikova, O., Pozniakov, V., Bernatskyi, A. et al. (2019) Effect of the Structure on the Mechanical Properties and Cracking Resistance of Welded Joints of Low-Alloyed High-Strength Steels. *Procedia Structural Integrity*, 16, 89–96.
- Markashova L.I., Poznyakov V.D., Berdnikova E.N. et al. (2017) Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminium and titanium alloys, *The Paton Welding J.*, 7, 6–14. https://doi.org/10.15407/ tpwj2017.07.02.
- Markashova L.I., Poznyakov V.D., Shelyagin V.D. et al. (2018) Effect of metal structure on service properties of highstrength steel welded joints produced using different methods of welding, *The Paton Welding J.*, 2, 7–13. DOI: https://doi. org/10.15407/tpwj2018.02.02
- 19. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Gaivoronskii, A.A. et al. (2011) Estimation of the Strength and Crack Resistance of the Metal of Railway Wheels after Long-Term Operation. *Fiz.-Khim. Mekh. Mater*, 47, 6, 73–79.

References

- Ryzhov, R.N., Kozhukhar, V.I., Maksimov, S.Yu., Prilipko, E.A., (2004) Application of external electromagnetic actions for improvement of mechanical properties of welds in underwater wet welding. *The Paton Welding J.*, **11**, 49-51.
- 2. Grinberg, G.A. (1948) Selected problems of mathematical theory of electric and magnetic phenomena. Moscow, Izd. AN SSSR [in Russian].
- Tozoni, O.V. (1964) Mathematical models for calculation of electric and magnetic fields. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Tozoni, O.V., Fedchun, L.V. (1964) Calculation of magnetic field of nonsaturated machines by method of integral equations. *Izv. Vuzov. Elektromekhanika*, 5, 471–478 [in Russian].
- 5. Gulyaev, A.P. (1986) *Metals science*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Savich, I.M., Kareta, N.L., Grishanov, A.A., Sladkova, V.N. (1982) Influence of cooling rate on distortion of crystal lattice in welding under water and in air. *Avtomatich. Svarka*, 5, 8–9 [in Russian].
- Larikov, L.N., Falchenko, V.M., Gertsriken, D.S., Khrenov, K.K. (1978) On mechanism of influence of pulsed magnetic field on atomic mobility in iron and aluminium. *Dokl. AN SSSR*, 239(2), 312–314 [in Russian].
- 8. Larikov, L.N. (1980) *Healing of defects in metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- 9. Gertsriken, D.S., Dekhtyar, I.Ya. (1960) *Diffusion in metals and alloys in solid phase*. Moscow, Fizmatgiz [in Russian].
- Larikov, L.N., Falchenko, V.M., Mazanko, V.F. et al. (1975) Anomalous acceleration of diffusion in pulsed loading of metals. *Dokl. AN SSSR*, 221(5), 1073–1075 [in Russian].
- Olemskoj, A.I., Panin, V.E., Petrunin, V.A. (1986) Mixed states and physical mechanics of defects in strongly excited crystals. *Izv. Vuzov. Fizika*, 2, 20–27 [in Russian].
- 12. Goldshtejn, M.I., Litvinov, V.S., Bronfin, B.M. (1986) *Physics of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Kozlov, E.V., Koneva, N.A., Popova, N.A. (2009) Grain structure and geometrically required dislocations and particles of secondary phases in polycrystals of micro- and mesolevels. *Fizicheskaya Mezomekhanika*, 12(4), 93–106 [in Russian].
- Farber, V.M., Belenky, B.Z., Goldshtejn, M.I. (1975) Evaluation of strength of low-carbon low-alloyed steels on structural data. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 3(2), 403–409 [in Russian].
- 15. Farber, V.M., Selivanova, O.V. (2001) Classification of stress relaxation processes and their manifestation in plastic deformation of metals. *Metally*, **1**, 110–115 [in Russian].
- 16. Berdnikova, O., Pozniakov, V., Bernatskyi, A. et al. (2019) Effect of the structure on the mechanical properties and

cracking resistance of welded joints of low-alloyed highstrength steels. *Procedia Structural Integrity*, 16, 89–96.

- Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2017) Structure and service properties of welded joints of high-strength steels, aluminium and titanium alloys, *The Paton Welding J.*, 7, 6–14. https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.02.
- Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Shelyagin, V.D. et al. (2018) Effect of metal structure on service properties of high-

strength steel welded joints produced using different methods of welding, *The Paton Welding J.*, **2**, 7–13. DOI: https://doi. org/10.15407/tpwj2018.02.02

 Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Gaivoronskii, A.A. et al. (2011) Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation. *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.*, 47, 6, 73–79 [in Russian].

INFLUENCE OF EXTERNAL ELECTROMAGNETIC FIELD ON PARAMETERS AND DEFECTS OF CRYSTAL LATTICE OF METAL OF WELDED JOINTS DURING UNDERWATER WELDING

S.Yu. Maksimov, O.M. Berdnikova, O.O. Prilipko, T.O. Alekseenko, E.V. Polovetsky

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

A study of the influence of the external electromagnetic field on the parameters and defects of the crystal lattice (dislocation) in the metal of welded joints of low-alloy steel produced under water was carried out. A mathematical model and software package for calculating density of welding and eddy currents in massive conductors, the density of magnetizing currents on the surface of ferromagnetic bodies were developed, mathematical models were used to analyze distribution of electrodynamic forces in arc welding and external electromagnetic influences and reliability of the obtained results. It was established that the external electromagnetic influence improves the quality of the weld metal, which is very important in welding critical structures operating in the water environment. It is shown that during underwater welding of joints and applying external electromagnetic influence in the metal of heat-affected-zone, a finer-grained substructure is formed with a general decrease in the density of dislocations and its uniform distribution. The estimates of the level of local internal stresses taking into account the peculiarities of distribution and density of dislocations in structural components show that their maximum level is formed during welding without external electromagnetic influence along the boundaries of upper bainite rails in the places of long dislocation clusters – concentrators of local internal stresses. The low level of local internal stresses is observed in the metal of the welded joints produced on the conditions at application of external electromagnetic influence. This is facilitated by the general decrease in the density of dislocations in the density of dislocations in the structural components of the lower bainite, which should provide the crack resistance of welded joints. 19 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: underwater welding, welded joints, external electromagnetic influence, microstructure, dislocation density, dislocation hardening, local internal stresses

Надійшла до редакції 16.12.2020



ЧИСЕЛЬНИЙ АНАЛІЗ ОСОБЛИВОСТЕЙ ГРАНИЧНОГО СТАНУ ЗВАРНИХ ТРУБОПРОВІДНИХ ЕЛЕМЕНТІВ В УМОВАХ УЛЬТРАМАЛОЦИКЛОВОГО НАВАНТАЖЕННЯ

О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоіваненко, Г.П. Розинка, Н.І. Півторак

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua Експертний аналіз надійності та роботоздатності зварних трубопроводів з виявленими корозійно-ерозійними пошкодженнями за ультрамалоциклового навантаження вимагає врахування кількох взаємопов'язаних фізико-механічних явищ, які визначають граничний стан конкретної конструкції. Для цього в даній роботі було розроблено комплексну чисельну методику скінченно-елементної оцінки накопичення докритичного руйнування та прогнозування граничного стану типових трубопроводів з тривимірними дефектами стоншення стінки. Як основний було розглянуто в'язкий механізм докритичного пошкодження, крім того, було враховано зміцнення та знеміцнення матеріалу при пластичному деформуванні (деформаційне зміцнення, ефект Баушингера). Цей комплексний підхід дозволив виявити основні закономірності руйнування типового елемента трубопроводу залежно від зовнішнього навантаження. Бібліогр. 14, рис. 7.

Ключові слова: зварний трубопровід, корозійно-ерозійний дефект, ультрамалоциклове навантаження, ефект Баушингера, в'язке руйнування, граничний стан.

Чисельна оцінка залишкової міцності трубопровідних елементів (ТЕ) з виявленими корозійно-ерозійними втратами металу є характерним завданням експертного аналізу надійності різних промислових систем. Загальноприйнятим підходом до вирішення цього завдання є оцінка граничного стану конкретної конструкції при номінальному експлуатаційному навантаженні. Оскільки більшість трубопроводів є зварними, слід враховувати вплив залишкового напружено-деформованого стану (НДС), якщо втрати металу знаходяться в зоні зварювання. Ця проблема добре вивчена для статичного навантаження (наприклад, внутрішнім тиском) [1–3], тоді як для циклічного силового впливу просторова неоднорідність і взаємопов'язаність фізико-механічних процесів, які викликають докритичне пошкодження та руйнування матеріалу, потребують суттєвої консервативності відповідних аналітичних методів. Зокрема, ультрамалоциклова втома відрізняється значним пластичним плином матеріалу, що вимагає врахування його деформаційного зміцнення, знеміцнення за ефектом Баушингера та зародження пор в'язкого руйнування [4]. Наявність зварного з'єднання і локальних геометричних аномалій конструкції (експлуатаційні дефекти корозійно-ерозійної втрати металу) визначає особливості напружено-деформованого стану трубопровідних елементів під дією внутрішнього тиску і/або згинального моменту та впливає на опір руйнуванню.

В рамках даної роботи на основі скінченно-елементного прогнозування досліджено характерні особливості накопичення докритичного пошкодження та граничного стану зварних трубопроводів з корозійно-ерозійними втратами металу при ультрамалоцикловому навантаженні.

Математична модель кінетики стану зварного ТЕ під дією статичного та циклічного навантаження. Граничний стан кородованого (еродованого) ТЕ залежить від низки фізико-механічних процесів, ініційованих експлуатаційним і технологічним впливом. У разі значного деформування за циклічного навантаження (наприклад, землетрус, зсув, перевантаження, втрата стійкості та ін.) граничний стан трубопроводу визначається розвитком пластичних деформацій та відповідним накопиченням докритичного пошкодження аж до зародження макродефекту. Локальні втрати металу та відповідні концентратори механічних напружень призводять до певного зниження несучої здатності ТЕ під тиском. Їх допустимість визначається відповідними стандартними нормами на проектні експлуатаційні умови, але ультрамалоциклове навантаження (кількість циклів від 10 до 100) веде до виняткових режимів експлуатації трубопроводу, що ускладнює експертний аналіз їх відповідності проектним вимогам. Основна складність полягає в нелінійній реакції матеріалу на циклічне пластичне деформування та розвитку його властивостей. Таким чином, поряд із характерним деформаційним зміцненням можна виділити два можливі механізми знеміцнювання матеріалу: ефект Баушингера через зміну напрямку пластичної деформації та накопичення пористості в'язкого руйнування із супутнім зменшенням несучого нетто-перерізу конструкції [5]. Наявність зварних швів викликає

Махненко О.В. – https://orcid.org/0000-0002-8583-0163, Міленін О.С. – https://orcid.org/0000-0002-9465-7710, © О.В. Махненко, О.С. Міленін, О.А. Великоїваненко, Г.П. Розинка, Н.І. Півторак, 2021

просторову неоднорідність НДС та складну взаємодію експлуатаційних та залишкових напружень. Це також слід враховувати, особливо у випадку близького розташування втрат металу та зварного шва.

За відсутності гострих геометричних концентраторів напружень переважаючим механізмом порушення цілісності матеріалу є в'язке руйнування, яке полягає в зародженні рівномірно розподілених пор [6]. Для прогнозування їх зародження при пластичному плині матеріалу в неізотермічних випадках пропонується використання деформаційного критерію, згідно з яким у деякому об'ємі металу з'являється початкова пористість із об'ємною концентрацією f_0 при виконанні наступної умови:

$$\int \frac{\mathrm{d}\varepsilon_i^p}{\varepsilon_c(T)} > 1, \qquad (1)$$

де $d\epsilon_i^p = \sqrt{2}/3 \cdot \sqrt{d\epsilon_{ij}^p \cdot d\epsilon_{ij}^p}$ – інтенсивність приросту пластичних деформацій; $\epsilon_c(T)$ – критична величина пластичних деформацій; $i,j = r, \beta, z$ – координати в циліндричній системі координат (рис. 1).

Подальше зростання концентрації пор в'язкого руйнування в процесі пластичного деформування металу, зокрема, при експлуатаційному статичному або циклічному навантаженні, відповідає закону Райса-Трейсі [7]:

$$df = \begin{cases} 1,28 \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma}{\sigma_i}\right) d\varepsilon_i^p, \ \text{якщо} \ \frac{\sigma}{\sigma_i} > 1\\ 1,28 \left(\frac{\sigma}{\sigma_i}\right)^{1/4} \exp\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma}{\sigma_i}\right) d\varepsilon_i^p, \ \text{якщо} \ \frac{1}{3} \le \frac{\sigma}{\sigma_i} \le 1. \end{cases}$$
(2)

Математичний розгляд об'єднаної задачі кінетики температурного поля при зварюванні, розвитку НДС і формування мікропор базується на скінченно-елементному описанні з використанням восьмивузлових скінченних елементів (СЕ). Приріст тензора деформацій було представлено як суму відповідних компонентів [8]:

$$d\varepsilon_{ij} = d\varepsilon_{ij}^e + d\varepsilon_{ij}^p + \delta_{ij} \left(d\varepsilon_T + df/3 \right), \qquad (3)$$



Рис. 1. Схема ділянки дефектного трубопроводу в циліндричній системі координат

де $d\epsilon_{ij}^{e}$, $d\epsilon_{ij}^{p}$, $\delta_{ij} \cdot d\epsilon_{T}$, $\delta_{ij} \cdot df/3$ – компоненти приросту тензора деформацій, обумовлених пружним механізмом деформування, деформаціями миттєвої пластичності, кінетикою неоднорідного температурного поля та пористістю, відповідно.

Виходячи зі сказаного вище, прирости тензора деформацій можуть бути представлені у вигляді суперпозиції приростів відповідних складових:

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \Psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}(K\sigma + \Delta \varepsilon_T + \Delta f/3) - \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)^* - (K\sigma)^*,$$
(4)

де символ «*» відносить відповідну змінну до попереднього кроку простежування; Ψ – функція стану матеріалу визначає умову пластичного плину відповідно до критерію Мізеса з додатковим урахуванням зменшення несучого нетто-перерізу скінченного елемента в результаті формування несуцільності в рамках моделі Гурсона-Твергаарда-Нідлмана [9]:

$$\Psi = \frac{1}{2G}, \text{якщо } \sigma_i < \sigma_s =$$

$$= \sigma_T \sqrt{1 + (q_3 f')^2 - 2q_1 f' \cosh\left(q_2 \frac{3\sigma}{2\sigma_T}\right)},$$

$$\Psi > \frac{1}{2G}, \text{якщо } \sigma_i = \sigma_s,$$
(5)
стан $\sigma_i > \sigma_s$ недопустимий.

Визначення функції У проводиться ітеруванням на кожному кроці чисельного простежування (за часом або за приростом навантаження) в рамках скінченно-елементного розв'язання крайової задачі нестаціонарної термопластичності, що дозволяє розв'язати нелінійність за пластичним плином матеріалу з урахуванням його докритичного пошкодження [10]. Основна складність при моделюванні циклічного навантаження полягає в тому, що невеликі зміни стану металу на одному циклі навантаження, а саме накопичення і зростання докритичного пошкодження, викликають зміну поверхні плинності та відповідну зміну петлі пластичного деформування. Але при цьому на кожному етапі навантаження необхідно визначити рівноважний стан пошкодження і відповідний йому розподіл напружень і деформацій. Для цього з припущення, що стаціонарний стан характеризується нехтовно малою швидкістю зростання об'єму пор в'язкого руйнування, пропонується проводити наступний ітераційний процес по функції Ψ_{μ} :

$$F = \begin{cases} F + dF, \text{ якщо } f_0 K_1 \exp(K_2 \frac{\sigma}{\sigma_i}) d\varepsilon_i^P = \\ = \Psi_k \le \Psi_k^0 \approx 10^{-5}; \\ F, \text{ якщо } \Psi_k > \Psi_k^0, \end{cases}$$
(6)

де F – система зовнішніх силових навантажень, що діють на конструкцію; dF – приріст силових навантажень у процесі чисельного простежування; K_1, K_2 – константи.

Деформаційне зміцнення металу впливає на форму поверхні плинності Мізеса, яку, залежно від інтенсивності накопичених пластичних деформацій, прийнято розглядати в наступному вигляді [11]:

$$\sigma_T = \sigma_T^0 \left[1 + c_1 \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) + c_2 \left\{ \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}^p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right\}^2 \right] \left[1 + \left(\frac{\varepsilon^p}{\varepsilon_0}\right) \right]^m, (7)$$

де $c_1 = 2,149 \cdot 10^{-3}$; $c_2 = 9,112 \cdot 10^{-2}$; $\varepsilon_0 = 1,540 \cdot 10^{-4}$, m = 0,14 – константи; крапкою над змінною позначено диференціювання за часом.

В разі необхідності врахування зміни напрямку пластичного деформування (наприклад, при змінному статичному навантаженні, що викликає знакозмінний цикл пластичного деформування), використовувалася модель кінематичного зміцнення матеріалу в наступній формі [12]:

$$\sqrt{\frac{3}{2}} \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma - \overline{X} \right) \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma - \overline{X} \right) - \sigma_T' \left(f' \right) \left[1 + \left(\epsilon^p / \epsilon_0 \right) \right]^M \le 0,$$
(8)

де $\sigma'_{T}(f')$ – поточна істинна межа плинності пошкодженого матеріалу відповідно (9); M, ε_{0} – константи матеріалу; \overline{X} – тензор зсуву:

$$\overline{X} = \operatorname{sign}\left(\varepsilon^{p}\right)\frac{C}{\gamma} + \left[X_{0} - \operatorname{sign}\left(\varepsilon^{p}\right)\frac{C}{\gamma}\right] \times \exp\left[-\operatorname{sign}\left(\varepsilon^{p}\right)\left(\varepsilon^{p} - \varepsilon_{0}^{p}\right)\right].$$
(9)

Виходячи з конкретного значення функції Ψ із (5) визначається поле деформацій на кожному етапі навантаження з урахуванням залежності $\sigma_s(T, \varepsilon^p)$. Компоненти тензора напружень задовольняють рівнянням статики для внутрішніх СЕ і граничним умовам – для поверхневих. У свою чергу, компоненти вектора $\Delta U_i = (\Delta U, \Delta V, \Delta W)$ задовольняють відповідним умовам на границі. Розв'язувана система рівнянь у змінних вектора приростів переміщень у вузлах СЕ на кожному кроці простежування та ітерацій по $\Psi(\Psi_k)$ визначається мінімізацією наступного функціонала [13]:

$$\Theta_I = -\frac{1}{2} \sum_{V} (\sigma_{ij} + J_{ij}) \Delta \varepsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_P} F_i \Delta U_i \Delta S_P^{m,n,r}, (10)$$
де \sum_{V} – оператор суми по внутрішніх СЕ, \sum_{S_P} – оператор суми по поверхневих СЕ, на яких задані

компоненти силового вектора F_i .

Критерієм зародження макродефектності матеріалу ТЕ є виконання однієї з трьох умов руйнування [14]:

$$\Psi \geq \frac{1}{2G} + \frac{\varepsilon_f - (\varepsilon_i^p)^*}{1,5\sigma_s(\varepsilon_i^p)};$$

$$f' \geq f_F = \frac{1}{q_1} \exp\left(-\frac{3q_2\sigma}{2\sigma_T}\right);$$
 (11)
$$\frac{\sigma_1}{1 - 2f/3} > S_K,$$

де ε_{f} – гранична деформація, яка, у загальному випадку, залежить від жорсткості напруженого стану; S_{κ} – напруження мікровідколу; q_{1}, q_{2} – константи.

Якщо зазначений процес втрати несучої здатності СЕ відбувається на даному етапі навантаження, охоплюючи все більшу кількість сусідніх СЕ, і не дозволяє перейти до наступного кроку навантаження, то даний крок визначає граничне навантаження «спонтанного руйнування».

Результати і обговорення. Як було зазначено вище, залишковий НДС в області зварного шва, кінематичне зміцнення та в'язке руйнування впливають на граничний стан дефектного ТЕ при ультрамалоцикловому навантаженні внутрішнім тиском і моментом згину. Однією з основних задач, яку необхідно розв'язати за допомогою розробленого чисельного підходу, є визначення впливу цих взаємопов'язаних явищ на несучу здатність конкретної зварної конструкції. Як для цього було розглянуто характерний приклад ТЕ розміром $D \times t = 315 \times 10$ мм з неіржавної сталі 316L (E = 193 ГПа, v = 0,3, $\sigma_T = 170$ МПа) з локальною ерозійною втратою металу напівеліптичної форми на внутрішній поверхні труби $(2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм). Приклади розподілу напружень в перерізі труби після зварювання та в робочих умовах наведені на рис. 2.

На рис. 3, *а* показані залежності локальних напружень $\sigma_{\beta\beta}$ від деформації $\varepsilon_{\beta\beta}$ поблизу внутрішнього дефекту ерозійного стоншення з урахуванням та без урахування пластичного пошкодження матері-



Рис. 2. Розрахункові розподіли інтенсивності напружень σ_i в трубопроводі ($D \times t = 315 \times 10$ мм, неіржавна сталь 316L): a – залишковий стан в області кільцевого монтажного зварного шва; δ – з внутрішнім ерозійним дефектом ($2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм) під робочим тиском P = 8,0 МПа

алу, спричиненого внутрішнім тиском P = 10 МПа і моментом згину M від -85 до 85 кН·м (що відповідає діапазону максимального осьового напруження від -120 до 120 МПа). Як видно, накопичення пористості в'язкого руйнування за пластичного деформування сталевої труби призводить до переміщення петель гістерезису напруженості до вищих деформацій через знеміцнювання пористих матеріалів та зменшення перерізу несучої конструкції.

Інтенсивність накопичення пластичного пошкодження при ультрамалоцикловому навантаженні (тобто швидкість зростання концентрації об'єму пористості f за кількість циклів N) має три основні етапи: пластична деформація перед зародженням пластичного пошкодження; зародження пористості та перерозподіл полів деформацій і напружень; стабільне зростання пластичних деформацій та концентрації об'єму пористості до граничного стану. Перші два етапи відповідають статичному навантаженню і відбуваються на перших циклах, тоді як третій пов'язаний зі втомним руйнуванням пластично деформованого матеріалу. На рис. 3, δ показані результати чисельної оцінки накопичення пластичного пошкодження для розглянутого прикладу еродованого ТЕ в стабільній стадії росту. Як видно, концентрація пористості f збільшується квазілінійно, починаючи з другого циклу навантаження моментом згину під тим же внутрішнім тиском P. Це означає, що швидкість росту f в основному залежить від прикладеного діапазону навантаження згином, але не від шляху пластичного (або загального) деформування.

Слід зазначити, що в разі впливу виключно змінного за симетричним циклом тиску (наприклад, для випадку підводних трубопроводів або складних посудин тиску – баків ракет носіїв, що знаходяться під впливом як внутрішнього, так і зовнішнього тиску) залежність поточних напружень від деформацій у характерній області концентратора напружень TE з дефектом стоншення стінки має класичний вигляд замкненої петлі гістерезису (рис. 4). Розмір та



Рис. 3. Залежності напружень $\sigma_{\beta\beta}$ від деформацій $\varepsilon_{\beta\beta}$ поблизу внутрішнього дефекту ерозійного стоншення стінки ($2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм) трубопровідного елемента ($D \times t = 315 \times 10$ мм, 316L) з урахуванням і без урахування пошкодження матеріалу за в'язким механізмом (внутрішній тиск P = 10 МПа та момент згину M = -85...85 кН·м) – (a) та максимальна об'ємна концентрація пор f від кількості циклів N - (d)



Рис. 4. Вплив змінного внутрішнього тиску на кінетику напружено-деформованого стану дефектного зварного TE ($D \times t = 315 \times 10$ мм, 316L): (a) – $2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм, $P = -20 \div 20$ МПа, M = 0 кН·м (\bullet), P = -30...30 МПа, M = 0 кН·м (\bullet), P = -40...40 МПа, M = 0 кН·м (\bullet); (δ) – P = -40...40 МПа, M = 0 кН·м, $2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм (\bullet), $2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм (\bullet), $2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм (\bullet), $2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 6$ мм (\bullet).



Рис. 5. Особливості впливу асиметрії циклу навантаження ТЕ ($D \times t = 315 \times 10$ мм, 316L) внутрішнім тиском на кінетику накопичення пластичних деформацій: a - P = -15...35 МПа, M = 0 кН·м; $\delta - P = -25...40$ МПа, M = 0 кН·м; $\delta - P = -25...45$



Рис. 6. Кінетика напружено-деформованого стану дефектного зварного ТЕ ($D \times t = 315 \times 10$ мм, 316L) під дією циклічного навантаження моментом згину: a - P = 10 МПа, M = -70...70 кН·м; $\delta - P = 8$ МПа, M = -70...70 кН·м

форма петлі в такому разі залежить від розмаху значень тиску, а також від розміру дефекту. Це означає, що обмеження роботоздатності в такому випадку зумовлене виключно накопиченням докритичного пошкодження за в'язким механізмом, яке викликає поступове руйнування матеріалу та досягнення ним граничного стану. При асиметрії циклу навантаження інтенсивності позитивних і негативних пластичних деформацій не врівноважені, що викликає поступове зміщення петлі гістерезису вздовж вісі деформацій (рис. 5), що для вказаного випадку пояснюється більшим впливом деформаційного зміцнення у порівнянні з ефектом Баушингера.

Для практично важливих випадків така асиметрія циклу характерна для трубопроводів під тиском, що додатково циклічно навантажені знакозмінним моментом згину. При цьому до власне згинальних повздовжніх напружень і деформацій, що типово змінюються за симетричним циклом, додається постійна компонента, яка пропорційна внутрішньому тиску відповідно до розв'язання задачі Ламе. Тому слід очікувати, що при незмінному циклі наванта-



Рис. 7. Розподіл інтенсивності пластичних деформацій (*a*) та концентрації пор в'язкого руйнування (б) в перерізі трубопровідного елемента ($D \times t = 315 \times 10$ мм, 316L) з внутрішнім стоншенням стінки ($2s \times 2u \times \delta = 40 \times 20 \times 5$ мм) при граничному стані під дією внутрішнього тиску P = 8 МПа та циклічного моменту згину M = -85...85 кН·м)

ження моментом згину збільшення внутрішнього тиску матиме суттєвий негативний вплив на несучу здатність дефектного трубопроводу по причині більш значного зміщення петлі гістерезису напружено-деформованого стану. Це підтверджується результатами розрахунків, приведених на рис. 6.

Характерною особливістю поля об'ємної концентрації докритичного пошкодження f в перерізі дефектного трубопроводу, що перебуває під впливом як внутрішнього тиску, так і змінного моменту згину, достатньо вузька область максимальної концентрації пор в поточному та граничному стані конструкції (рис. 7). Це пояснюється тим, що в умовах циклічного навантаження в залежності від напрямку деформування максимальне та мінімальне напруження формуються поперемінно на різних поверхнях труби в області геометричного концентратора.

Висновки

1. Побудовано математичні моделі напружено-деформованого і пошкодженого стану трубопровідних елементів з виявленими дефектами локального стоншення стінки при ультрамалоцикловому навантаженні. Для адекватного врахування нелінійності властивостей матеріалу при циклічному пластичному деформуванні (ефект Баушингера) і накопиченні в'язкого руйнування запропоновано відповідне описання поверхні пластичного плину матеріалу в рамках континуальної моделі пружно-пластичного суцільного середовища.

2. На характерному прикладі зварного трубопровідного елемента ($D \times t = 315 \times 10$ мм, неіржавна сталь 316L) з виявленим внутрішнім дефектом ерозійного стоншення стінки показані особливості кінетики напружено-деформованого стану в умовах навантаження циклічним внутрішнім тиском і моментом згину. Показано суттєвий вплив асиметрії циклу навантаження на накопичення пластичних деформацій: порушення балансу між деформаційним зміцненням і знеміцненням за ефектом Баушингера викликає поступове зміщення петлі напружено-деформованого стану.

3. Показано, що накопичення пластичних деформацій в процесі знакозмінного циклічного навантаження викликає зародження та зростання пор в'язкого руйнування в області дефекту локального стоншення стінки з формуванням досить вузької області максимальної концентрації пор. Це викликано тим, що в умовах циклічного навантаження максимальне та мінімальне напруження формуються на різних поверхнях труби в області геометричного концентратора (в залежності від циклу).

Список літератури/References

- 1. (2004) *Recommended Practice*, DNV-RP-F101. Corroded Pipelines. Edited by O. Bjornoy. Hovik, Det Norske Veritas..
- 2. Hertelé, S., Cosham, A., Roovers, P. (2016) Structural integrity of corroded girth welds in vintage steel pipelines. *Engineering Structures*, 124, 429–441. DOI: https://doi. org/10.1016/j.engstruct.2016.06.045.
- Milenin, A., Velikoivanenko, E., Rozynka, G., Pivtorak, N. (2019) Probabilistic procedure for numerical assessment of corroded pipeline strength and operability. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 171, 60–68. DOI: https://doi. org/10.1016/j.ijpvp.2019.02.003
- Morin, L., Michel, J.-C., Leblond, J.-B. (2017) A Gurson-type layer model for ductile porous solids with isotropic and kinematic hardening. *Int. J. of Solids and Structures*, 118-119, July, 167–178. https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2017.03.028
- Chun, B.K., Jinn, J.T., Lee, J.K. (2002) Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part I: theory. *International J. of Plasticity*, 18, 571–595. DOI: https://doi. org/10.1016/S0749-6419(01)00046-8.
- Xue, L. (2008) Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 75, 3343–3366. DOI: https://doi.org/10.1016/j. engfracmech.2007.07.022
- Chen, Z., Butcher, C. (2013) Micromechanics Modelling of Ductile Fracture. Dordrecht, Springer Netherlands. https:// doi.org/10.1007/978-94-007-6098-1.
- 8. Makhnenko, V. (2013) Problems of examination of modern critical welded structures. *The Paton Welding J.*, **5**, 21–28.
- 9. Zhang, Z.L. (2001) *A complete Gurson Model*. Nonlinear Fracture and Damage Mechanics. Edited by M. H. Alibadi. UK, WIT Press Southampton, 223–248.
- Velikoivanenko, E., Milenin, A., Popov, A. et al. (2019) Methods of numerical forecasting of the working performance of welded structures on computers of hybrid architecture. *Cybernetics and Systems Analysis*, 55, 1, 117–127. DOI: https://doi.org/10.1007/s10559-019-00117-8.
- Cowper, G.R., Symonds, P.S. (1958) Strain Hardening and Strain Rate Effects in the Impact Loading of Cantilever Beams. Brown Univ, Applied Mathematics Report.
 Lemaitre, J., Chaboche, J.-L. (1990) Mechanics of Solid Ma-
- Lemaitre, J., Chaboche, J.-L. (1990) Mechanics of Solid Materials. Cambridge, Cambridge University Press. https://doi. org/10.1017/CBO9781139167970.
- Махненко В.И. (2006) Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. Киев, Наукова думка. Makhnenko, V.I. (2006) Safe service life of welded joints and assemblies of modern structures. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Milenin, O. (2017) Numerical prediction of the current and limiting states of pipelines with detected flaws of corrosion wall thinning. J. of Hydrocarbon Power Engineering, 4, 1, 26–37.

NUMERICAL ANALYSIS OF THE FEATURES OF LIMITING STATE OF WELDED PIPELINE ELEMENTS UNDER ULTRA-LOW-CYCLE LOADING

O.V. Makhenko, O.S. Milenin, O.A. Velikoivanenko, G.P. Rozynka, N.I. Pivtorak

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Expert analysis of the reliability and performance of welded pipelines with detected corrosion-erosion damage under ultra-low-cycle loading requires taking into account several interrelated physico-mechanical phenomena, which determine the limiting condition of a specific structure. For this purpose, integrated numerical procedure was developed in this study for finite-element assessment of subcritical fracture accumulation and prediction of the limiting state of typical pipelines with 3d defects of wall thinning. The ductile mechanism of subcritical fracture was considered as the main one. Moreover, material hardening and softening at plastic deformation (strain hardening, Bauschinger effect) was taken into account. This integrated approach allowed revealing the main regularities of failure of a typical pipeline element, depending on external loading. 14 Ref., 7 Fig.

Keywords: welded pipeline, corrosion-erosion defect, ultra-low-cycle loading, Bauschinger effect, ductile fracture, limiting condition Надійшла до редакції 30.11.2021 УДК 611.08: 621.79.01: 621.7-4

ДОСЛІДЖЕННЯ ЗМІНИ ПИТОМОЇ ЕЛЕКТРОПРОВІДНОСТІ БІОЛОГІЧНИХ ТКАНИН В РЕЗУЛЬТАТІ ЛОКАЛЬНОГО СТИСКАННЯ ЕЛЕКТРОДАМИ ПРИ БІПОЛЯРНОМУ ЗВАРЮВАННІ

Ю.М. Ланкін, В.Г. Соловйов, І.Ю. Романова

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. Е-mail: office@paton.kiev.ua В роботі наводяться результати математичного моделювання анізотропії питомої електропровідності м'якої біологічної тканини та досліджується різниця результатів процесу зварювання біологічних тканин, отриманих без урахування та з урахуванням анізотропії питомої електропровідності біологічної тканини. Порівнюються результати розрахунків опору тканини, щільності струму та дисперсії імпедансу. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 10.

Ключові слова: зварювання біологічних тканин, питома електропровідність, математичне моделювання, анізотропія біологічних тканин

М'які біологічні тканини (МБТ) складаються з клітин, сполучної тканини та тканинної рідини. Основною структурною одиницею всього живого є клітини. Вони складаються з мембрани, всередині якої знаходиться желеподібна цитоплазма з великою кількістю органел. Основу сполучної тканини складають колагенові та еластинові волокна. Ці волокна разом з перетинками формують губчасту структуру сполучної тканини, в комірках якої знаходиться тканинна рідина. Дякуючи такій структурі, МБТ значно більш еластичні, ніж будьякі метали та навіть гума. При стисканні електрозварювальним інструментом вони значно деформуються, що веде до суттєвих змін їх електричних та теплофізичних властивостей. Електрозварювання МБТ відрізняється від електрокоагуляції обов'язковим застосуванням значного зусилля стискання електродами [1, 2]. Тиск електродів веде до руйнування мембран клітин (можливо), переносу електропровідної тканинної води від центру електродів до периферії в напрямку зниження тиску, підвищення температури пароутворення та максимальної температури тканини.

В даний час дослідники приділяють значну увагу підвищенню якості та надійності зварних з'єднань МБТ, розширенню діапазону видів і товщини зварюваних тканин шляхом дослідження процесу контактного електричного зварювання МБТ як об'єкта автоматичного регулювання. Вони надають аналітичні розрахунки, комп'ютерне моделювання процесу зварювання, експериментальні дослідження на лабораторних установках, проводять обробку та аналіз отриманих результатів [3–10]. Відомі публікації з математичного моделювання теплових процесів в МБТ (наприклад, [11]). Але всі вони присвячені або поверхневому нагріву сфокусованим джерелом енергії типу лазерного променя, або за допомогою одноелектродних електрохірургічних інструментів. Крім того, в них МБТ розглядаються як тверді тіла з постійними теплофізичними та електричними характеристиками. Ці припущення тільки в якості першого наближення можуть бути використані для моделювання електричного зварювання.

Біологічні тканини, дякуючи наявності внутрішньоклітинної та тканинної рідини з розчиненими в ній солями, є електропровідними. Іони в них є основними носіями струму. Білки, з яких побудовані мембрани клітин, органели та структурні тканини не є електропровідними. Електропровідність тканини залежить від її внутрішньої структури і значно змінюється в процесі зварювання внаслідок місцевого стискання електродами, фазових перетворень води, що знаходиться в тканині, коагуляції білків, теплових впливів і т.п. У зв'язку з цим питома електропровідність в кожному елементарному об'ємі тканини має значну анізотропію. Джоулеве тепло, яке виділяється в кожному елементарному об'ємі тканини при протіканні струму, пропорційне квадрату струму і зворотно-пропорційне її електропровідності. При цьому в літературних джерелах переважно описуються теплові процеси, результати яких отримано з використанням значень питомої електропровідності нестиснутої тканини [12, 13].

Ланкін Ю.М. – https://orcid.org/0000-0001-6306-8086, Соловйов В.Г. – https://orcid.org/0000-0002-1454-7520, Романова І.Ю. – https://orcid.org/0000-0001-7154-1830 © Ю.М. Ланкін, В.Г. Соловйов, І.Ю. Романова, 2021

Між затискачами електродів, там, де тканина стискається найбільше і має найбільшу деформацію, відбуваються основні процеси, що характеризують біполярне зварювання МБТ. У зв'язку з цим вивчення анізотропії питомої електропровідності стиснутої МБТ є актуальним.

Ціль роботи – показати різницю значень параметрів процесів зварювання МБТ, отриманих без урахування та з урахуванням АПЕ біологічних тканин.

Експериментальні дослідження. Дослідження стискання МБТ проводилось на лабораторній зварювальній установці (рис. 1). На ній встановлено лазерний датчик переміщення верхнього електрода відносно нижнього. Переміщення точки лазера, що світиться на віддаленому екрані, відповідає переміщенню верхнього електрода з коефіцієнтом підсилювання в декілька десятків разів. Розширення системи вимірювання переміщення верхнього електрода ± 15 мкм. При такій чутливості на точність вимірювання товщини тканини, що стискається, вже починає впливати деформація всієї конструкції, що веде до деякого переміщення нижнього електрода при збільшенні навантаження у вигляді гирі. Для мінімізації цих похибок попередньо визначалась залежність переміщення верхнього електрода від величини прикладеного зусилля без тканини між електродами. Ця залежність використовувалась для коригування показників датчика при вимірюваннях зміни товщини тканин в залежності від зусилля стискання.

Діапазон встановлюваного тиску електродів P складає 15...1100 кПа. Оскільки реально тиск на поверхні електродів розподілений нерівномірно, в нашому випадку мається на увазі середнє значення тиску $P = F/S_e$, де F – сила, прикладена до електродів; S_e – площа контактної поверхні електродів.

Переріз електродів 3×10 мм, тобто $S_e = 30$ мм². Довгі сторони прямокутних в поперечному перері-



Рис. 1. Лабораторна зварювальна установка: *1* – лазерний датчик переміщення електрода; *2* – електроди; *3* – гирі; *4* – вісь важеля

зі електродів перпендикулярні до повздовжньої осі важеля. Це гарантує рівномірність розподілу тиску уздовж більшої сторони електрода та невелику нерівномірність уздовж меншої. В експерименті використовувався серцевий м'яз свині, взятий не пізніше трьох годин після забою тварини. Перед дослідженням серце зберігалось при температурі +5 °C.

На рис. 2 наведена залежність товщини h_s серцевого м'яза між електродами електрозварювальної установки від *P*. Розміри фрагменту серцевого м'яза: товщина $m_s = 6,9$ мм, ширина $l_h = 35$ мм та глибина $d_h = 25$ мм. Площа фрагменту серцевого м'яза $S_{\phi} = 875$ мм².

Одночасно з вимірюванням $h_s(P)$ вимірювався електричний опір фрагмента серцевого м'яза $R_{\phi}(P)$ при подачі постійної напруги $U_{_{\pi\pi}} = 6,9$ В через опір R = 1 кОм. Вимірювалась напруга на електродах $U_{_{\rm IHR}}$. Існує багато схем вимірювання опору МБТ і загальною проблемою для них є неточність дотримання розмірів зразків. Проте, в нашому випадку проводиться вимірювання одного й того ж зразка, але при різному місцевому стисканні тканини. Тому за умови $S_{\phi} >> S_{e}$ заданою початковою неточністю розмірів фрагмента серцевого м'яза нехтуємо.



Рис. 2. Залежність товщини серцевого м'яза між електродами електрозварювальної установки h_s від тиску електродів P

Результати експериментів										
Номер п/п	Р, кПа	<i>h</i> _s , мм	<i>h</i> ₁ , відн. од.	<i>R_f</i> (0,3 кГц), Ом						
1	0	6,90	0,9999	778						
2	16,4	6,37	0,9232	760						
3	146,2	4,20	0,6087	635						
4	271,2	3,43	0,4971	586						
5	422,1	2,86	0,4145	568						
6	557,9	2,53	0,3667	551						
7	691,0	2,27	0,3290	551						
8	825,0	2,06	0,2986	547						
9	960,9	1,65	0,2391	546						
10	1091,4	1,52	0,2203	542						



Рис. 3. Геометрична модель експерименту при різних значеннях h_s : $a - h_s = 1,52$ мм; $h_1 = 0,2203$; $\delta - h_s = 3,43$ мм, $h_1 = 0,4971$; $e - h_s = 6,37$ мм, $h_1 = 0,9232$

Опір R_{ϕ} фрагмента серцевого м'яза розраховується за формулою:

$$R_{\rm p} = \frac{U_{\rm ing}R}{U_{\rm nw} - U_{\rm ing}}$$

Результати експериментів наведено в таблиці, де $h_1 = h_2/m_2$.

Математичне моделювання. Математична модель експерименту будувалась з використанням пакета COMSOL multyphysics 5.3a. В склад моделі включено модулі («Physics») «Electric Currents» та «Heat Transfer in Solids» з вирішувачем «Multiphisics/Electromagnetic Heating», який дозволяє об'єднувати ці різні фізики для вирішування задач моделі. На рис. З показано геометричну модель при різних умовах стискання МБТ. В якості матеріалів, що використовуються в моделі, прийняті мідь і серцевий м'яз свині. Основний підхід до моделювання був таким, щоб забезпечити найкращу відповідність геометричної частини моделі до геометричних параметрів фізичного експерименту. При цьому необхідно було використовувати фізичні властивості МБТ, що відповідають серцевому м'язу свині. Виходячи з теорії подібності [14], такий підхід дозволить визначити потрібні значення питомої електропровідності тканини методом послідовних наближень при урахуванні даних таблиці та розрахованих на математичній молелі.

В моделі для імітації зусилля стискання МБТ вводиться функціональна залежність між зусиллям стискання і відстанню між стискаючими електродами $P(h_s)$, зворотна залежність від тієї, яка отримана експериментальним шляхом (рис. 2).

Розрахункова складова для «electrical conductivity» (електропровідності) $\sigma(x)$ є графічною інтерпретацією зміни питомої електропровідності σ від координати x моделі та питомою проміжною електропровідністю $G_{\text{пром}}$, де $G_{\text{пром}}$ – значення $\sigma(x)$ при x = 0 (рис. 4, a). $G_{\text{пром}}$ названо проміжною, тому що її значення знаходиться між шуканим мінімальним значенням G_{min} та максимальним значенням питомої електропровідності тканини G_{max} . При $h_{\text{lmin}} G_{\text{пром}} = G_{\text{min}}$, при $h_{\text{lmax}} G_{\text{пром}} = G_{\text{max}}$. На рис. 4, а значення G_{max} , $G_{\text{пром}}$ і G_{min} взято довільно для наочності викладу.



Рис. 4. Графічна інтерпретація зміни питомої електропровідності $\sigma(x)$ при максимальному значенні $h_{1\text{max}}$, проміжному значенні $h_{1\text{пром}}$ і мінімальному значенні $h_{1\text{min}}(a)$ та АПЕ при стисканні МБТ (δ)

Моделювання в COMSOL multyphisics методом подібності геометричних параметрів фізичної та математичної моделей дозволило визначити АПЕ в зоні локального стискання МБТ (рис. 4, δ). Як видно з цього графіка, питома електропровідність серцевого м'яза свині зі зменшенням відносного стискання МБТ зменшується приблизно в два рази. Всі оприлюднені дані про питомий опір отримані для нестиснутих біологічних тканин та зовсім не придатні для використання при розрахунках і математичному моделюванні процесів біполярного зварювання.

На рис. 5 наведено графіки розподілу питомої електропровідності у фрагменті МБТ при різних значеннях локального стискання. З графіків видно як зменшується питома електропровідність при



Рис. 5. Розподіл питомої електропровідності у фрагменті МБТ при різних значеннях локального стискання електродами серцевого м'яза свині: *a* – *h*₁ = 0,999; *б* – 0,497; *в* – 0,22

стисканні в місці локального стискання МБТ електродами та як вона збільшується при віддаленні від місця локального стискання МБТ.

В результаті експериментальних досліджень в лабораторних умовах отримано залежність ступеня стискання біологічної тканини $K_{_{33}}$ від величини навантаження P при стисканні (рис. 6). Коефіцієнт стискання розраховується за формулою

$$K_{_{3\mathrm{J}}} = (1 - \frac{h_s}{m_h}) \cdot 100\%$$

На рис. 7 наведено графіки залежності питомої електропровідності $G_{\rm пром}$ в зоні локального стискання МБТ від ступеня стискання $K_{_{33}}$ для різних



Рис. 6. залежність ступеня стискання (коефіцієнта стискання) $K_{_{33}}$ від величини тиску при стисканні *Р*



Рис. 7. Залежність питомої електропровідності серцевого м'яза свині $G_{_{\rm пром}}$ від ступеня стискання $K_{_{33}}$ для частот 0,3 (1), 30 (2) та 300 (3) кГц

частот прикладеної напруги 0,3, 30 та 300 кГц. $G_{\text{пром}}$ зменшується при збільшенні як $K_{_{3d}}$, так і частоти напруги.

Порівнювання результатів. Розрахунок повного опору. На підставі експериментально виміряних опорів фрагмента МБТ серцевого м'яза свині на моделі розраховані опори з урахуванням та без урахування АПЕ для різного ступеня стискання на частоті 0,3 кГц (рис. 8). З даного графіку бачимо, що дані вимірювань, отримані при проведенні експерименту, співпадають з результатами розрахунків на моделі, отриманих з урахуванням АПЕ. При цьому значення опорів, розрахованих без урахування АПЕ, відрізняються від отриманих експериментально в межах 0...50 %.

Розрахунок щільності струму. Щільність струму J по координаті x = 0 моделі, яка розрахована без урахування АПЕ при $K_{_{337}} = 78$ %, в два рази більша, ніж та, що розрахована з урахуванням АПЕ (рис. 9).

Розрахунок дисперсії імпедансу. Опір тканин визначався методом вольтметра-амперметра при пропусканні крізь тканину невеликого стабільного струму різної частоти. Як видно з рис. 10, опір тканин в більшому чи меншому ступені залежить від частоти. Для живих тканин ця властивість, яка називається дисперсією імпедансу, добре відома. В результаті фізичного експерименту виміряно опір модельованого фрагмента серцевого м'яза свині на частотах 0,3, 1, 3, 10, 30, 100 та 300 кГц. Проведені розрахунки R(F) на моделі з урахуванням та



Рис. 8. Результати вимірювань опору фрагмента МБТ, отриманих експериментально і розрахованих на моделі з урахуванням та без урахування АПЕ: *1* – фізичний експеримент; *2* – модель з урахуванням АПЕ; *3* – модель без урахування АПЕ



Рис. 9. Розподіл щільності струму *J* за координатою *х* моделі при різних $K_{_{33}}$ на частоті 0,3 кГц, розрахованих з урахуванням та без урахування АПЕ: $1 - K_{_{33}} = 50,3$ %; 2 - 78%



Рис. 10. Розрахунки опору фрагмента МБТ, отримані експериментально, на математичній моделі з урахуванням та без урахування АПЕ: *1* – фізичний експеримент; *2* – модель з урахуванням АПЕ; *3* – модель без урахування АПЕ

без урахування АПЕ при максимальному стисканні МБТ 1100 кПа показали, що результати, отримані з урахуванням АПЕ, співпадають з отриманими експериментально. Але результати розрахунку R(F), отримані без урахування АПЕ, відрізняються від результатів, отриманих експериментально, в два рази.

Висновки

1. Показано адекватність результатів експериментальних досліджень опору МБТ та результатів розрахунків опору МБТ, отриманих на математичній моделі при урахуванні АПЕ.

2. Порівняння результатів розрахунків без урахування та з урахуванням АПЕ показали, що відносна похибка розрахунків електричних параметрів, таких, як загальний опір МБТ, щільність струму і дисперсія імпедансу може досягати 50...100 %.

Список літератури

- Швед О.Є. (2008) Обгрунтування нового хірургічного методу гемостазу (експериментально-клінічне дослідження). Дис. ... канд. мед. наук: 14.01.03.
- Chekan, E.G., Davison, M.A., Singleton, D.W. et al. (2015) Consistency and sealing of advanced bipolar tissue sealers. Medical Devices, *Evidence and research*, 8, 193–199.
- Зуев А.Л., Мишланов В.Ю., Судаков А.И., Шакиров Н.В. (2010) Экспериментальное моделирование реографической диагностики биологических жидкостей. *Российский* журнал биомеханики, 14, 3, 49, 68–78.

- Хлусов И.А., Пичугин В.Ф., Рябцева М.А. (2007) Основы биомеханики биосовместимых материалов и биологических тканей. Учеб. пособие. Томск, Издательство Томского политехнического университета.
- Lamberton, G.R., His, R.S., Jin, D.H. et al. (2008) Prospective comparison of four laparocopic vessel ligation devices. J. Endourol, 22: 2307–12.
- Mara Natascha Szyrach, Pascal Paschenda, Mamdouh Afify et al. (2012) Evaluation of the novel bipolar vessel sealing and cutting device BiCision® in a porcine model. *Minimaly Invasive Therapy*, 29, 21(6): 402–7.
- Arrese, D., Mazrahi, B., Kalady, M. et al. (2012) Technological Advancements in Tissue-Sealing Devices. Special report. *General Surgery news*. Sept.
- Special report. *General Surgery news*. Sept.
 Gregory W. Hruby, Franzo C. Marruffo, Evren Durak et al. (2008) Evaluation of surgical energy devices for vessel sealing and peripheral energy spread in a porcine model. *The J. of urology*, 1, 178(6): 2689–93
- Эйк С., Лоудермилк Б., Вальберг Э., Венте Мориц Н. (2013) Обоснование, стендовые испытания и оценка in vivo нового 5-миллиметрового лапароскопического устройства для запечатывания сосудов с однородным распределением давления в длинных зажимах инструмента. Анналы хирургических инноваций и исследований, 7, 15.
- Ланкин Ю.Н., Суший Л.Ф., Байштрук Е.Н. (2014) Система измерения температуры биологических тканей при биполярной высокочастотной сварке. Автоматическая сварка, 1, 35–38.
- 11. Смолянинов В.В. (1980) Математические модели биологических тканей. Москва, Наука.
- Лебедев А.В., Дубко А.Г., Лопаткина К.Г. (2012) Особенности применения теории контактной сварки металлов к сварке живых тканей. ISSN 1607-7970. Техн. електродинаміка. Тем. випуск, 187–192.
- Зуев А.Л., Мишланов В.Ю., Судаков А.И. и др. (2012) Эквивалентные электрические модели биологических объектов. ISSN 1812-5123. Российский журнал биомеханики, 16, 1, 55, 110–120.
- Гухман А.А. (1973) Введение в теорию подобия. 2-е изд. Москва, Высш. шк.

References

- Shved, O.E. (2008) Substantiation of new surgical method of hemostasis (experimental-clinical investigation). In: Syn. of Thesis for Cand. of Med. Sci. Degree [in Ukrainian].
- Chekan, E.G., Davison, M.A., Singleton, D.W. et al. (2015) Consistency and sealing of advanced bipolar tissue sealers. Medical Devices, *Evidence and Research*, 8, 193–199.
- Zuev, A.L., Mishlanov, V.Yu., Sudakov, A.I., Shakirov, N.V. (2010) Experimental modeling of rheographic diagnostics of biological liquids. *Rossijskij Zhurnal Biomekhaniki*, 14, 3(49), 68–78 [in Russian].
- 4. Khlusov, I.A., Pichugin, V.F., Ryabtseva, M.A. (2007) *Fun*damentals of biomechanics of biocompatible materials and biological tissues. In: Manual. Tomsk. PU [in Russian].
- Lamberton, G.R., His, R.S., Jin, D.H. et al. (2008) Prospective comparison of four laparocopic vessel ligation devices. *J. Endourol.*, 22, 2307–12.
- 6. Mara Natascha Szyrach, Pascal Paschenda, Mamdouh Afify et al. (2012) Evaluation of the novel bipolar vessel sealing and cutting device BiCision® in a porcine model. *Minimaly Invasive Therapy*, 29, 21(6), 402–7.
- Arrese, D., Mazrahi, B., Kalady, M. et al. (2012) Technological advancements in tissue-sealing devices. Special report. *General Surgery News*. Sept.
- Gregory W. Hruby, Franzo C. Marruffo, Evren Durak et al. (2008) Evaluation of surgical energy devices for vessel sealing and peripheral energy spread in a porcine model. *The J.* of Urology, 1, 178(6), 2689–93.
- Eick, S., Loudermilk, B., Walberg, E., et al. (2013) Rationale, bench testing and in vivo evaluation of a novel 5 mm laparoscopic vessel sealing device with homogeneous pressure distribution in long instrument jaws. *Ann. Surg. Innov. Res.*, 7, 15.

42

- Lankin, Yu.N., Sushy, L.F., Bajshtruk, E.N. (2014) System for measurement of temperature of biological tissues in bipolar high-frequency welding. *The Paton Welding J.*, 11, 32-35.
- 11. Smolyaninov, V.V. (1980) Mathematical models of biological tissues. Moscow, Nauka [in Russian].
- 12. Lebedev, A.V., Dubko, A.G., Lopatkina, K.G. (2012) Peculiarities of application of theory for resistance welding of met-

al to welding of live tissues. ISSN 1607-7970. *Tekhn. Elektrodynamika*. Tem. Vypusk, 187–192 [in Russian].

- Zuev, A.L., Mishlanov, V.Yu., Sudakov, A.I. et al. (2012) Equivalent electric models of biological objects. ISSN 1812-5123. *Rossijskij Zhurnal Biomekhaniki*, 16, 1(55), 110–120 [in Russian].
- Gukhman, A.A. (1973) Introduction to similarity theory. 2nd Ed. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].

STUDY OF CHANGE IN SPECIFIC ELECTRICAL CONDUCTIVITY OF BIOLOGICAL TISSUES AS A RESULT OF LOCAL COMPRESSION BY ELECTRODES IN BIPOLAR WELDING

Yu.M. Lankin, V.G. Solovyov, I.Yu. Romanova

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

The paper presents the results of mathematical modeling of the anisotropy of specific electric conductivity of soft biological tissue and investigates the difference between the results of the process of welding biological tissues produced without and taking into account the anisotropy of the specific electric conductivity of a biological tissue. The results of calculations of tissue resistance, current density and impedance dispersion are compared. 14 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

Keywords: welding of biological tissues, specific electric conductivity, mathematical modeling, anisotropy of biological tissues Надійшла до редакції 23.11.2020



МІЖГАЛУЗЕВИЙ УЧБОВО-АТЕСТАЦІЙНИЙ ЦЕНТР ІЕЗ ім. Є.О. ПАТОНА

Державне підприємство «Міжгалузевий учбово-атестаційний центр Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України» створено у 1988 р. рішенням уряду України на базі діючих з 1958 р. при ІЕЗ ім. Є.О. Патона курсів із підвищення кваліфікації інженерно-технічних працівників.

Професійне навчання, підвищення кваліфікації та атестація (сертифікація) персоналу зварювального виробництва з орієнтацією на розвиток і поглиблення професійної компетентності є визначальною концепцією в діяльності ДП «МУАЦ ІЕЗ ім. Є.О. Патона».

Центр акредитований в національній та міжнародній кваліфікаційній системі та забезпечує безперервну, багатопланову професійну підготовку різних категорій персоналу зі зварювання за програмами:

 Перепідготовка та підвищення кваліфікації інженерно-технічного персоналу в галузі зварювання та споріднених технологій

 Підвищення кваліфікації викладачів та майстрів виробничого навчання (інструкторів) зі зварювання

 Професійна підготовка, перепідготовка та підвищення кваліфікації зварників і контролерів з неруйнівного контролю

 Кваліфікаційна атестація персоналу зварювального виробництва відповідно до національних та міжнародних вимог.

Навчальні програми перепідготовки та підвищення кваліфікації інженерно-технічного персоналу розраховані на фахівців, які вирішують проблеми впровадження нових технологічних процесів зварювання та споріднених технологій та направлені на розвиток професійних знань та умінь, пов'язаних з реалізацією функцій управління, координації та забезпечення якості зварювання відповідно до вимог національних, європейських і міжнародних стандартів.

Програми підвищення кваліфікації викладачів та майстрів виробничого навчання зі зварювання передбачають розширення їх професійної компетентності для впровадження інноваційних технологій навчання та формування нових підходів в організації професійної підготовки зварників.

Сучасне зварювальне виробництво пред'являє спеціальні вимоги до професійної підготовки зварників, професійна ком-



Сертифікати та свідоцтво про акредитацію



петентність яких повинна відповідати діючим на виробництві вимогам з забезпечення якості зварювання. Програми професійної підготовки зварників розроблено на базі модульних навчальних систем, рекомендованих Міжнародною організацією праці та Міністерством освіти і науки України. Застосування модульних навчальних програм забезпечує мобільність професійної підготовки, значно полегшує сприйняття навчального матеріалу та дає можливість кожному слухачеві засвоювати програму у власному зручному темпі.

Підтвердження професійної компетентності (атестація) проводиться за програмами спеціальної підготовки та кваліфікаційних випробувань згідно з діючими в зварювальному виробництві нормативними документами (правила та стандарти).

Центр також має акредитацію Міжнародного інституту зварювання і Європейської федерації зварювання на підготовку та присвоєння міжнародних професійних кваліфікацій у галузі зварювання:

- Міжнародний інженер зі зварювання (IWE);
- Міжнародний технолог зі зварювання (IWT);
- Міжнародний спеціаліст зі зварювання (IWS);
- Міжнародний практик зі зварювання (IWP);
- Міжнародний інспектор зі зварювання (IWIP);
- Міжнародний зварник (IW).

Центр є учасником міжнародних програм з підготовки персоналу зварювального виробництва й використовує в навчальному процесі інноваційні навчально-методичні матеріали як власної розробки, так і створені в інших країнах.

Навчальна база, яка оснащена сучасним зварювальним устаткуванням, інноваційні технології навчання та висококваліфіковані викладачі та інструктори забезпечують досягнення кожним слухачем необхідного рівня професійної кваліфікації. *http://muac.kpi.ua*

МОДЕЛЮВАННЯ ЕЛЕКТРОМАГНІТНИХ ТА ТЕПЛОВИХ ПОЛІВ У ПРОЦЕСІ ІНДУКЦІЙНОГО НАГРІВУ НА МАЛИХ ЗРАЗКАХ ІЗ НАЯВНІСТЮ ЗВАРНОГО З'ЄДНАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

Р.С. Губатюк, С.В. Римар, О.С. Прокоф'єв, В.А. Костін, О.В. Дідковський, О.Ф. Мужиченко

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Підбір режиму нагріву, який забезпечує оптимальне поєднання технологічних параметрів для отримання необхідних структурно-фазових перетворень зварного стику високоміцних залізничних рейок, який піддається термічній обробці, є складним процесом, який вимагає проведення великої кількості експериментів із значними витратами часу, трудових, енергетичних та фінансових ресурсів. Для вирішення такого роду задачі доцільним застосовувати методи математичного та фізичного моделювання, які засновані на використанні математичних моделей, чисельних методів розрахунків і отриманих експериментальних даних фізичного моделювання при визначенні ключових параметрів процесу термічної обробки. Для цього на основі теорії подібності була запропонована математична модель процесу термічної обробки малих зразків з урахуванням взаємно-пов'язаних властивостей і фізичних явищ із оригіналом дослідження. Розглядається спрощена модель зразка, на якому відпрацьовуються оптимальні режими нагріву і досліджуються властивості металу шву, підданого термічній обробці, після чого здійснюється перехід до уточнення режимів термічної обробки реального зварного стику високоміцних залізничних рейок. Даний підхід дає можливість значно скорочувати ресурси при визначенні оптимальних режимів нагрівання виробів із високоміцних вуглецевих сталей, у тому числі стикових зварних швів залізничних рейок. Бібліогр. 13, рис. 5.

Ключові слова: індукційний нагрів, термічна обробка, зварний шов залізничних рейок, математичне моделювання, фізичне моделювання, малі зразки.

При укладанні безстикової залізничної колії застосовують високоміцні рейки із сталей нового покоління із підвищеним вмістом вуглецю. Основний метал і зварні з'єднання рейок [1, 2] повинні забезпечити високі механічні характеристики, які обумовлені підвищеним осьовим навантаженням і швидкістю рухомого составу.

Для зняття залишкових напружень і нормалізації металу зварного з'єднання рейок застосовується термічна обробка (ТО) [3].

Одним із найбільш ефективних способів нагріву у процесі ТО є спосіб індукційного нагріву струмом високої частоти (ВЧ), який має ряд переваг у порівнянні з іншими способами. Це безконтактне нагрівання, висока щільність енергії у конкретній зоні об'єкта, який піддається нагріванню, досягнення високих температур, можливість здійснювати керування температурним полем об'єкта, можливість виконання нагріву об'єкта у різних середовищах, екологічна безпека процесу ТО [4].У зв'язку із наведеним, актуальним є подальші дослідження та вивчення особливостей фазових перетворень у зварних з'єднаннях рейок після виконання процесу ТО [5, 6]. Процесу виконання індукційної ТО тіл складної форми, до яких відносять рейки із високовуглецевої сталі, притаманна велика кількість залежних один від одного параметрів. Підбір режиму нагрівання, який забезпечує оптимальний збіг технологічних параметрів для отримання необхідних структурно-фазових перетворень зварного стику рейки, який піддається ТО, є складним процесом, який вимагає проведення великої кількості експериментів із значними витратами часових, трудових, енергетичних і фінансових ресурсів.

Для вирішення такого роду задачі доцільно застосувати методи математичного і фізичного моделювання, які засновані на використанні математичних моделей [6, 7], чисельних методів розрахунку і експериментальних даних фізичного моделювання при визначенні ключових параметрів процесу ТО. Для цього на основі теорії подоби було запропоновано математичну модель процесу ТО з урахуванням взаємопов'язаних властивостей і фізичних явищ із оригіналом – реальним об'єктом дослідження. Таким чином, спочатку розглядалась мала, спрощена модель зразка, на якій відпрацьовувались оптимальні режими нагріву і досліджуються властивості металу зварного шву, який був підданий ТО, після чого здійснюється перехід до уточнення режимів ТО реального зварного стику залізничних рейок.

Губатюк Р.С. – https://orcid.org/0000-0002-0851-743Х, Римар С.В. – https://orcid.org/0000-0003-0490-4608, Прокоф'єв О.С. – https://orcid.org/0000-0003-4643-6611, Костін В.А. – https://orcid.org/0000-0002-2677-4667, Дідковський О.В. – https://orcid.org/0000-0001-5268-5599, Мужиченко О.Ф. – https://orcid.org/0000-0002-4870-3659 © Р.С. Губатюк, С.В. Римар, О.С. Прокоф'єв, В.А. Костін, О.В. Дідковський, О.Ф. Мужиченко, 2021

44

У даній роботі розглянуті принципи математичного моделювання електромагнітних і теплових полів у процесі індукційного нагріву малих зразків у вигляді суцільних круглих стрижнів при наявності поперечного зварного шву. Методи математичного і подальшого фізичного моделювання повинні бути тісно пов'язаними. Розрахункові параметри, які отримано на етапі математичного моделювання, повинні бути основою при фізичному моделюванні, де на малих зразках із зварним швом відбувається реальний процес ТО.

Після перерахунку за теорією подоби оптимальних параметрів, які отримано на етапі фізичного моделювання, відбувається перехід до дослідження ТО зварного шву реального зварного стику і підбору режимів його нагріву. Таким чином, спрощується пошук оптимальних режимів ТО зварного шву залізничних рейок.

Для визначення основних параметрів фізичної моделі системи «індуктор–виріб» виконано розробку математичної моделі, яка відображує процес ВЧ індукційного нагріву зразка з високовуглецевої рейкової сталі з імітацією зони зварного з'єднання. Це дозволяє виконати розрахунок основних електричних параметрів системи, а також отримати просторово-часовий розподіл температурного поля у процесі виконання ТО. Для вирішення такого роду задачі можливо застосувати програмні пакети, які базуються на основі методу кінцевих елементів. Основними елементами вісьосиметричної моделі (рис. 1) було визначено:

 – суцільний стрижень циліндричної форми діаметром 8,5 мм і довжиною 110,0 мм із властивостями і чинниками, які притаманні високовуглецевій сталі та з імітацією зони зварного з'єднання у його центрі;

тривитковий водоохолоджувальний індуктор
 із силою струму 200 А та частотою 130 кГц;

 повітряний простір, обмежений внутрішньою поверхнею сфери, яка оточує систему, яка піддається дослідженню.

Процес індукційного нагріву описується нелінійною взаємозв'язаною системою рівнянь Максвела і Фур'є відповідно для електромагніт-



Рис. 1. Вісьосиметрична модель індукційної системи

ного і теплового поля з відповідними граничними умовами [8].

Для отримання рішення електромагнітної задачі систему рівнянь Максвела представлено у диференціальній формі:

$$\operatorname{rot} \boldsymbol{H} = \boldsymbol{J} + \frac{\partial \boldsymbol{D}}{\partial t}; \operatorname{rot} \boldsymbol{E} = -\frac{\partial \boldsymbol{B}}{\partial t}; \operatorname{div} \boldsymbol{D} = p;$$
$$\operatorname{div} \boldsymbol{B} = 0$$

де H, E – вектори напруженості магнітного та електричного полів; D, B – вектори електричної і магнітної індукції; J – вектор щільності струму проводження; $J = \sigma \cdot E$ – щільність струму провідності; ρ – щільність стороннього електричного заряду; σ – питома провідність речовини.

Дані рівняння доповнюються рівняннями зв'язку напруженості магнітного поля і магнітної індукції, електричного зміщення і напруженості електричного поля, які характеризують електричні і магнітні властивості середовища:

$$\boldsymbol{B} = \boldsymbol{\mu}_0 \boldsymbol{\mu}_r \boldsymbol{H}; \boldsymbol{D} = \boldsymbol{\varepsilon}_0 \boldsymbol{\varepsilon}_r \boldsymbol{E}$$

де μ_0 , μ_r – абсолютна і відносна магнітні проникнення середовища; ε_0 , ε_r – абсолютна і відносна діелектричні проникнення речовини.

Математична модель з огляду на вісьосиметричний стан, представлена у двомірній циліндричній системі координат *r*0*z*.

Оскільки у вісьосиметричній моделі струми мають напрямок нормальний до площини геометричної моделі, то векторний магнітний потенціал A_{ϕ} має одну складову (0, ϕ ,0), на відмінність від полів H і B, котрі мають у цій площині дві складові (r,z).

Особливістю математичної моделі індукційної системи є наявність залежності електрофізичних властивостей матеріалів від температури.

Для врахування залежностей фізичних параметрів сталі від температури T у процесі нагріву зразка, таких як питомий електричний опір $\rho_{st}(T)$, теплоємність $C_{p,st}(T)$ і теплопровідність $\lambda_{st}(T)$, вони були задані у вигляді апромаксімаційних функцій на основі даних щодо високовуглецевих сталей [9].

Приймалося до уваги і нелінійна залежність магнітної проникненості сталі від температури і втрата магнітних властивостей у зразку, який досліджується, при перевищенні температури точки Кюрі, що змінює глибину проникнення магнітного поля у сталь.

При моделюванні процесу індукційного нагріву у якості граничних умов для електромагнітної частини моделі на вісі симетрії 0*z* приймалось відсутність тангенціальної складової напруженості магнітного поля і наявність магнітної ізоляції на межі сфери (див. рис. 1).

Математична модель нестаціонарної теплової задачі у часовій області включає диференціальне рівняння Фур'є, яке описує розподіл температур-



Рис. 2. Розподілення магнітного потенціалу A_n (a); магнітної індукції В (б); щільності струму J (в)

ного поля у заготівці, яка піддається нагріванню, у просторі і часі:

$$P_{st}C_{pst}\frac{\partial T}{\partial r}-\nabla\lambda_{st}\nabla T = Q,$$

де *Q* – питома потужність джерела тепла.

Для врахування теплових втрат у математичній моделі було задано граничні умови третього роду у вигляді теплообміну із оточуючим середовищем шляхом конвекції і випромінювання із поверхні зразка, який було піддано нагріванню.

Приймалась умова постійної температури, яка дорівнювала 40 °С у витках індуктора з огляду на його охолодження. На вісі симетрії 0*z* приймалась гранична умова Неймана

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0.$$

У якості вихідних даних були взяті амплітудне значення струму в індукторі та його частота. Розрахунок здійснювався у наступній послідовності:

 – електромагнітний – тепловий розрахунок, з урахуванням заданої щільності розрахункової сітки, властивостей матеріалів і граничних умов.

При моделюванні враховувались наступні фізичні процеси:

 проходження струму у індукторі з урахуванням скін-ефекту, кільцевого ефекту та ефекту близькості із зразком;

 проходження електромагнітного поля і наведення вихрових струмів у зразку з урахуванням скін-ефекту, ефекту близькості з індуктором;

– нагрів вихровими струмами металу зразка;

 втрати магнітних властивостей металом зразка після перевищення температурою точки Кюрі;

– процеси теплопровідності у об'ємі металу зразка;

втрати тепла за рахунок випромінювання та конвекційного теплообміну.

В процесі вирішення задачі було отримано результати стосовно розподілу магнітного потенціалу A_{φ} (рис. 2, *a*), магнітної індукції *B* (рис. 3, *б*) та щільності струму *J* (рис. 3, *в*).

За підсумками електромагнітного розрахунку видно вплив скін-ефекту, кільцевого та поверхневого ефекту у провідниках індуктора. Струм розподілено нерівномірно по перерізу провідників, він концентрується на поверхні провідників індуктора, які наближені до зразка. Подібний розподіл спостерігається і з вихровим струмом, який проходить по зовнішній поверхні зразка під індуктором – по периметру зразка.

Метою теплового розрахунку є визначення режимів нагрівання, які забезпечують рівномірне розподілення теплового поля на поверхні зразка у часі в області, яка імітує зварне з'єднання, для отримання однорідної структури металу в місті нагрівання. При цьому температура повинна бути вище точки фазового перетворення A_{c3} і знаходитись у діапазоні 750...950 °C. Було отримано достатньо рівномірне розподілення температури по довжині зразка під індуктором (на відстані до 8 мм від центру нагрівання) у контрольних точках на поверхні зразка (рис. 3).



Рис. 3. Зміна температури у часі на поверхні зразка по його довжині у процесі виконання нагріву: *1* – центр зразка; *2* – 6 мм від центру; *3* – 11 мм від центру



Рис. 4. Розподіл температури на поверхні зразка по його довжині у кінці процесу нагрівання.

Протягом 30 с від початку нагрівання відбувається інтенсивне зростання температури зразка. У цей період часу зразок має феромагнітні властивості, глибина скін-прошарку є малою, а щільність індукованого струму в ньому велика, що забезпечує великий рівень потужності нагрівання, яка виділяється у зразку. Після 30 с при тих самих значеннях струму швидкість нагрівання зменшується через поступове втрачання металом зразка магнітних властивостей і зменшенням у ньому щільності індукованого струму і відповідно зменшенням теплової потужності, яка виділяється у металі зразка. У підсумку інтенсивність нагрівання зменшується. Після 50 і до 90 с процесу нагрівання здійснюється примусова витримка температури для нормалізації металу шва та близькошовної зони (8...10 мм від центру шва) за рахунок регулювання струму в індукторі та питомої потужності, яка вкладається в метал зразка. Після 90 с нагрівання припиняється і зразок природним шляхом охолоджується. Математичне моделювання процесу індукційного нагріву дозволяє розрахувати



Рис. 5. Розподіл температурного поля у зразку

ISSN 0005-111X АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ, №1, 2021

і визначити необхідні режими нагріву в залежності від конфігурації і геометричних розмірів зразка та індуктора при заданих теплофізичних параметрах металу зразка і енергетичних параметрах, які задаються для визначення розподілу електромагнітних і теплових полів у системі «індуктор-виріб». Після чисельного розрахунку режимів нагрівання здійснюється фізичне моделювання процесу термічної обробки зварного з'єднання малого зразка з дотриманням отриманих шляхом розрахунків режимів і з наступним їх уточненням. Далі досліджується твердість металу та аналізуються структурні перетворення, які утворилися в металі. Якщо характеристики металу зразка, який піддано термічній обробці, задовольняють необхідним вимогам, то виконавши перерахунок параметрів процесу термічної обробки за теорією подоби необхідно перейти до дослідження процесу індукційного нагрівання при виконанні термічної обробки металу шва та близькошовної зони реального виробу – зварного стику залізничних рейок, при цьому дтримуючись отриманих шляхом розрахунків режимів нагрівання та уточнюючи їх, а також корегуючи конфігурацію індуктора [10–13].

На рис. 4 наведено розподіл температури на поверхні зразка по його довжині у кінці процесу нагрівання (90-та секунда), а на рис. 5 – розподіл температурного поля у зразку (70-та секунда) процесу нагрівання.

Таким чином, малі зразки дозволяють визначити оптимальні режими індукційного нагріву, які є початковими при дослідженні і підборі оптимальних режимів індукційного нагріву для виконання ТО зварних стиків залізничних рейок із високоміцних сталей.

Такий підхід дозволяє значно скоротити часові, трудові, енергетичні і фінансові ресурси при визначенні оптимальних режимів нагріву виробів із високоміцних вуглецевих сталей, таких як стикові зварні шви залізничних рейок.

Перед виконанням фізичного нагріву зварного шва залізничних рейок за визначеними параметрами процесу термічної обробки доцільно також виконати математичне моделювання процесу нагріву зварного шва індуктором, який охоплює зварний шов і має складну форму, наближену відповідно до складного поперечного перерізу самої залізничної рейки. Виконання математичного моделювання системи «індуктор-вимір» можливо у трьохвимірній 3D моделі із застосуванням комп'ютера необхідної потужності, що є необхідним для розрахунку енергетичних параметрів індуктора і його геометричних розмірів. Виконання математичного моделювання системи «індуктор-вимір» щодо розрахунку енергетичних параметрів індуктора і його геометричних розмірів є останнім і важливим етапом моделювання, який базується на великому масиві даних і потребує додаткового дослідження.

Висновки

1. Вибір режиму нагрівання, який забезпечує оптимальне поєднання технологічних параметрів процесу термічної обробки для отримання необхідних структурно-фазових перетворень у стиковому зварному шві високоміцних залізничних рейок є складним процесом, який потребує проведення великої кількості експериментів, значних часових, енергетичних, трудових і фінансових витрат. Для вирішення такої задачі доцільніше застосовувати методи математичного і фізичного моделювання, які засновані на використанні математичних моделей, чисельних методів розрахунків і отриманих експериментальних даних фізичного моделювання при визначенні ключових параметрів процесу термічної обробки на малих зразках із наступним переходом за теорією подоби до визначення режимів термічної обробки реальних зварних стиків залізничних рейок.

2. Застосування малих зразків дозволяє підібрати і визначити оптимальні режими індукційного нагріву, які є основою при проведенні наступних досліджень і підборі оптимальних режимів індукційного нагріву при виконанні термічної обробки реальних зварних стиків залізничних рейок із високоміцних сталей. Також використання математичних моделей, чисельних методів розрахунків і отриманих експериментальних даних фізичного моделювання при визначенні ключових параметрів процесу термічної обробки на малих зразках дозволяє з наступним переходом за теорією подоби визначити енергетичні параметри індуктора і його геометричні розміри, а також потужність джерела живлення та інше індукційне обладнання.

Список літератури

- 1. Кучук-Яценко С.И., Кривенко В.Г., Дидковский А.В. и др. (2012) Технология и новое поколение оборудования для контактной стыковой сварки высокопрочных рельсов современного производства при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей. Автоматическая сварка, 6, 32–37.
- Кучук-Яценко С.И., Дидковский А.В., Швец В.И. и др. (2016) Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства. *Там же*, 5-6, 7–16. DOI: https://doi.org/10.15407/as2016.06.01
- Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of highstrength railway rails (Review). *The Paton Welding J.*, 2, 41–48. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.07
- 4. Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R., Black, M. (2003) Handbook of Induction Heating. Marcel Dekker Inc., New York, USA.
- Пантелеймонов Е.А. (2018) К вопросу термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*, **3**, 43–47. DOI: https://doi.org/ as2018.03.08
- Плешивцева Ю.Э., Попов А.В., Попова М.А., Деревянов М.Ю. (2019) Оптимальное проектирование индуктора для поверхностной закалки цилиндрических заготовок на основе численной двумерной модели. Вестник Астраханского государственного технического университета. Серия: Управление, вычислительная техника и информатика, 1, сс. 40–50.

- Кучерявая И.Н. (2015) Применение мультифизического моделирования в решении задач электротехники. Праці ІЕД НАНУ, 42, 112–122.
- 8. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. (2006) *Теория поля. Теоретическая физика.* Том II. Москва, Физматлит.
- 9. Чиркин В.С. (1959) *Теплофизические свойства материа*лов. Москва, Физматлит.
- Prokofiev, O.S., Gubatyuk, R.S., Pismennyi, O.S. et al. (2020) Development of inductors for bulk and surface heat treatment of welded butt joints of railway rails. *The Paton Welding J.*, 5, 41–48. doi: 10.37434/tpwj2020.05.07
- 11. Prokof'iev, O., Gubatyuk, R., Rymar, S. et al. (2020) Inductor for Uniform Bulk Heat Treatment of Welded Butt Joints of Railway Rails. *Solid State Phenomena*, 313, 72–81.
- Письменний О.С., Пантелеймонов Є.О., Римар С.В., Губатюк Р.С. (2016) Індукційний пристрій для термічної обробки зварних стиків залізничних рейок. Пат. на кор. модель № UA 116086 U Україна, МПК (2006.01) C21D 1/10. (Україна (UA)); ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA). № u201611055; Заявл. 03.11.2016; Опубл. 10.05.2017.
- Пантелеймонов Є.О., Губатюк Р.С. (2016) Пат. на кор. модель № UA 109123 U Україна, МПК С21D 1/10. Індукційний пристрій для термічної обробки зварних стиків залізничних рейок. Україна (UA); ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України (UA). № u201601958; Заявл. 29.02.2016; Опубл. 10.08.2016.

References

- 1. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Krivenko, V.G., Didkovsky, A.V. et al. (2012) Technology and new generation of equipment for flash butt welding of advanced high-strength rails for construction and reconstruction of high-speed railway lines. *The Paton Welding J.*, **6**, 22-26.
- Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, A.V., Shvets, V.I. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails of nowadays production. *Ibid.*, 5-6, 4-12. DOI: https://doi.org/10.15407/ tpwj2016.06.01
- Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of high-strength railway rails (Review). *Ibid.*, 2, 41–48. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.07
- 4. Rudnev, V., Loveless, D., Cook, R., Black, M. (2003) Handbook of Induction Heating. Marcel Dekker Inc., New York, USA.
- 5. Panteleymonov, E.A. (2018) On the problem of heat treatment of welded joints of railway rails. *The Paton Welding J.*, **3**, 36-39. DOI: https://doi.org/10.15407/tpwj2018.03.08
- Pleshivtseva, Yu.E., Popov, A.V., Popova, M.A., Derevyanov, M.Yu. (2019) Optimal design of inductor for surface hardening of cylindrical billets on the base of numerical 2D model. Vestnik Astrakh. GTU. Seriya: Upravlenie, *Vychislitelnaya Tekhnika i Informatika*, 1, 40–50 [in Russian].
- Kucheryavaya, I.N. (2015) Application of multiphysical modeling in solution of problems of electrical engineering. *Pratsi IED NANU*, 42, 112–122 [in Russian].
- 8. Landau, L.D., Lifshits, E.M. (2006) *Field theory. Theoretical physics*. Vol. 2. Moscow, Fizmatlit [in Russian].
- 9. Chirkin, V.S. (1959) *Thermophysical properties of materials*. Moscow, Fizmatlit [in Russian].
- Prokofiev, O.S., Gubatyuk, R.S., Pismennyi, O.S. et al. (2020) Development of inductors for bulk and surface heat treatment of welded butt joints of railway rails. *The Paton Welding J.*, 5, 41–48. DOI: https://doi.org/10.37434/tpwj2020.05.07
- 11. Prokof'iev, O., Gubatyuk, R., Rymar, S. et al. (2020) Inductor for uniform bulk heat treatment of welded butt joints of railway rails. *Solid State Phenomena*, 313, 72–81.
- Pysmennyi, O.S., Panteleimonov, E.O., Rymar, S.V., Gubatiuk, R.S. (2016) *Induction device for heat treatment of* welded joints of railway rails. Pat. Ukraine on utility model UA 116086 U, Int. Cl. (2006.01) C21D 1/10. Fill. 03.11.2016; Publ. 10.05.2017 [in Ukrainian].
- Panteleimonov, E.O., Gubatiuk, R.S. (2016) Induction device for heat treatment of welded joints of railway rails. Pat. Ukraine on utility model. UA 109123 U, Int. Cl. C21D 1/10. Fill. 29.02.2016; Publ. 10.08.2016 [in Ukrainian].

48

SIMULATION OF ELECTROMAGNETIC AND THERMAL FIELDS IN THE PROCESS OF INDUCTION HEATING ON SMALL SPECIMENS WITH THE PRESENCE OF WELDED JOINT OF HIGH-STRENGTH RAILWAY RAILS

R.S. Hubatyuk, S.V. Rymar, O.S. Prokofiev, V.A. Kostin, O.V. Didkovsky, O.F. Muzhychenko

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

Selection of heating mode, which provides an optimal combination of technological parameters to obtain the necessary structural and phase transformations of welded butt of high-strength railway rails, which is subjected to heat treatment, is a complex process that requires carrying out a large number of experiments with a significant consumption of time, labor, power and financial resources. To solve this type of problem, it is rational to use methods of mathematical and physical modeling, which are based on the use of mathematical models, numerical calculation methods and experimental data of physical modeling in determining key parameters of heat treatment process. For this purpose, based on the theory of similarity, a mathematical model of the process of heat treatment of small specimens was proposed, taking into account the interrelated properties and physical phenomena with the original study. A simplified model of the specimen is considered, on which the transition to specification of the heat treatment modes of the real welded butt of high-strength railway rails is carried out. This approach makes it possible to significantly reduce resources in determining the optimal heating modes of products made of high-strength carbon steels, including butt welded joints of railway rails. 13 Ref., 5 Fig.

Key words: induction heating, heat treatment, weld of railway rails, mathematical modeling, physical modeling, small specimens.

Надійшла до редакції 14.12.2020



МІЖНАРОДНИЙ НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ ЦЕНТР ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ТА СЕРТИФІКАЦІЇ «ПАТОНСЕРТ»

Товариство з обмеженою відповідальністю «Міжнародний науково-технічний центр забезпечення якості та сертифікації «ПАТОНСЕРТ» (ТОВ МНТЦ «ПАТОНСЕРТ») створено в 1994 р. спільним рішенням НТК «Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України», Товариства зварників України, Асоціацій зварників Грузії і Казахстану та Інституту зварювання та захисних покриттів (Білорусь) з метою підвищення якості та конкурентоспроможності продукції зварювальних виробництв на основі впровадження і сертифікації систем забезпечення якості.

Основні напрямки діяльності центру:

 – розроблення правил і процедур проведення оцінки та сертифікації зварювальних виробництв;

 надання консультаційних послуг підприємствам зварювального виробництва при впровадженні систем забезпечення якості зварювання;

 проведення спільних з міжнародними центрами сертифікаційних випробувань;

 сертифікація зварювальних виробництв відповідно до вимог національних та міжнародних стандартів; надання послуг з розробки технологічних інструкцій зі зварювання (WPS);

- атестація технологій зварювання.

ТОВ МНТЦ «ПАТОНСЕРТ» акредитовано з 2006 р. Міжнародним інститутом зварювання та Європейською зварювальною федерацією (міжнародна система сертифікації IIW/EWF) на проведення оцінки та сертифікацію зварювальних виробництв, атестацію технологій зварювання на відповідність європейських та міжнародних стандартів серії EN ISO 3834.

Сертифікація зварювального виробництва згідно EN ISO 3834 застосовується, коли потрібно підтвердження здатності виробника виготовляти зварні конструкції, якість яких цілком задовольняє регламентованим вимогам.

Визначальним фактором підтвердження відповідності регламентованих вимог є атестаційні випробування технологій зварювання відповідно з вимогами стандарту EN ISO 15614 та оформлення Протоколу підтвердження технології зварювання (WPQR).

Партнерами ТОВ МНТЦ «ПАТОНСЕРТ» є більш як 30 підприємств України та європейських країн. Зокрема, сертифікати ТОВ МНТЦ «ПАТОНСЕРТ» отримали такі підприємства, як: ВАТ «ТУРБОАТОМ», ПАТ «Крюківський вагонобудівний завод», ПАТ «Запоріжкран», ПрАТ «Краматорський завод важкого станкобудування», ТОВ «ОРІОН.ГРУП», ТОВ «МАDESTA» (Латвія).



МАТЕМАТИЧНІ МОДЕЛІ ЗАЛЕЖНОСТІ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ВІД ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЕШЗ

С.В. Єгорова, О.В. Махненко, Г.Ю. Саприкіна, Д.П. Синєок

IE3 ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянута можливість побудови математичних моделей залежності механічних властивостей кремній-марганцевих сталей, що мають високу стійкість до крихкого руйнування в зоні термічного впливу, призначених для електрошлакового зварювання, а також ділянки перегріву в залежності від хімічного складу. Дані стосовно механічних властивостей цих сталей були отримані в результаті дослідження впливу додаткового легування (мікролегування) кремній-марганцевої сталі марганцем, хромом, ванадієм, бором, церієм, цирконієм на стійкість до перегріву при електрошлаковому зварюванні. Для побудови математичних моделей було використано метод множинної лінійної регресії. Побудовано математичні моделі для комплексу механічних властивостей основного металу: ударна в'язкість для температур (+20, -40, -60, -70 °C), межа плинності, межа міцності, відносне подовження і відносне звуження. Для ділянки перегріву при електрошлаковому зварюванні побудовані математичні моделі для ударної в'язкості (*KCU* і *KCV*) для температур: +20, -60, -70 °C. Проведена первинна валідація побудованих моделей. Бібліогр. 9, табл. 12, рис. 2.

Ключові слова: кремній-марганцеві сталі, хімічний склад, мікролегування, механічні властивості, математичні моделі, електрошлакове зварювання

В результаті проведення в IE3 ім. Є.О. Патона НАН України досліджень про вплив хімічного складу на механічні властивості кремній-марганцевих сталей, виплавлених методом індукційного переплаву, призначених для електрошлакового зварювання (ЕШЗ), які мають високу стійкість до крихкого руйнування [1], була отримана експериментальна інформація про хімічний склад і механічні властивості основного матеріалу (табл. 1, 2) та ділянки перегріву (ЗТВ) (табл. 3) для 55 дослідних плавок низьколегованих сталей. З використанням цієї інформації побудовані математичні моделі для прогнозування механічних властивостей основного металу і металу зони перегріву при ЕШЗ в залежності від хімічного складу сталей. Отримані моделі можуть знайти ефективне застосування при розробці нових кремній-марганцевих сталей для визначення оптимального легування з метою отримання заданих механічних властивостей і необхідного рівня стійкості до крихкого руйнування в ЗТВ зварних з'єднань, виконаних із застосуванням ЕШЗ.

Загальні відомості стосовно побудови регресійних моделей. Для побудови математичних моделей за наявними експериментальними даними щодо механічних властивостей і хімічного складу дослідних сталей застосовувався метод множинної лінійної регресії, призначений для моделювання залежності між однією залежною змінною і декількома незалежними змінними [2, 3]. Такий зв'язок теоретично може бути описаний лінійною залежністю виду:

$$Y = b_1 x_1 + b_2 x_2 + \ldots + b_k x_k + U_k$$

де Y – залежна змінна – регресант; U – випадкова складова моделі; x_k – незалежні змінні – регресори.

Коефіцієнти моделі множинної лінійної регресії знаходять за допомогою методу найменших квадратів.

Метод найменших квадратів [4] дозволяє знайти такі значення коефіцієнтів, для яких сума квадратів відхилень буде мінімальною. Для визначення коефіцієнтів розв'язується система нормальних рівнянь:

$$nb_0 + b_1 \sum x_1 + \dots + b_p \sum x_p = \sum y$$

$$b_0 \sum x_1 + b_1 \sum x_1^2 + \dots + b_p \sum x_1 + x_p = \sum x_1 y$$

$$\dots \qquad \dots \qquad \dots$$

$$b_0 \sum x_p + b_1 \sum x_1 + \dots + b_p \sum x_p + x_p = \sum x_p y.$$

Розв'язок системи можна отримати, наприклад, методом Крамера:

$$b_0 = \frac{\Delta b_0}{\Delta}, \quad b_1 = \frac{\Delta b_1}{\Delta}, \dots, \ b_p = \frac{\Delta b_p}{\Delta}$$

Визначник системи записується наступним чином:

$$\Delta = \begin{vmatrix} n & \sum x_1 & \sum x_p \\ \sum x_1 & \sum x_1^2 & \sum x_1 x_p \\ \sum x_p & x_1 x_p & x_p x_p \end{vmatrix}.$$

Дані спостережень та коефіцієнти рівняння множинної регресії можна подати у вигляді наступних матриць:

Махненко О.В. – https://orcid.org/0000-0002-8583-016, Саприкіна Г.Ю. – https://orcid.org/0000-0003-1534-7253 © С.В. Єгорова, О.В. Махненко, Г.Ю. Саприкіна, 2021

50

Габлиця 1. Хімічний	склад	дослідних	сталей,	мас.	%
---------------------	-------	-----------	---------	------	---

Номер п/п	Система легу- вання	Номер експери- ментальної плавки	С	Mn	Si	S	Р	Cr	Ni	V	Al	Ce	В	Zr
1	Mn-Si-Al	20	0,069	1,550	0,530	0,031	0,012	0,150	0,630	-	0,100	0,050	-	-
2	Mn-Si-Ce-Al	25	0,065	1,550	0,770	0,021	0,012	0,200	0,100	-	0,130	0,033	-	-
3	Mn-Si-Al-B	26	0,060	1,350	0,600	0,024	0,012	0,160	0,300	-	0,200	-	0,006	-
4	Mn-Si-Al-B	33	0,091	1,580	0,650	0,021	0,013	0,170	0,140	-	0,330	-	0,005	-
5	Mn-Si-Al	37	0,038	2,350	0,320	0,028	0,040	-	-	-	0,200	-	-	-
6	Mn-Si-Ce-Al	38	0,065	2,300	0,190	0,018	0,012	0,290	0,200	-	0,067	0,075	-	-
7	Mn-Si-Al- Ce-B	82	0,120	2,700	0,500	-	-	-	-	-	0,100	0,065	0,008	-
8	Mn-Si-Ce-Al- Cr-Ni	99	0,080	0,315	-	-	1,000	1,100	-	0,110	0,290	-	-	-
9	Mn-Si-Al- Ce-B	100	0,062	1,860	0,280	0,021	0,012	0,450	0,350	-	0,110	0,029	0,005	-
10	Mn-Si-Al-Ce- Zr-B	133	0,053	2,300	0,520	0,017	0,009	0,080	0,100	-	0,185	0,024	0,004	0,017
11	Mn-Si-Ce-Al- Zr-V-P-Cr	152	0,076	1,260	0,038	0,068	0,009	1,450	0,320	0,035	0,070	0,069	0,003	0,015
12	Mn-Si-Al-Ce- Zr-B-V	153	0,082	1,950	0,580	0,012	0,110	0,320	0,185	0,275	0,160	0,140	0,022	0,200
13	Mn-Si-Al-Ce- Zr-B	156	0,069	2,400	0,550	0,018	0,009	0,060	0,180	-	0,240	0,093	0,003	0,040
14	Mn-Si-Ce-Al- Zr-V-P-Cr	157	0,056	1,600	0,400	0,002	0,009	1,400	0,130	0,032	0,100	0,064	0,004	0,035
15	Mn-Si-Al-Ce- Zr-B-V	163	0,072	1,500	0,500	0,020	0,012	0,080	0,180	0,210	0,140	0,004	0,003	0,075
16	Mn-Si-Al- Ce-Zr	164	0,058	2,400	0,550	0,083	0,015	0,090	0,165	-	0,125	0,100	-	0,086
17	Mn-Si-Al-Ce- B-V	165	0,058	2,500	0,560	0,020	0,013	0,095	0,110	0,200	0,089	0,090	0,005	-
18	Mn-Si-Al-Ce- Zr-B-V	167	0,073	2,350	0,820	0,019	0,018	0,083	0,100	0,130	0,190	0,090	0,004	0,100
19	Mn-Si-Ce-Al- Zr-B-Cr	177	0,068	2,250	0,630	0,014	0,011	2,850	0,100	-	0,220	0,100	0,003	0,045
20	Mn-Si-Ce-Al- Zr-V-P-Cr	203	0,051	1,600	0,050	0,018	0,011	1,500	0,100	0,022	0,110	0,066	0,004	0,020
21	Mn-Si-Ce- Al-Cr	205	0,080	1,280	0,690	0,015	0,010	2,700	0,100	-	0,290	0,072	-	-
22	Mn-Si-Ai- Ce-B	206	0,045	1,280	0,210	0,008	0,013	0,500	-	-	0,038	0,040	0,003	-
23	Mn-Si-Al-Ce- B-V	207	0,052	1,600	0,820	0,016	0,013	0,190	-	0,210	0,075	0,110	0,006	-
24	Mn-Si	410	0,120	1,900	0,380	-	-	-	-	-	-	-	-	-
25	Mn-Si	411	0,130	1,180	0,140	-	-	-	-	-	-	-	-	-
26	Mn-Si	412	0,100	1,400	0,430	-	-	-	-	-	-	-	-	-
27	Mn-Si	413	0,120	2,600	0,570	-	-	-	-	-	-	-	-	-
28	Mn-Si-Al- Ce-V	432	0,080	1,300	0,440	-	-	-	0,100	0,200	0,100	0,160	-	-
29	Mn-Si-Ce-Al- Zr-Cr	433	0,085	1,400	0,800	-	-	2,200	-	-	0,065	0,018	-	0,060
30	Mn-Si-Ce-Al- V-Cr	434	0,085	1,350	0,650	-	-	2,400	0,075	0,051	0,045	0,040	-	-
31	Mn-Si-Ce-Al- Zr-B-Cr	435	0,080	1,420	0,680	-	-	2,350	0,080	-	0,150	0,130	0,004	0,023
32	Mn-Si-Ce-Al- Zr-V-P-Cr	436	0,080	2,100	0,550	-	-	2,600	0,070	0,010	0,185	0,075	0,008	0,020
33	Mn-Si-Ce-Al- Zr-V-B-Cr	437	0,083	2,000	0,490	-	-	2,300	0,070	0,190	0,110	0,085	0,006	-

MMITWRP - 2020

Продовження. Таблиця 1.

Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr	438	0,115	2,500	0,670	-	-	2,900	0,100	0,275	0,115	0,080	-	0,040
Mn-Si-Al-Ce-V	458	0,080	1,100	0,220	-	-	0,450	0,085	0,010	0,160	0,035	-	-
Mn-Si-Al-Ce- Zr-V	459	0,090	2,350	0,760	-	-	0,080	0,140	0,050	0,087	0,150	-	0,017
Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr	460	0,070	1,700	0,600	-	-	2,600	0,130	0,155	0,095	0,300	-	0,030
Mn-Si-Ce-Al- Zr-Cr	505	0,075	1,850	0,770	-	-	1,720	0,170	-	0,130	0,200	-	0,030
Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr	506	0,080	1,900	0,490	-	-	1,750	-	0,180	0,080	0,110	-	0,010
Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr	507	0,100	1,850	0,680	-	-	1,400	-	0,032	0,070	0,080	0,004	-
Mn-Si-Ce-Al-Mo	530	0,050	1,900	0,030	0,030	0,011	0,044	0,070	-	0,068	0,060	-	-
Mn-Si-Ce-Al	531	0,065	2,050	0,600	0,014	0,015	0,053	0,110	-	0,063	0,085	-	-
Mn-Si	597	0,200	1,100	0,240	-	-	0,140	-	-	-	-	-	-
Mn-Si	598	0,190	1,000	0,120	-	-	0,160	-	-	-	-	-	-
Mn-Si-Ce-Al-Cr	718	0,090	2,300	0,450	-	-	1,100	-	-	0,040	-	-	-
Mn-Si-Ce-Al-Cr	727	0,080	1,200	0,500	-	-	0,650	0,120	-	0,085	-	-	-
Mn-Si-Ce-B	728	0,080	2,050	0,600	-	-	0,240	0,090	-	0,042	0,009	0,005	-
Mn-Si-Ce-Al-Cr	881	0,063	1,600	0,630	-	-	0,440	0,190	-	0,048	-	-	-
Mn-Si-Ce-B	882	0,080	1,750	0,640	-	-	0,160	0,100	-	0,033	0,029	0,006	-
Mn-Si-Ce-Al	883	0,065	1,650	0,680	-	-	0,100	0,165	-	0,050	0,085	-	-
Mn-Si-Ce-B	894	0,075	1,600	0,650	-	-	0,165	0,145	-	0,032	0,040	0,005	-
Mn-Si-Ce-Al	895	0,089	2,250	0,250	-	-	0,080	-	-	0,034	-	-	-
Mn-Si-Ce-B	896	0,070	1,230	0,540	-	-	0,040	-	-	0,010	0,046	0,003	-
Mn-Si-Ce	127-2	0,120	2,800	0,300	-	-	-	-	-	-	0,060	-	-
	Mn-Si-Ce-Al-ZrMn-Si-Al-Ce-ZMn-Si-Al-Ce-ZZr-VMn-Si-Ce-Al-ZrV-CrMn-Si-Ce-Al-Zr-CrMn-Si-Ce-Al-Zr-CrMn-Si-Ce-Al-ZrV-CrMn-Si-Ce-Al-ZrMn-Si-Ce-Al-MoMn-Si-Ce-Al-MoMn-Si-Ce-Al-MoMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-Al-CrMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-AlMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-BMn-Si-Ce-B	Mn-Si-Ce-Al-Zr V-Cr438Mn-Si-Al-Ce-V459Mn-Si-Al-Ce-Z459Mn-Si-Ce-Al-Zr 460Mn-Si-Ce-Al-Zr-Cr505Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr506Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr507Mn-Si-Ce-Al-Al-Zr-V-Cr531Mn-Si-Ce-Al-Al-Xr 531Mn-Si-Ce-Al-Mo531Mn-Si-Ce-Al-Mo531Mn-Si-Ce-Al-Mo598Mn-Si-Ce-Al-Mo598Mn-Si-Ce-Al-Cr718Mn-Si-Ce-Al-Cr727Mn-Si-Ce-Al-Cr881Mn-Si-Ce-Al-Cr881Mn-Si-Ce-Al-Cr882Mn-Si-Ce-Al-Cr883Mn-Si-Ce-Al-Cr883Mn-Si-Ce-Al-Cr881Mn-Si-Ce-Al894Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895Mn-Si-Ce-Al895	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 Mn-Si-Al-Ce-Zr-V 459 0,090 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 507 0,100 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,100 Mn-Si-Ce-Al-M 531 0,065 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 511 0,065 Mn-Si-Ce-Al-M 531 0,065 Mn-Si-Ce-Al-I 597 0,200 Mn-Si-Ce-Al-Cr 718 0,090 Mn-Si-Ce-Al-Cr 727 0,080 Mn-Si-Ce-Al-Cr 727 0,080 Mn-Si-Ce-Al-Cr 881 0,065 Mn-Si-Ce-Al-Cr 881 0,065 Mn-Si-Ce-Al-Cr 881 0,065 Mn-Si-Ce-Al 881 0,065 Mn-Si-Ce-Al 881 0,065 Mn-Si-Ce-Al 884 0,075	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 458 0,080 1,100 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 459 0,090 2,350 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 1,700 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 507 0,100 1,850 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,065 2,050 Mn-Si-Ce-Al-I 531 0,065 2,050 Mn-Si-Ce-Al-I 531 0,065 2,050 Mn-Si-Ce-Al-I 597 0,200 1,100 Mn-Si-Ce-Al-I 597 0,200 1,000 Mn-Si-Ce-Al-Cr 718 0,065 2,300 Mn-Si-Ce-Al-Cr 727 0,080 1,200 Mn-Si-Ce-Al-Cr 727 0,080 1,600 Mn-Si-Ce-Al-Cr 881 0,065 1,650 Mn-Si-Ce-Al 883 0,065 1,650	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 Mn-Si-Al-Ce-V 459 0,090 2,350 0,760 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 459 0,070 1,700 0,600 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 507 0,100 1,850 0,680 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,600 Mn-Si-Ce-Al-IZr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,600 Mn-Si-Ce-Al-IZr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,600 Mn-Si-Ce-Al-IZr 507 0,200 1,000 0,210 Mn-Si 597 0,200 1,000 0,240 Mn-Si 598 0,190 2,300 0,450 Mn-Si-Ce-Al-Cr 718 0,080 2,050 0,600 Mn-Si-Ce-Al-Cr<	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 - Mn-Si-Al-Ce-Zr- Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 - Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 - Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - Mn-Si-Ce-Al-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - Mn-Si-Ce-Al-Cr 531 0,065 2,050 0,600 0,014 Mn-Si 598 0,190 1,000 0,120 - Mn-Si-Ce-Al-Cr 718 0,090 2,300 0,450 - Mn-Si-Ce-Al-Cr 727 0,080	Mn-Si-Ce-Al-Zr V-Cr4380,1152,5000,670Mn-Si-Al-Ce-V4580,0801,1000,220Mn-Si-Al-Ce- Zr-V4590,0902,3500,760Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4600,0701,7000,600Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5050,0751,8500,770Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5060,0801,9000,490Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5070,1001,8500,680Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr5070,1001,8500,680Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr5070,1001,9000,0300,011Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr5070,1001,9000,0300,011Mn-Si-Ce-Al-Mo5300,0501,9000,0300,011Mn-Si-Ce-Al-Mo5310,0652,0500,6000,0140,015Mn-Si-Ce-Al-Cr7180,0902,3000,4501Mn-Si-Ce-Al-Cr7270,0801,2000,5001Mn-Si-Ce-Al-Cr7280,0801,6000,6301Mn-Si-Ce-Al-Cr7280,0801,6000,6401Mn-Si-Ce-Al-Cr8810,0651,6500,6401Mn-Si-Ce-Al-Cr8820,0801,6500,6401Mn-Si-Ce-Al-Cr883	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 2,900 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 0,450 Mn-Si-Al-Ce-Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 0,080 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 2,600 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 2,600 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 1,720 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 507 0,100 1,850 0,680 1,750 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 507 0,100 1,850 0,680 0,011 0,044 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Gr 507 0,010 1,850 0,600 0,014 0,015 0,503 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V 507 0,020 1,100 0,240 0,140 Mn-Si-Ce-Al-Cr 718 0,065 2,650 0,60	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4380,1152,5000,6702,9000,100Mn-Si-Al-Ce-V4580,0801,1000,2200,4500,085Mn-Si-Al-Ce-Zr-V4590,0902,3500,7600,0800,140Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr4600,0701,7000,6002,6000,130Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr5050,0751,8500,7701,720,170Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr5060,0801,9000,4901,7201,7200,170Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr5070,1001,8500,6801,7400,70Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr5070,1001,8500,6801,400Mn-Si-Ce-Al-Xr-V-Gr5070,1001,8500,6800,0110,0440,070Mn-Si-Ce-Al-Mo5300,0501,9000,0300,0110,0440,070Mn-Si-Ce-Al-Mo5310,0652,0500,6000,0140,0150,0500,110Mn-Si-Ce-Al-Cr7180,0902,3000,4500,160Mn-Si-Ce-Al-Cr7270,0801,2000,5000,2400,900Mn-Si-Ce-Al-Cr7270,0801,2000,5000,4000,101Mn-Si-Ce-Al-Cr7270,0801,2000,5000,4000,	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - 2,900 0,100 0,275 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 458 0,080 1,100 0,220 - - 0,450 0,085 0,100 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - - 0,800 0,140 0,050 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - - 2,600 0,130 0,155 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 - - 1,720 0,170 0,180 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 - - 1,400 0,010 0,302 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - - 1,400 0,000 0,012 Mn-Si-Ce-Al-Mo 531 0,065 1,000 0,014 0,015 0,050 1,010 0,100 1,100 0,100 1,100 <td>Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - 2,900 0,100 0,275 0,115 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 - - 0,450 0,085 0,010 0,100 0,100 Mn-Si-Al-Ce-Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - 0,080 0,140 0,050 0,087 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - 1,720 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,180 0,080 0,070 1,720 0,170 0,170 0,130 0,170</td> <td>Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - 2,900 0,100 0,275 0,115 0,080 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 - - 0,450 0,085 0,010 0,100 0,035 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - 0,800 0,140 0,050 0,087 0,150 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - 1,720 0,170 0,100 0,300 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 - 1,720 0,170 0,180 0,200 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 - 1,750 0,180 0,080 0,110 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - 1,400 0,012 0,013 0,110 0,40 0,110 0,40 0,600 0,110 0,416 0,416 <</td> <td>Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4380,1152,5000,670$\cdot$$\cdot$2,9000,1000,2750,1150,080\cdotMn-Si-Al-Ce-4580,0801,1000,220$\cdot$$\cdot$0,4500,0850,0100,1600,035\cdotMn-Si-Al-Ce-4590,0902,3500,760$\cdot$$\cdot$0,6800,1400,5500,0870,150\cdotMn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4600,0751,8500,770$\cdot$$\cdot$$2,600$0,1300,1550,0950,300$\cdot$Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5050,0751,8500,770$\cdot$$1,720$0,170$\cdot$0,1800,0800,100$\cdot$Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5070,1001,8500,680\cdot1,400\cdot0,1800,0800,101\cdotMn-Si-Ce-Al-Zr- V-Gr5070,1001,8500,680\cdot1,400\cdot0,1300,0800,010\cdotMn-Si-Ce-Al-Zr- V-Br5070,1001,8500,680\cdot1,400\cdot0,0320,0700,080\cdotMn-Si-Ce-Al-Zr- V-Br5070,1001,8500,6800,0110,0440,070$-$0,0320,070\cdot0,080$\cdot$$\cdot$$\cdot$0,0320,0700,0800,0140,0100,010\cdot0,0630,010\cdot0,010\cdot0,080$\cdot$$\cdot$</td>	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - 2,900 0,100 0,275 0,115 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 - - 0,450 0,085 0,010 0,100 0,100 Mn-Si-Al-Ce-Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - 0,080 0,140 0,050 0,087 Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - 1,720 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,170 0,180 0,080 0,070 1,720 0,170 0,170 0,130 0,170	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 438 0,115 2,500 0,670 - 2,900 0,100 0,275 0,115 0,080 Mn-Si-Al-Ce-V 458 0,080 1,100 0,220 - - 0,450 0,085 0,010 0,100 0,035 Mn-Si-Al-Ce- Zr-V 459 0,090 2,350 0,760 - 0,800 0,140 0,050 0,087 0,150 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 460 0,070 1,700 0,600 - 1,720 0,170 0,100 0,300 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 505 0,075 1,850 0,770 - 1,720 0,170 0,180 0,200 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr 506 0,080 1,900 0,490 - 1,750 0,180 0,080 0,110 Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-B-Cr 507 0,100 1,850 0,680 - 1,400 0,012 0,013 0,110 0,40 0,110 0,40 0,600 0,110 0,416 0,416 <	Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4380,1152,5000,670 \cdot \cdot 2,9000,1000,2750,1150,080 \cdot Mn-Si-Al-Ce-4580,0801,1000,220 \cdot \cdot 0,4500,0850,0100,1600,035 \cdot Mn-Si-Al-Ce-4590,0902,3500,760 \cdot \cdot 0,6800,1400,5500,0870,150 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr4600,0751,8500,770 \cdot \cdot $2,600$ 0,1300,1550,0950,300 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5050,0751,8500,770 \cdot $1,720$ 0,170 \cdot 0,1800,0800,100 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Cr5070,1001,8500,680 $ \cdot$ 1,400 \cdot 0,1800,0800,101 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Gr5070,1001,8500,680 $ \cdot$ 1,400 \cdot 0,1300,0800,010 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Br5070,1001,8500,680 $ \cdot$ 1,400 \cdot 0,0320,0700,080 \cdot Mn-Si-Ce-Al-Zr- V-Br5070,1001,8500,6800,0110,0440,070 $-$ 0,0320,070 \cdot 0,080 \cdot \cdot \cdot 0,0320,0700,0800,0140,0100,010 $ \cdot$ 0,0630,010 \cdot 0,010 \cdot 0,080 \cdot \cdot

Таблиця 2. Механічні властивості дослідних сталей (основний метал)

Номер	Система перурания	Номер	σ MПа	о МПа	8 %	د ¢ ∞	Удар	на в'язкіст	ъ (КСU), Д	ж/см ²
п/п	Спетема легувания	плавки	^o _T , wina	$O_{\rm B}$, with	0, 70	0 , رح	+20 °C	-40 °C	−60 °C	−70 °C
1	Mn-Si-Al	20	314	444	32,8	65,4	131,5	92,5	89,0	73,5
2	Mn-Si-Ce-Al	25	298	434	34,5	75,0	35,0	343,0	298,0	270,5
3	Mn-Si-Al-B	26	302	447	27,8	75,1	-	44,0	31,0	-
4	Mn-Si-Al-B	33	258	404	36,6	75,0	172,0	130,0	114,5	90,0
5	Mn-Si-Al	37	258	430	39,3	60,9	116,0	37,0	47,5	53,5
6	Mn-Si-Ce-Al	38	270	411	38,5	78,2	236,0	147,0	159,5	140,5
7	Mn-Si-Al-Ce-B	82	441	561	27,3	71,6	-	132,5	125,0	116,0
8	Mn-Si-Ce-Al-Cr-Ni	99	413	523	30,0	71,5	237,0	147,5	121,5	117,0
9	Mn-Si-Al-Ce-B	100	284	410	36,2	79,0	225,5	116,0	156,0	75,0
10	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B	133	378	498	31,8	78,2	298,0	184,5	211,5	208,5
11	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	152	488	616	24,2	66,0	220,0	192,0	70,0	11,0
12	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	153	760	820	18,6	55,6	-	-	5,5	6,5
13	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B	156	417	544	31,3	73,3	150,0	72,0	-	147,0
14	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	157	394	484	28,5	66,9	-	196,0	8,0	7,0
15	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	163	378	519	26,9	75,0	202,0	8,0	4,5	4,5
16	Mn-Si-Al-Ce-Zr	164	503	592	18,8	51,0	68,0	9,5	6,0	6,0
17	Mn-Si-Al-Ce-B-V	165	419	535	24,2	66,0	75,0	14,5	-	9,0
18	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	167	407	566	-	-	-	16,0	6,0	-
19	Mn-Si-Ce-Al-Zr-B-Cr	177	399	517	18,8	66,0	-	6,0	4,5	-
20	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	203	259	394	-	-	212,0	189,5	167,0	43,0

Продовження. Таблиця 2.

P 0/10	actination and at									
21	Mn-Si-Ce-Al-Cr	205	389	495	27,2	75,0	97,5	29,0	10,5	6,0
22	Mn-Si-Ai-Ce-B	206	268	415	36,5	73,5	246,7	97,0	8,0	5,5
23	Mn-Si-Al-Ce-B-V	207	340	478	32,9	75,0	218,5	112,5	73,5	5,5
24	Mn-Si	410	380	516	32,0	70,8	350,5	196,5	105,0	-
25	Mn-Si	411	303	460	30,8	69,5	197,5	15,0	6,500	-
26	Mn-Si	412	336	432	28,8	70,7	353,0	-	179,5	10,5
27	Mn-Si	413	403	536	28,5	72,1	214,5	-	144,0	162,0
28	Mn-Si-Al-Ce-V	432	293	447	34,2	77,4	325,0	256,0	244,0	252,5
29	Mn-Si-Ce-Al-Zr-Cr	433	376	570	30,0	70,2	-	58,5	7,5	-
30	Mn-Si-Ce-Al-V-Cr	434	424	590	28,5	70,2	121,0	25,0	-	-
31	Mn-Si-Ce-Al-Zr-B-Cr	435	304	425	24,7	44,9	250,0	119,0	2,5	-
32	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	436	633	690	20,0	67,5	63,5	7,0	-	-
33	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-B-Cr	437	507	625	23,8	75,0	5,0	3,5	-	-
34	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	438	607	714	21,1	66,0	5,5	4,0	-	-
35	Mn-Si-Al-Ce-V	458	602	684	22,8	70,7	3,0	3,0	-	-
36	Mn-Si-Al-Ce-Zr-V	459	455	572	21, 5	62,7	75,0	32,0	-	-
37	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	460	454	577	27,2	70,5	141,0	15,0	-	-
38	Mn-Si-Ce-Al-Zr-Cr	505	752	669	12,8	37,2	58,5	29,5	-	-
39	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	506	735	832	18,5	-	34,0	7,0	-	-
40	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-B-Cr	507	401	575	29,5	75,0	75,0	44,5	-	-
41	Mn-Si-Ce-Al-Mo	530	298	443	33,7	77,5	350,0	324,0	-	254,0
42	Mn-Si-Ce-Al	531	323	500	34,9	75,0	295,5	243,0	-	200,0
43	Mn-Si	597	400	487	31,0	68,5	136,0	-	-	-
44	Mn-Si	598	390	492	31,0	38,5	142,5	-	-	-
45	Mn-Si-Ce-Al-Cr	718	386	561	26,2	73,3	-	142,5	126,0	108,5
46	Mn-Si-Ce-Al-Cr	727	245	406	39,2	79,8	-	101,5	-	12,9
47	Mn-Si-Ce-B	728	288	431	36,8	80,5	-	188,2	183,3	33,2
48	Mn-Si-Ce-Al-Cr	881	318	469	-	-	-	274,0	-	224,5
49	Mn-Si-Ce-B	882	385	517	28,7	64,9	-	195,0	-	204,0
50	Mn-Si-Ce-Al	883	-	-	-	-	-	269,5	133,0	98,0
51	Mn-Si-Ce-B	894	318	493	30,7	68,9	-	297,5	-	184,5
52	Mn-Si-Ce-Al	895	319	491	30,3	66,0	-	223,0	-	191,0
53	Mn-Si-Ce-B	896	305	488	26,9	64,9	-	268,0	-	242,5
54	Mn-Si-Ce	127-2	500	637	25,0	69,8	-	131,0	100,0	108,5
53	Mn-Si-Ce-B	896	305	488	26,9	64,9	0,0	268,0	0,0	242,5
54	Mn-Si-Ce	127-2	500	637	25,0	69,8	0,0	131,0	100,0	108,5

Таблиця 3. Механічні властивості ділянки перегріву

Номер		Номер	Ударна в	язкість (<i>KCU</i>), Дж/см ²	Ударна в	'язкість (<i>KCV</i>), Дж/см ²
п/п	Система легування	плавки	+20 °C	-40 °C	−70 °C	+20 °C	-40 °C	−70 °C
1	Mn-Si-Al	20	-	-	142,0	53,5	11,0	-
2	Mn-Si-Ce-Al	25	165,5	-	-	206,0	118,5	41,0
3	Mn-Si-Al-B	26	183,0	-	99,0	-	-	90,5
4	Mn-Si-Al-B	33	191,5	-	-	111,0	73,5	17,5
5	Mn-Si-Al	37	134,5	-	-	81,0	52,5	29,5
6	Mn-Si-Ce-Al	38	187,5	-	-	56,5	66,0	22,5
7	Mn-Si-Al-Ce-B	82	-	121,0	-	108,5	108,5	68,5
8	Mn-Si-Ce-Al-Cr-Ni	99	-	-	-	128,0	116,5	109,5
9	Mn-Si-Al-Ce-B	100	106,5	-	83,5	62,5	66,0	32,5
10	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B	133	-	-	-	160,5	148,5	6,5
11	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	152	-	127,5	-	6,0	-	4,0
12	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	153	-	8,0	-	405,0	-	4,0
13	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B	156	-	167,0	-	5,0	-	5,5
14	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	157	-	19,5	-	5,0	-	4,0
15	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	163	-	6,0	-	-	-	4,0
16	Mn-Si-Al-Ce-Zr	164	-	5,0	-	4,5	-	4,0
17	Mn-Si-Al-Ce-B-V	165	-	63,5	-	-	14,5	-

T . C

2

продовя	кення. таолиця э.							
18	Mn-Si-Al-Ce-Zr-B-V	167	-	-	-	4,0	-	-
19	Mn-Si-Ce-Al-Zr-B-Cr	177	-	-	-	4,0	-	-
20	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	203	-	49,5	-	17,0	-	6,0
21	Mn-Si-Ce-Al-Cr	205	-	9,5	-	7,0	-	6,0
22	Mn-Si-Ai-Ce-B	206	-	-	-	104,5	7,5	7,0
23	Mn-Si-Al-Ce-B-V	207	-	-	-	7,5	-	4,0
24	Mn-Si	410	266,0	237,5	133,0	103,0	12,5	-
25	Mn-Si	411	172,5	100,5	72,5	-	-	-
26	Mn-Si	412	308,0	232,0	-	185,0	10,5	-
27	Mn-Si	413	152,0	66,5	56,0	35,0	-	-
28	Mn-Si-Al-Ce-V	432	18,5	3,5	-	4,5	-	-
29	Mn-Si-Ce-Al-Zr-Cr	433	82,0	4,5	-	4,5	-	-
30	Mn-Si-Ce-Al-V-Cr	434	28,5	6,0	-	5,0	-	-
31	Mn-Si-Ce-Al-Zr-B-Cr	435	36,0	5,5	-	3,5	-	-
32	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-P-Cr	436	53,5	13,0	-	15,0	-	-
33	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-B-Cr	437	28,0	5,0	-	5,0	-	-
34	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	438	2,0	3,5	-	3,0	-	-
35	Mn-Si-Al-Ce-V	458	5,0	5,0	-	3,0	-	-
36	Mn-Si-Al-Ce-Zr-V	459	26,5	4,5	-	7,0	-	-
37	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	460	11,0	3,0	-	4,0	-	-
38	Mn-Si-Ce-Al-Zr-Cr	505	3,0	3,0	-	3,5	-	-
39	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-Cr	506	13,0	4,5	-	9,5	-	-
40	Mn-Si-Ce-Al-Zr-V-B-Cr	507	-	46,0	-	20,5	-	-
41	Mn-Si-Ce-Al-Mo	530	-	-	-	216,5	171,0	103,5
42	Mn-Si-Ce-Al	531	-	-	149,0	170,0	46,0	9,5
43	Mn-Si	597	150,5	106,5	59,5	17,5	-	-
44	Mn-Si	598	157,5	72,5	67,0	25,0	-	-
45	Mn-Si-Ce-Al-Cr	718	-	-	-	108,5	73,5	60,0
46	Mn-Si-Ce-Al-Cr	727	-	-	-	-	11,5	16,5
47	Mn-Si-Ce-B	728	-	203,5	194,0	-	-	187,0
48	Mn-Si-Ce-Al-Cr	881	-	-	-	95,0	207,5	9,5
49	Mn-Si-Ce-B	882	-	-	-	156,0	-	143,5
50	Mn-Si-Ce-Al	883	-	-	201,5	105,0	6,0	-
51	Mn-Si-Ce-B	894	-	-	-	208,0	22,0	8,5
52	Mn-Si-Ce-Al	895	-	-	-	108,5	-	165,5
53	Mn-Si-Ce-B	896	-	-	-	103,5	52,0	76,5
54	Mn-Si-Ce	127-2	-	103,5	-	96,5	74,5	75,0

$$Y = \begin{pmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \dots \\ y_n \end{pmatrix}, X = \begin{pmatrix} 1 & x_{11} & x_{12} & x_{1m} \\ 1 & x_{21} & x_{22} & x_{2m} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ 1 & x_{n1} & x_{n2} & x_{nm} \end{pmatrix},$$
$$b = \begin{pmatrix} b_0 \\ b_1 \\ \dots \\ b_m \end{pmatrix}, e = \begin{pmatrix} e_1 \\ e_2 \\ \dots \\ e_n \end{pmatrix}.$$

Формула коефіцієнтів множинної лінійної регресії у матричному вигляді має наступний вигляд:

$$b = (X^T X)^{-1} X^T Y,$$

де X^{T} – матриця, що транспонується до матриці X; $(X^{T}X)^{-1}$ – матриця, обернена до матриці $X^{T}X$.

Розв'язуючи це рівняння, отримаємо матрицю-стовпчик *b*, елементи котрої і є коефіцієнтами рівняння множинної лінійної регресії.

Важливим показником якості побудованої моделі є коефіцієнт детермінації або величина достовірності апроксимації, яка визначає рівень точності прогнозу. Цей показник є статистичною мірою узгодженості, за допомогою якої можна визначити, наскільки рівняння регресії відповідає реальним даним.

Коефіцієнт детермінації R^2 – це квадрат коефіцієнта кореляції (коефіцієнта Пірсона) [5, 6]:

$$R = \frac{\sum (x_i - \overline{x})(y_i - \overline{y})}{\sqrt{\sum (x_i - \overline{x})^2 \sum (y_i - \overline{y})^2}},$$

де x_i – значення змінної X; y_i – значення змінної Y; \overline{x} – середнє арифметичне для змінної X; \overline{y} – середнє арифметичне для змінної Y.

Коефіцієнт детермінації змінюється у діапазоні від 0 до 1. Якщо він дорівнює 0, це значить, що зв'язок між змінними регресійної моделі відсутній, та замість неї для оцінки значення вихідної змінної можна з таким самим успіхом використовувати просте середнє значення. Навпаки, якщо коефіцієнт детермінації дорівнює 1, це відповідає ідеальній моделі, коли всі точки спостережень знаходяться точно на лінії регресії, тобто сума квадратів їх відхилень дорівнює 0.

На практиці, якщо коефіцієнт детермінації наближається до одиниці, це вказує на те, що модель працює добре (має високу значимість), а якщо до нуля, то це означає, що вхідна змінна погано визначає поведінку вихідної, тобто лінійна залежність між ними відсутня. Вочевидь, що така модель буде мати низьку ефективність.

У залежності від рівня коефіцієнту детермінації, прийнято розділяти моделі на три групи:

при $0.8 < R^2 < 1$ – отримаємо модель хорошої якості;

при $0.5 < R^2 < 0.8$ – модель прийнятної якості; при $0 < R^2 < 0.5$ – поганої якості.

Також при побудуванні регресійної моделі можливо оцінити вплив (внесок) кожної предикторної змінної на значення залежної змінної, і в окремих випадках суттєво скоротити кількість незалежних змінних.

Важливим параметром при тестуванні статистичних гіпотез є величина *p*-value (або *p*-значення) [7-9]. Звичайно *p*-value дорівнює імовірності того, що випадкова величина з даним розподілом прийме значення, не менше, ніж фактичне значення тестової статистики та виражається числом від 0 до 1. Слугує для визначення, чи є отриманий результат експерименту випадковим. Статистично значущим вважається результат, *p*-value якого дорівнює рівню значимості або менше його. Це, як правило, позначається наступним чином: $p \le 0.05$.

У випадку регресійної моделі достатньо добре себе зарекомендував такий метод, як покрокова регресія. Покрокова регресія – це спосіб побудо-

ви моделі шляхом додавання або видалення предикторних змінних. Існує декілька підходів до виконання покрокової регресії, пряма покрокова регресія та обернена покрокова регресія. В прямій покроковій регресії рівняння спочатку не містить предикторів, вони вводяться по одному. В зворотній покроковій регресії – спочатку всі предиктори входять в рівняння регресії, потім по черзі виводяться з рівняння.

Побудова математичних моделей «склад-властивості» для дослідних зразків основного матеріалу сталей та ділянки перегріву при ЕШЗ. Побудову математичних моделей залежності механічних властивостей від хімічного складу основного матеріалу дослідних сталей, а також для ділянки перегріву при ЕШЗ дослідних сталей після високого відпуску покажемо на прикладі моделі ударної в'язкості *КСU* при температурі –40 °С.

Виконуємо наступні дії: По-перше, вилучаємо із експериментальних даних для 55 дослідних плавок ті плавки, для яких відсутні значення *KCU* 40: 598, 153, 597, 412, 413.

При використанні матриці для 49 дослідних сталей (табл. 4) отримана регресійна модель поганої якості, оскільки значення коефіцієнту детермінації нижче 0,5, а саме $R^2 = 0,44$.

Проаналізувавши діаграму зіставлення експериментальних і прогнозованих даних, виключаємо ще 12 плавок (№№ 458, 438, 165, 411, 37, 206, 33, 156, 410, 432, 881, 25), оскільки прогнозовані (розрахункові) значення КСИ_40 для цих дослідних плавок різко відрізняються від загального тренду. Отримаємо матрицю з 37 варіантів сталей (табл. 5, рис. 1). І вже на цій матриці побудована регресійна модель хорошої якості ($R^2 = 0.84$):

 $KCU_{-40} = 556,89 - 2726,72 \text{ C} + 2788,66 \text{ B} -$ – 375,29 Ål + 134,424 Ce – 45,61 Cr – 28,27 Mn – – 219,65 Ni + 45,25 P – 1790,66 S – 97,17 Si – - 616,70 V - 345,55 Zr.

Для скороченої моделі з меншою кількістю незалежних змінних (хімічних елементів) виключаємо ті елементи, які значно не впливають на ве-

Номер плавки	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Номер експериментальної плавки	458	437	438	177	436	506	163	164	165	411	460	167	434	205	505
Номер плавки	16	17	18	19	20	21	22	23	24	25	26	27	28	29	30
Номер експериментальної плавки	459	37	26	507	433	156	20	206	727	207	100	435	33	127-2	82
														· · · · ·	
Номер плавки	31	32	33	34	35	36	37	38	39	40	41	42	43	44	45
Номер експериментальної плавки	718	38	99	133	728	203	152	882	157	410	895	531	432	896	883
Г		((
Номер плавки	46	47	48	49											
Номер експериментальної плавки	881	894	530	25											

Таблиця 4. Відповідність номера експериментальної плавки номеру плавки в матриці

MMITWRP - 2020

Номер плавки	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Номер експерименталь- ної плавки	437	177	436	506	163	164	460	167	434	205	505	459	26	507	433
Номер циорки	16	17	18	10	20	21	22	23	24	25	25	27	28	20	30
помер плавки	10	1/	10	19	20	21	22	23	24	23	23	21	20	29	- 50
Номер експерименталь- ної плавки	156	20	727	207	100	435	127-2	82	718	38	99	133	728	203	882
								_							
Номер плавки	31	32	33	34	35	36	37								
Номер експерименталь- ної плавки	157	895	531	896	883	894	530								

Таблиця 5. Відповідність номера експериментальної плавки номеру плавки



Рис. 1. Співставлення експериментальних (\blacklozenge) та розрахункових значень KCU_{-40} для 37 дослідних плавок ($R^2 = 0,84$) з урахуванням всіх незалежних параметрів (\blacklozenge) і для скороченої кількості параметрів (\blacktriangle) ($R^2 = 0,81$)

личину ударної в'язкості при температурі –40 °С. При прямому порядку покрокової регресії отримано хорошу модель ($R^2 = 0, 81$):

 $KCU_{-40} = 549,75 - 302,65$ Al - 3101,87 C - 44,03 Cr - 193,84 Ni - 2639,73 S - 117,84 Si - 569,92 V.

В цій моделі виключені такі незалежні змінні: Mn, P, Ce, B, Zr. Результати показано на рис. 1.

На рис. 1 видно, що деякі розрахункові значення KCU_{40} сталей № 437, 163, 167, 205, 26, 727, 435, 883, 894 за побудованою моделлю суттєво відрізняються від заданої лінії, тому виключаємо їх з матриці експериментальних значень (відповідність експериментальних плавок та номера плавки рис. 1 показано в табл. 6).

Отримуємо матрицю з 28 спостережень (дослідних сталей), будуємо регресійну модель, коефіцієнт детермінації $R^2 = 0.91$:

 $KCU_{-40} = 568,53 - 2732,83 \text{ C} - 28,39 \text{ Mn} - 119,04 \text{ Si} - 1638,39 \text{ S} + 38,66 \text{ P} - 47,68 \text{ Cr} - 205,94 \text{ Ni} - 619,31 \text{ V} - 382,65 \text{ Al} + 75,81 \text{ Ce} + 2442,99 \text{ B} - 439,62 \text{ Zr}.$

Також можемо скоротити кількість хімічних елементів (виключаємо – Р, Се, В, Zr), що використовуються в моделі, враховуючи, що значення p-value $\leq 0,05$ для цих елементів. В результаті отримаємо регресійну модель:

 $KCU_{40} = 584,09 - 326,71 \text{ Al} - 2647,62 \text{ C} - 53,90 \text{ Cr} - 32,83 \text{ Mn} - 192,39 \text{ Ni} - 2099,09 \text{ S} - 132,66 \text{ Si} - 542,62 \text{ V}$ і коефіцієнт детермінації $R^2 = 0,91$.

Розрахунок показує, що в цьому випадку є декілька значень *КСU*₄₀, які значно відрізняються від загальної лінії. Виключаємо їх: плавки № 177, 506, 436, 164, 460.

Отримаємо модель:

KCU₋₄₀ = 573,52 – 362,89 Al – 2020,46 C – 64,01 Cr – – 56,39 Mn – 276,03 Ni – 117,59 S – 108,44 Si – – 662,79 V.

Коефіцієнт детермінації: $R^2 = 0,90$, що каже про хорошу якість моделі.

Співставлення експериментальних та розрахункових значень *КСU*₄₀ показана на рис. 2.

Таким чином, в результаті обробки всього об'єму експериментальної інформації для 55 дослідних плавок сталей, призначених для ЕШЗ (табл. 1), було побудовано математичні моделі «Хімічний склад – Механічні властивості» (ударна в'язкість, межа плинності, межа міцності, відносне подовження та відносне звуження) на основі застосування методу множинної (багатофакторної) лінійної регресії.

Всі побудовані моделі характеризуються високим значенням коефіцієнта детермінації ($R^2 > 0,8$), що визначає достатній рівень точності прогнозу.

Для створення скороченої математичної моделі застосовується метод покрокової регресії, а для скорочення кількості незалежних змінних використовувався параметр *p*-value.

У побудованих регресійних моделях найбільше на механічні властивості основного матеріалу (сталі), призначених для ЕШЗ, впливають такі легуючі елементи як Mn, Cr, Zr. Менше впливають

Таблиця 6. Відповідність експериментальних плавок номеру плавки

Номер плавки	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
Номер експеримен- тальної плавки	177	436	506	164	460	434	505	459	507	433	156	20	207	100	127
Номер плавки	16	17	18	19	2.0	21	2.2	23	24	2.5	2.5	2.7	2.8		
Номер експеримен-		-10	10		20					20	- 20	27	20		
тальної плавки	82	718	38	99	133	728	203	882	157	895	531	896	530		

,														
Сталь	C	Mn	Si	S	Р	Cr	Ni	V	Al	Ce	В	Zr	Mo	Cu
09ХГ2СЮЧ	0,09	2,00	0,45	0,01	0,015	1	0	0	0,05	0,004	0	0		
10Х2ГНМ	0,10	1,10	0,33	0,022	0,023	2,15	0,52	0	0,052	0	0	0		
10Х2ГНМА-А	0,10	0,96	0,27	0,007	0,006	2,09	0,2	0	0,005	0	0	0		
12XM	0,12	0,55	0,30	0,018	0,016	0,5	0,25	0	0,055	0	0	0	0,5	0,2
10ХГ2МЧ	0,10	2,10	0,30	0,018	0,016	1,2	0,15	0	0,055	0,018	0	0		
10Х2ГМ	0.10	0.93	0.30	0.018	0.016	2.3	0.66	0	0.055	0	0	0		

Таблиця 7. Хімічний склал сталей для тестування





Рис. 2. Співставлення експериментальних (•) та розрахункових (•) значень *КСU*₄₀: *а* – для 28 дослідних сталей та повної кількості незалежних параметрів ($R^2 = 0.91$); $\delta - для 23$ дослідних сталей та скороченої кількості незалежних параметрів ($R^2 = 0.90$)

на механічні властивості Si, P, Al, V, Ce. Вплив Ni, S і В у побудованих моделях практично відсутній.

Для ділянки перегріву при ЕШЗ, судячи з регресійних моделей, найбільше впливають на механічні властивості металу такі хімічні елементи (за зростанням ступеню впливу): Р, С, Мn, S, Cr, Ni, V, B, а вплив елементів Si, Ce, Zr малий.

Тестування побудованих математичних моделей. Розроблені моделі (регресійні рівняння) визначення механічних властивостей сталей, призначених для ЕШЗ, були протестовані на 6 марках сталей (табл. 7), для яких є відповідні експериментальні дані [7–9].

Для ділянки перегріву (ЗТВ, після відпуску, без нормалізації) було проведено порівняння з експериментальними даними результатів розрахунку за повними та скороченими моделями для KCV_{+20} , KCV_____, KCU____, KCU_____.

Побудовані моделі для прогнозування КСУ_60, *КСU*₋₆₀ та *КСU*₋₇₀ дають цілком адекватні значення у порівнянні з експериментальними даними. Моделі для *КСV*₊₂₀ дають суттєво занижені значення (табл. 8).

Для основного металу (після нормалізації або закалювання та відпуску) було проведено порівняння з експериментальними даними результатів розрахунку за повними та скороченими моделями для $KCU_{_{-40}}$, KCU_{-60} , межі плинності σ_{r} , межі міцності σ_{p} , відносного подовження δ, відносного звуження ψ.

Моделі для прогнозування КСИ_40 дають адекватні значення, моделі для KCU_{-60} дають у деяких варіантах занижені, але досить близькі значення у порівнянню з експериментальними даними (табл. 9). Моделі для межі плинності о, межі міцності σ, відносного звуження ψ дають адекватні значення, моделі для відносного подовження δ дають трохи завищені значення.

3 метою вдосконалення (підвищення точності) моделей була проведена повторна процедура побудови регресійних моделей на основі розширеного об'єму експериментальної інформації з 55 дослідних плавок низьколегованих сталей до 61 сталі за рахунок доповнення експериментальних даних [7-9]. Це дозволило помітно покращити погодження розрахункових та експериментальних даних (табл. 10–12), для ударної в'язкості КСV (при -70 °С) на ділянці перегріву, для ударної в'язкості *КСU* (при –40 °С) на основному металі і для відносного подовження δ (основний метал).

Таким чином, найбільш доцільній шлях вдосконалення побудованих моделей полягає в розширенні бази експериментальних даних.

Таблиця 8. Ділянка перегріву (ЗТВ, після відпуску, без нормалізації)

	KCV ₊₂₀	, Дж/см ²	KCV_60	² , Дж/см ²
Сталь	Модель	Експер.	Модель	Експер.
09ХГ2СЮЧ	111	_	79	_
10Х2ГНМ	61	142161	36	1221
10Х2ГНМА-А	79	181209	82	16102
12XM	197	_	1	_
10ХГ2МЧ	73	-	87	102137
10Х2ГМ	54	-	10	4460
09ХГ2СЮЧ	95	87163	20	1325
10Х2ГНМ	141	100120	106	-
10Х2ГНМА-А	94	8690	27	_
12XM	111	-	171	_
10ХГ2МЧ	118	-	-53	_
10Х2ГМ	-			
Примітки. ¹ Модо доопрацювання.	елі дають з ² Моделі д	анижені зна ають адеква	ачення та і тні значен	потребують іня.

MMITWRP - 2020

Стоп		<i>КСU</i> ₋₄₀ ¹ , Дж/см ²			<i>КСU</i> ₋₆₀ ² , Дж/см ²	
Claib	Модель	Скор. модель	Експер.	Модель	Скор. модель	Експер.
09ХГ2СЮЧ	120,31	133,71	-	117,05	115,88	84188
10Х2ГНМ	139,17	124,78	94192	131,98	87,64	100107
10Х2ГНМА-А	97,30	155,57	155163	94,73	89,11	117142
12XM	341,69	356,50	-	93,09	128,16	-
10ХГ2МЧ	104,88	113,12	-	120,27	110,97	-
10Х2ГМ	155,01	130,20	-	144,46	83,95	-
		σ _r ², ΜΠα			σ _в ³, МПа	
Сталь	Модель	Скор. модель	Експер.	Модель	Скор. модель	Експер.
09ХГ2СЮЧ	341,01	347,55	360395	490,04	492,99	560600
10Х2ГНМ	469,92	458,26	460503	585,36	570,97	565610
10Х2ГНМА-А	433,56	433,90	460503	576,89	581,01	565610
12XM	318,00	323,13	318	491,00	491,00	491
10ХГ2МЧ	459,32	455,76	467550	591,47	588,24	662689
10Х2ГМ	470,30	448,05	437487	588,90	569,29	578604
Creary		δ ⁴ , %			ψ³, %	
Сталь	Модель	Скор. модель	Експер.	Модель	Скор. модель	Експер.
09ХГ2СЮЧ	30,13	30,79	2228	71,255	70,64	4980
10Х2ГНМ	24,46	23,68	1520	64,080	66,62	5567
10Х2ГНМА-А	23,60	23,85	1520	64,494	65,57	5567
12XM	23,00	26,73	23	67,599	69,82	
10ХГ2МЧ	25,04	26,44	2026	68,368	68,49	
10Х2ГМ	25,38	23,24	2126,6	64,067	66,41	

	A V		• •••	~		•	``
Гаопиня 9.	Основнии мета п	(після но	пмя пізянні з	ann sara t	іювання та	вілпус	'KV)
raomin's	ochobilini merun	(mean no	phiamballi	noo summ	nobumnin iu	Diging	J J

Примітки. ¹Моделі дають окремі занижені значення та потребують доопрацювання. ²Моделі дають близькі значення.³Моделі дають адекватні значення. ⁴Моделі дають близькі, але декілька завищені значення та потребують доопрацювання.

Наведемо остаточний вид математичних моделей з урахуванням доопрацювання:

- 364,01 Al - 520,19 Ce + 3931,41 B - 430,55 Zr + + 248,89 Mo;

Ударна в'язкість (KCV та KCU) для ділянки перегріву (ЗТВ після відпуску, без нормалізації):

 $K\bar{C}V_{+20} = 181,00 - 819,95\ C + 4,88\ Mn + 83,96\ Si + 60,000\ S$ + 173.93 P - 605.91 S - 20.15 Cr - 199.17 V -Таблиця 10. Порівняння результатів моделей для *КСV*₋₇₀ для ділянки перегріву (ЗТВ, після відпуску, без нормалізації)

Сталь	Перший варіант ¹		Вдосконалений варіант ²		
	Модель	Експерим.	Модель	Експер.	
09ХГ2СЮЧ	520	1325	20	1325	
10Х2ГНМ	829	_	106	-	
10Х2ГНМА-А	1167	-	27	-	
12XM	350	-	171	-	
10ХГ2МЧ	521	-	-53	-	
10Х2ГМ	802	_	109	-	
Примітки. ¹ Моделі дають завищені значення і потребують доопрацювання. ² Моделі дають адекватні значення.					

 $KCV_{-60} = 2,52 + 132,21 \text{ C} + 14,62 \text{ Mn} - 70,94 \text{ Si} +$ + 953,25 S + 81,4186 P + 50,21 Cr - 205,99 Ni -

- 541,64 V + 74,96 Al + 544,33 Ce + 11371,4 B + + 4090,56 Zr;

 $KCU_{-60} = 23,47 + 364,76 \text{ C} + 17,48 \text{ Mn} - 11,36 \text{ Si} + 912,35 \text{ S} + 1047,04 \text{ P} - 2,91 \text{*Cr} + 77,23 \text{ Ni} -$ – 131,98 V – 244,51 Al – 147,71 Ce + 254,12 B – - 610,58 Zr;

 $KCU_{-70} = 258,07 - 665,22 \text{ C} - 89,57 \text{ Mn} +$ + 226,31 Si - 6870,75 S + 8430,52 P - 95,4137 Cr + + 319,41 Ni – 1259,5 Al + 18087,1 B.

Основний метал після нормалізації або закалювання та відпуску:

1. Межа плинності:

 $\sigma_r = 127,77 + 982,92 \text{ C} + 74,1854 \text{ Mn} - 50,5011 \text{ Si}$ + 1075,06 S + 202,153 P + + 62,2906 Cr + 62,5862 Ni +

Таблиця 11. Порівняння результатів моделей для *КСU*_{40°С} для основного металу (після нормалізації або закалювання і відпуску)

Сталь	Перший варіант ¹			Вдосконалений варіант ²			
	Модель	Скор. мод.	Експер.	Модель	Скор. модель	Експер.	
09ХГ2СЮЧ	130	147		120,31	133,71	—	
10Х2ГНМ	0	-29	94192	139,17	124,78	94192	
10Х2ГНМА-А	82	96	155163	97,30	155,57	155163	
12XM	64	144	-	341,69	356,50	—	
10ХГ2МЧ	63	80	—	104,88	113,12	—	
10Х2ГМ	0	-65	_	155,01	130,20	_	
Примітки. ¹ Молелі лають занижені значення та потребують доопрацювання. ² Молелі лають алекватні значення, та в леяких							

випадках потребують вдосконалення.

Таблиця 12. Порівняння результатів моделей для відносного подовження б для основного металу (після нормалізації або закалювання і відпуску)

Сталь	Перший варіант ¹			Вдосконалений варіант ²			
	Модель	Скор. мод.	Експер.	Модель	Скор. модель	Експер.	
09ХГ2СЮЧ	28	33	2228	30,13	30,79	2228	
10Х2ГНМ	28	31	1520	24,46	23,68	1520	
10Х2ГНМА-А	29	31	1520	23,60	23,85	1520	
12XM	34	34	23	23,00	26,73	23	
10ХГ2МЧ	26	33	2026	25,04	26,44	2026	
10Х2ГМ	29	30	2126,6	25,38	23,24	2126,6	
Примітки. ¹ Моделі дають близькі, але декілька завищені значення та потребують доопрацювання. ² Моделі дають адекватні							

значення

2. Межа міцності:

 $\sigma_{p} = 376,487 + 197,733 \text{ B}36 + 74,597 \text{ C}36 - 74,597 \text{ C}36$

- 80,1669 Si - 51,6227 S + 170,066 P+ 58,1997 Cr +

- + 52,2038 Ni 62,8523 V 414,44 Al + 330,174 Ce +
- + 5461,85 B + 991,499 Zr 130,434 Mo + 589,374 Cu

3. Відносне подовження:

 $\delta = 38,5232 - 46,8034 \text{ B}36 - 2,12612 \text{ C}36 - 2,12612 \text{ C}36$ -0,0489085 Si -75,0961 S -4,93551 P -4,2477 Cr ++ 5,78539 Ni + 7,0119 V + 16,5739 Al + 23,3941 Ce -- 278,698 B - 64,3938 Zr - 26,2339 Mo + 27,954 Cu

4. Відносне звуження: $\psi = 77,5019 - 87,8572 \text{ B}36 + 2,24134 \text{ C}36 -$

-7,31298 Si - 86,2487 S - 11,5188 P - 1,78764 Cr -- 0,778479 Ni + 39,5843 V + 33,1262 Al -- 38,0401 Ce + 110,365 B - 129,132 Zr + 5,208 Mo.

Висновки

1. На основі раніш отриманих результатів експериментальних досліджень були побудовані математичні моделі залежності механічних властивостей кремній-марганцевих сталей, які призначені для електрошлакового зварювання і які характеризуються високою стійкістю до крихкого руйнування в зоні термічного впливу, а також ділянок перегріву, від хімічного складу цих сталей.

2. Для побудови математичних моделей був використаний метод множинної лінійної регресії. Побудовано математичні моделі для комплексу механічних властивостей основного металу: ударна в'язкість для температур (+20, -40, -60, -70 °C), межа плинності, межа міцності, відносне подовження та відносне звуження. Для ділянки перегріву при електрошлаковому зварюванні побудовані математичні моделі для ударної в'язкості (*КСU* та *КСV*) для температур: +20, -60, -70 °С.

3. Проведена первинна валідація побудованих моделей, результати якої показали, що побудовані моделі для ділянки перегріву (ЗТВ, після відпуску, без нормалізації) і для основного металу (після нормалізації або закалювання та відпуску), в основному, дають цілком адекватні значення у порівнянні з експериментальними даними, але, в окремих випадках, суттєво занижують або завищують значення механічних властивостей. Показано, що найбільш доцільний шлях вдосконалення побудованих моделей полягає у розширенні бази експериментальних даних.

Список літератури

- 1. Egorova, S.V. (1988) Alloying of Steel and its Weldability in Electroslag Welding without Subsequent Normalizing. Киев, АН СССР. Национальный комитете по сварке.
- Демиденко Е.З. (1981) Линейная и нелинейная регрессия. Москва, Финансы и статистика.
- 3 Себер Дж. (1980) Линейный регрессионный анализ. Москва, Мир.
- 4. Линник Ю.В. (1962) Метод наименьших квадратов и основы математико-статистической теории обработки наблюдений. 2-е изд. Москва, Физматгиз.
- 5. Гмурман В.Е. (2004) Теория вероятностей и математическая статистика: Уч. пособие для вузов. 10-е изд. Москва, Высш. шк.
- Елисеева И.И., Юзбашев М.М. (2002) Общая теория 6. статистики. Уч. Елисеева И.И. (ред.). 4-е изд., перераб. и доп. Москва, Финансы и статистика.
- 7. Егорова С.В., Стеренбоген Ю.А., Юрчишин А.В. и др. (1980) Новые конструкционные стали, не требующие нормализации после электрошлаковой сварки. Автоматическая сварка, 11, 44-46, 59.
- 8. Егорова С.В., Юрчишин А.В., Солина Е.Н. и др. (1991) Хладостойкая сталь повышенной прочности 09ХГ2СЮЧ для сварных сосудов высокого давления. Там же, 12, 37-42.
- Егорова С.В., Лящук Ю.С., Кренделева А.И. и др. (1992) Исследование стойкости против отпускной хрупкости сварных соединений, полученных электрошлаковой сваркой без нормализации. Там же, 2, 8-10.

References

- 1. Egorova, S.V. (1988) Alloying of Steel and its weldability in electroslag welding without subsequent normalizing. Kiev, AS USSR, National Welding Committee [in Russian]
- Demidenko, E.Z. (1981) Linear and nonlinear regression. Moscow, Finansy i Statistika [in Russian]. Seber, G. (1980) *Linear regression analysis. Moscow*, Mir
- 3. [in Russian].
- Linnik, Yu.V. (1962) Least squares method of and fundamentals of mathematical-statistical theory of processing observations. 2nd Ed. Moscow, Fizmatgiz [in Russian].
- 5. Gmurman, V.E. (2004) Probability theory and mathematical stitistics. In: Manual for higher education inst. 10th Ed. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian]. 6. Eliseeva, I.I., Yuzbashev, M.M. (2002) *General theory of*
- statistics: Manual. 4th Ed. Ed. by I.I. Eliseeva, Moscow, Finansy i Statistika [in Russian].
- 7. Egorova, S.V., Sterenbogen, Yu.A., Yurchishin, A.V. et al. (1980) New structural steels not requiring normalizing after electroslag welding. Avtomatich. Svarka, 11(332), 44-46, 59 [in Russian].
- Egorova, S.V., Yurchishin, A.V., Solina, E.N. et al. (1991) Cold-resistant steel 09KhG2SYuCh of higher strength for pressure vessels. Ibid., 12(465), 37-42 [in Russian].
- 9. Egorova, S.V., Lyashchuk, Yu.S., Krendelyova, A.I. et al. (1992) Investigation of resistance to temper brittleness of welded joints produced by electroslag welding without normalizing. Ibid., 2(467), 8-10 [in Russian].

59

MATHEMATICAL MODELS OF THE DEPENDENCE OF MECHANICAL PROPERTIES ON CHEMICAL COMPOSITION OF STEELS FOR ESW

S.V. Egorova, O.V. Makhnenko, G.Yu. Saprykina, D.P. Sineok

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper deals with the possibility of constructing mathematical models of the dependence of mechanical properties of silicon-manganese steels designed for ESW, which have high brittle fracture resistance in the HAZ, as well as of the overheated zone, on chemical composition. Data on mechanical properties of these steels were obtained as a result of studying the influence of additional alloying (microalloying) of silicon-manganese steel by manganese, chromium, vanadium, boron, cerium and zirconium on overheating resistance at electroslag welding. The method of multiple linear regression was used for construction of mathematical models. Mathematical models were constructed for the following set of base metal mechanical properties: impact toughness for temperatures of (+20, -40, -60, -70 °C), yield limit, ultimate strength, relative elongation and reduction in area. For overheated zone at electroslag welding mathematical models were constructed for impact toughness (*KCU* and *KCV*) for temperatures of +20, -60, -70 °C. Initial validation of the constructed models was performed. 9 Ref., 12 Tabl., 2 Fig.

Keywords: silicon-manganese steels, chemical composition, microalloying, mechanical properties, mathematical models, electroslag welding

Надійшла до редакції 10.12.2020

РОЗРОБЛЕНО в ІЕЗ ім. Є.О. Патона

Електрошлакові технології

виготовлення та ремонту деталей і переплаву відходів у струмопідвідному кристалізаторі

Прокатні валки. Вісі. Вали. Бронеплити. Піки гідромолотів.

Діаметр деталей 40...1000 мм Товщина шару, що наплавляється 10...100 мм Продуктивність наплавлення до 600...700 кг/год Витрати електроенергії до 1500 кВт·год/т Шлам. Стружка. Відходи кабельного та шарикопідшипникового виробництва.

Діаметр зливків до 300 мм Продуктивність переплаву до 100 кг/год



РОБОТИЗОВАНИЙ ЗВАРЮВАЛЬНИЙ ОСЕРЕДОК ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА КОВШІВ ЕКСКАВАТОРІВ

Тандем зварювання за якість і ефективність. За допомогою компактного роботизованого осередку компанії Winkelbauer вдалося скоротити час зварювання на 80 % і в той же час підвищити якість продукції.

Компанія Winkelbauer розташована в провінції Східної Штирії, Австрія, поставляє вироби під замовлення компаній виробників будівельної техніки в Австрії і на Європейському ринку вже протягом декількох десятиліть. Winkelbauer, зростаюча компанія, зробила собі ім'я завдяки високій якості вироблених ними ковшів екскаваторів і запасних змінних частин до них, які підходять як для міні-екскаваторів, так і для великої будівельної техніки.

Будівельна техніка є одним з видів техніки, яка найбільш схильна до зносу. Зокрема, високі вимоги пред'являються до ковшів екскаваторів.

З метою раціоналізації виробництва і збільшення продуктивності, Winkelbauer інвестувала в придбання роботизованого зварювального осередку з оффлайн програмуванням з метою економії часу.

Технологія зварювання і вживані матеріали є основними факторами для забезпечення надійності і довговічності. «Ми прагнемо надати кожному нашому замовнику продукт, найбільш підходящий для його застосування», – пояснює керуючий директор Майкл Вінкельбайер. «Завдяки цим факторам збільшується гнучкість, функціональність і безпека будівельної техніки і, отже, мінімізуються витрати на робочу силу і час простою».

Winkelbauer GmbH є машинобудівною компанією в п'ятому поколінні. Бізнес, який почався ще до 1900 р. як майстерня коваля, зараз став високорентабельною компанією. У штаб-квартирі компанії в австрійській провінції Штирія щорічно обробляється близько 2000 т сталі при виробництві допоміжного обладнання для будівельної техніки. Склад компанії – 70 осіб.

«Ви можете знайти наші ковші в багатьох країнах по всьому світу», — говорить з гордістю Майкл Вінкельбайер. Цей успіх не випадковий: «Ми надаємо нашим клієнтам рішення, які краще, ніж норми, і ті вироби, які навіть не є стандартними, можуть бути виготовлені дуже швидко». В даний час середній термін виготовлення складає менше одного тижня. Запас великого асортименту листової сталі і оптимізоване поповнення матеріалів на виробничих площах 6000 м² є основою для скорочення часу виготовлення. Не дивно, що компанія Winkelbauer відома як надійний виробник, особливо там, де йде обробка високоміцних сталей.

Зварювальний робот значно економить час на виробництво кожного ковша. Як і в багатьох галузях промисловості, в секторі будівельної техніки багато компаній постраждали від величезного збільшення цін на сталь протягом останніх кількох років. Такі компанії, як Winkelbauer, що використовують при виробництві високоміцні дорогі сталі, легко потрапили в цю пастку. «Ціна нашої продукції складається з 50 % матеріалу і 50 % виробничих витрат. Якщо нам потрібно залишатися конкурентоспроможними, це можливо тільки шляхом поліпшення виробництва».

Зварювання вже протягом довгого часу було вузьким місцем при виробництві ковшів вагою до 6 т, тому Winkelbauer не могли істотно збільшувати кількість виготовлених ковшів. У минулому зварювальник вручну зварював один ківш за 40 год, сьогодні зварювальний робот Cloos робить це протягом однієї



ЗВАРЮВАННЯ ЗА КОРДОНОМ



зміни. «Це економить час навіть більше, ніж ми розраховували або очікували», — говорить Майкл Вінкельбайер з радістю, що його рішення про покупку технології Cloos виявилося правильним.

На сьогоднішній день компанія може виробляти для своїх замовників до 600 ковшів в рік. «Наші ковші мають постійно високу якість і відмінний зовнішній вигляд», – говорить Вінкельбайер. Зварювальний робот зварює навіть дуже довгі шви акуратно і майже без бризок, де навіть досвідчений зварник зазнав би невдачі. «Робот, джерело живлення і зварювальні технології ідеально поєднуються і працюють без проблем».

Оффлайн програмування для швидкого моделювання зварювального процесу. «Ми можемо зробити навіть дуже великі зміни, необхідні клієнту в програму управління роботом протягом одного дня», — пояснює Портіш Клаус, який відповідає за технологію і планування, в той час переміщаючи ківш екскаватора в різні положення на моніторі. «Всі деталі були збережені в системі 3D CAD і тепер можуть бути завантажені з бібліотеки Cloos Roboplan». Компоненти задаються більше 2000 пунктами і збережені в макросах. «Якщо клієнт хоче, щоб його ковші були більш широкими або модифіковані якимось іншим чином, я можу завантажити ці компоненти і змінити їх відповідним чином».

Як тільки новий ківш екскаватора з'являється на моніторі, програма починає моделювання окре-



мих зварних швів. Беручи до уваги послідовність зварювання, рухи руки робота і кріплення ковша у позиціонуємому пристрої, визначаються оптимальні положення зварних швів таким чином, щоб компенсувати можливі теплові деформації, що виникають в ході зварювального процесу.

«Програма автоматично обчислює координати, які я можу використовувати, щоб управляти роботом», – говорить Портіш. Перевагою системи Roboplan є її легке управління і той факт, що програма може бути запущена на будь-якому комп'ютері. «Після невеликого навчання ця програма може бути використана навіть без знань CAD».

Виробнича комірка керується роботом, зварювальним устаткуванням і позиціонером. У той час як інженер Портіш Клаус і його колеги в конструкторському бюро оффлайн програмують зварювальний процес для виробу конкретного клієнта, в той час на виробництві на роботі зварюється серія ковшів з постійною якістю. «До 50 кг наплавленого металу використовується для одного ковша», – пояснює Портіш. Система Cloos Duo-Drive забезпечує дану продуктивність.

У 70 % різних зварних швів використовується високопродуктивний процес тандем зварювання. Стандартний процес одним дротом, завдяки меншому розміру зварювального пальника, використовується у випадках, коли доступ до зварних швів утруднений. «Ми оснастили роботизований осередок автоматичною системою зміни інструмента, яка включає газовий пальник для підігріву виробу до 150...200 °С, який потрібно для процесу зварювання високоміцних сталей.

Попередній нагрів необхідний для запобігання тріщин в зв'язку з наступним загартуванням», – пояснює Портіш. Існує також станція очищення, яка очищає зварювальне сопло пальника після кожної зміни інструмента.

Зварювальний робот встановлений в перевернутому положенні на пристрої лінійного переміщення, що дозволяє переміщення на 6000 мм по горизонталі. Додаткова зовнішня вісь робота у вигляді телескопічної конструкції дозволяє роботу переміщатися на 1000 мм по вертикалі.

Попередньо зібраний вручну за допомогою прихваток ківш екскаватора фіксується в маніпуляторі, ширина якого може варіюватися. Маніпулятор дозволяє кантувати деталі до 6 м в довжину і вагою до 10 т. За допомогою нього Winkelbauer забезпечила себе резервними потужностями для майбутнього розвитку.

Імпульсно дугові апарати для оптимального тандем зварювання. Оптимальні параметри зварювання виходять при використанні двох напівавтоматів для імпульсного зварювання по 600 А кожен, що дозволяє проводити тандем зварювання або стандартне зварювання одним дротом. Winkelbauer успішно використовує процес тандем. В зварювальному пальнику CLOOS два контактних наконечника розташовані таким чином, що 2 зварювальні дроти мають загальну зварювальну ванну. Щоб гарантувати ідеальне управління процесом, напівавтомати синхронізовані таким чином, що параметри зварювання регулюються окремо для кожної дуги.

Інтелектуальне управління дугою забезпечує оптимальні результати зварювання. Наприклад, за допомогою певного осадження краплі в кінці процесу можна отримати загострений кінець дроту для надійного загоряння дуги. Це гарантує відмінний результат при запалюванні для будь-якого матеріалу. Щоб переконатися, що пальник завжди знаходиться в кращому становищі щодо зварного шва, задіюється сенсорний датчик. Регулювання подачі дроту відбувається з точністю до 0,05 мм/хв. Налаштування точності вильоту дроту можливо до міліметра. Спеціальний датчик розпізнає ковзання між зварювальним дротом і роликами подачі дроту і відразу може виправити будь-які відхилення.

«В результаті виходить відмінна якість шва навіть з нашими товстостінними виробами, де товщина зварного шва досягає п'яти проходів», – говорить Майкл Вінкельбайер з ентузіазмом. «На додаток, до безпеки, наші клієнти надають великого значення бездоганному зовнішньому вигляду швів. За допомогою зварювальних роботів CLOOS ми відмінно вирішуємо цю задачу». За матеріалами сайту компанії CLOOS: www.cloos.de/de-en.

Welding in the World № 1, 2021

Volume 65, issue 1, January 2021 https://link.springer.com/journal/40194/volumes-and-issues/65-1

Розробка покритих металевих дугових зварювальних електродів для досягнення безкарбідних бейнітних мікроструктур зварного шва. Sudharsanan Sundaram, G. D. Janaki Ram, Murugaiyan Amirthalingam

Вплив цинку на поведінку руйнування оцинкованої сталі / алюмінієвого сплаву 6061 під час лазерної пайки. *Peilei Zhang, Haichuan Shi, Yingtao Tian, Zhishui Yu, Di Wu*

Зменшення перетворень за допомогою ефекту низької температури для високолегованих сталей при електронно-променевому зварюванні. *F. Akyel, S. Olschok, U. Reisgen*

Експериментальне дослідження щодо поліпшення швидкості осадження присадки на основі газової металевої дуги способом допоміжного подавання дроту. Qinglin Han, Jia Gao, Changle Han, Guangjun Zhang, Yongzhe Li

Вплив енергії дуги та складу металу-наповнювача на мікроструктуру металу при адитивному виробництві деталей з дуплексних нержавіючих сталей. *Benjamin Wittig, Manuela Zinke, Sven Jüttner*

Волоконно-лазерне зварювання сталі для гарячого штампування: вплив місцевого відпалу на мікроструктуру та механічні властивості. Raquel Alvim de Figueiredo Mansur, Vagner Braga, Vinicius Machado Mansur, Daolun Chen, Milton Sergio Fernandes de Lima

Експериментальна характеристика та поведінка термічно та механічно оброблених МІG-зварних з'єднань з нержавіючої сталі 316L при випробуванні на втому. *Hichem Guizani, Brahim Tlili, Moez Chafra* Мікроструктура та механічні властивості суперсплавних з'єднань на основі TiAl / Ni, паяних присадним металом на основі Fe. H. S. Ren, H. P. Xiong, L. Ye, X. Y. Ren, W. W. Li. R. Y. Qin

Новий підхід для поліпшення пластичності непроникаючих лазерно-зварних колінчатих з'єднань з холоднокатаної нержавіючої сталі 301LN. *Xiangzhong Guo, Wei Liu, Xiqing Li, Jiafei Fan, Zhikun Song*

Поведінка дуги при зварюванні ТІG у високочастотному осьовому магнітному полі. *Н. Wu, Y. L. Chang, A. Babkin, Boyoung Lee*

Точкове зварювання опором із змінною силою електрода – розвиток та перевага профілю сили для розширення зварюваності 22MnB5 + AS150. *M. Wohner, N. Mitzschke, S. Jüttner*

Робототехнічне неруйнівне випробування автомобільних точкових зварних швів на стійкість. *Changwook Ji, Jeong K. Na, Yoon-Seok Lee, Yeong-Do Park, Menachem Kimchi*

Знос електродів при точковому зварюванні алюмінію AA 6016-T4 з коротким імпульсом. Eric Schulz, Ahmed Mahjoubi, Matthias Wagner, Holger Schubert, Bharat Balasubramanian, Luke N. Brewer

Властивості в'язкості при багатошаровому лазерно-променевому зварюванні високоміцних сталей. Eric Schulz, Ahmed Mahjoubi, Matthias Wagner, Holger Schubert, Bharat Balasubramanian, Luke N. Brewer

Про використання присадки при газоелектричному дуговому зварюванні деталей із низьковуглецевої сталі: мікроструктура та механічні властивості. *Van Thao Le, Henri Paris*



АРГОНОДУГОВЕ ТІ**G** ЗВАРЮВАННЯ

З усіх процесів дугового зварювання ТІG зварювання (Tungsten Inert Gas) найбільш сприяє досягненню високої якості

зварювальних швів і є найбільш універсальним у плані того, які різні матеріали можна зварювати і в яких просторових положеннях.

Аргонодугове TIG зварювання є надзвичайно універсальним процесом і може використовуватися при зварюванні практично любих металів, в тому числі і різнорідних, товщиною від 0,3 мм.

Іноді його називають WIG зварюванням, скорочено від Wolfram Inert Gas або аргонодуговим зварюванням на змінному і постійному струмі AC/DC.

Висока якість зварювального шва в обмін на швидкість зварювання

Висока якість TIG зварювання досягається за рахунок більш тривалого часу, що витрачається на цей процес. TIG зварювання, як правило, повільніше, ніж інші процеси дугового зварювання (MIG або MMA), і застосовується там, де якість має вирішальне значення.

ТІG зварювання використовується для зварювання легких металів, таких, як магній, алюміній на змінному струмі DC. Тонкі листи з нержавіючої сталі, титану і сплави з міді, як правило, також зварюються за допомогою цього процесу на постійному струмі DC.

Захисним газом, що найбільш часто використовується для аргонодугового ТІС зварювання, є чистий аргон для всіх матеріалів, на відміну від МІС зварювання, де певний газ або газова суміш повинні бути використані для відповідного зварюваного матеріалу.

ТІ**G** зварювання в поєднанні з високою продуктивністю МІ**G**/МА**G** зварювання

У деяких випадках TIG зварювання використовують в поєднанні з напівавтоматичним



MIG/MAG зварюванням. Наприклад, при з'єднанні труб для морської промисловості TIG застосовується для зварювання корня шва, а MIG для подальшого заповнення розробки з'єднання. Це дає високу якість кореня шва в поєднанні зі швидкістю заповнення решти розробки.

При зварювальному процесі ТІG використовуються неплавкі вольфрамові електроди і інертний газ (зазвичай аргон). Вольфрам застосовується в якості матеріалу для електродів з-за його високої температури плавлення і хороших електричних характеристик. Інертний газ використовується в якості захисту зварювальної дуги, електрода і зварювальної ванни від впливу атмосфери. У зварювальну ванну подається присадний дріт в ручному або автоматичному режимі.

Схема аргонодугового зварювання

Для зварювання процесом TIG потрібна висока кваліфікація зварювальника. Зварювальник повинен тримати зварювальний пальник в одній руці, в той час як іншою рукою повинен забезпечувати подачу присадного металу в ванну. Запалювання дуги є важливим в процесі зварювання. Воно буває контактним і безконтактним.

Контактне і безконтактне запалювання дуги

Контактне запалювання дуги відбувається при дотику вольфрамового електрода до виробу, після чого при підйомі пальника збуджується дуга. Даний спосіб запалювання є неоптимальним для аргонодугового TIG зварювання, оскільки при ньому в основному металі залишаються вольфрамові включення, які можуть привести до дефектів зварного шва.

При безконтактному способі запалювання підпал дуги забезпечує високочастотний генератор. Зварювальна дуга виникає після натискання на кнопку на зварювальному пальнику при відстані між електродом і виробом 1,5...3,0 мм.

При виборі зварювального апарату ТІG повинно знати, яка потрібна потужність джерела для проведення робіт. Необхідно оцінити обсяг робіт в даний час і з прогнозом на майбутнє. Наступне питання – чи потрібен змінний струм або досить постійного струму джерела живлення. Треба мати на увазі, що алюміній і магній зварюються змінним струмом (AC), а нержавіючі сталі, титан і звичайна сталь – за допомогою постійного струму (DC). Якщо потрібно зварювати і те й інше, використовують апарати з постійним і змінним струмом AC/DC.

Апарати для TIG зварювання, як правило, доступні з діапазоном зварювального струму 150...500 А і здатні працювати при струмі від 3 А. TIG апарати можуть бути використані для пайки та зварювання штучними електродами.

www.smart2tech.ru

ЗАХОДИ АСОЦІАЦІЇ ТЕХНОЛОГІВ-МАШИНОБУДІВНИКІВ УКРАЇНИ

Міжнародний науково-технічний семінар «СУЧАСНІ ПИТАННЯ ВИРОБНИЦТВА І РЕМОНТУ В ПРОМИСЛОВОСТІ І НА ТРАНСПОРТІ»

(м. Львів, кінець лютого – початок березня 2021 р.)

Тематика семінару:

• Сучасні тенденції розвитку технології машинобудування.

- Підготовка виробництва як основа створення конкурентоспроможної продукції.
- Стан і перспективи розвитку заготівельного виробництва.
- Удосконалення технологій механічної та фізико-технічної обробки в машино- і приладобудуванні.
- Ущільнюючі технології та покриття.
- Сучасні технології та обладнання в складальному і зварювальному виробництві.

• Ремонт і відновлення деталей машин у промисловості і на транспорті, обладнання для виготовлення, ремонту і відновлення.

• Стандартизація, сертифікація, технологічне управління якістю та експлуатаційними властивостями виробів машино- та приладобудування.

• Впровадження стандартів ДСТУ ISO 9001 у промисловості, вищих навчальних закладах, медичних установах і органах державної влади.

- Метрологія, технічний контроль та діагностика в машино- і приладобудуванні.
- Екологічні проблеми та їх вирішення у сучасному виробництві.

Міжнародна науково-технічна конференція

«ІНЖЕНЕРІЯ ПОВЕРХНІ ТА РЕНОВАЦІЯ ВИРОБІВ»

(м. Свалява, Закарпатська обл., кінець травня – початок червня 2021 р.)

Тематика конференції:

• Наукові основи інженерії поверхні:

матеріалознавство; фізико-хімічна механіка матеріалів; фізико-хімія контактної взаємодії; зносо- і корозійна стійкість, міцність поверхневого шару; функціональні покриття і поверхні.

• Тертя, знос і змащування в машинах.

- Технологічне управління якістю та експлуатаційними властивостями деталей машин.
- Технологія ремонту машин, відновлення і зміцнення деталей.

• Метрологічне забезпечення ремонтного виробництва, впровадження стандартів ДСТУ ISO 9001 у промисловості

• Екологія ремонтно-відновлювальних робіт.

В рамках конференції проводиться практичний семінар «Зварювання, наплавлення та інші реноваційні технології на підприємствах гірничо-металургійної та машинобудівної промисловості».

Міжнародна науково-практична конференція з діючими семінарами «ЯКІСТЬ, СТАНДАРТИЗАЦІЯ, КОНТРОЛЬ: ТЕОРІЯ І ПРАКТИКА» (КСК-21)

(м. Одеса, початок вересня 2021 р.)

Тематика конференції:

• Побудова національних систем технічного регулювання в умовах членства в СОТ і ЄС: теорія і практика.

• Процесно-орієнтовані інтегровані системи управління: теорія і практика.

• Стандартизація, сертифікація, управління якістю в промисловості, електроенергетиці, сільському господарстві та сфері послуг.

• Впровадження стандартів ДСТУ 9001 у вищих навчальних закладах, медичних установах і органах державної служби.

• Метрологічне забезпечення і контроль якості продукції в промисловості, електроенергетиці, сільському господарстві та сфері послуг.

• Впровадження інформаційних технологій в процеси адаптації, сертифікації та управління якістю.

• Проблеми гармонізації законодавчої та нормативно-технічної документації.

В зв'язку з невизначеною епідеміологічною ситуацією в Україні уточнені дати і місце проведення заходів будуть повідомлені додатково.

www.atmu.net.ua



ВИМОГИ ДО ОФОРМЛЕННЯ РУКОПИСІВ СТАТЕЙ, ЩО ПОДАЮТЬСЯ ДО ЖУРНАЛУ «АВТОМАТИЧНЕ ЗВАРЮВАННЯ»

Журнал «Автоматичне зварювання» є науковим фаховим виданням України у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень за напрямками: матеріалознавство та металургія зварювання і споріднених технологій; технології та матеріали для зварювання конструкційних матеріалів; виробництво зварних металоконструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для продовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах.

До публікації приймаються оригінальні, раніше неопубліковані статті, що містять результати фундаментальних теоретичних розробок та найбільш значних прикладних досліджень. Статті подаються українською або англійською мовами у форматі *.doc.

До рукописів додаються:

• супроводжувальний лист, підписаний керівником підрозділу чи установи, де виконувалася робота;

• ліцензійний договір на використання рукопису: передача «Видавцю» авторського права на опублікування статті (форма ліцензійного договору за посиланням https://patonpublishinghouse.com/ukr/ journals/as/license);

• повна поштова адреса одного з авторів, контактний телефон та адреса електронної пошти;

• копія документа про передплату авторським колективом щонайменше одного екземпляра відповідного номера журналів «Автоматичне зварювання» та «The Paton Welding Journal» (рахунки на передплату можна отримати за посиланням https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as/ subscription, або у редакції).

Рукопис та документи надсилаються авторами: з України – поштою (2 екз.) та електронною поштою; з закордону – електронною поштою на адреcy: journal@paton.kiev.ua.

Видавниче оформлення

Структура статті має складатися з таких блоків: 1. Блок українською (англійською) мовою, якщо стаття написана українською (англійською) мовою:

• шифр УДК;

• назва статті;

• прізвище(а), ім'я, по-батькові та посилання на профілі в ORCID або Scopus Author ID кожного із авторів (кількість авторів не більш 5-ти);

• повні назва та поштова адреса організацій, де працюють автори;

• електронні адреси авторів;

• анотація та ключові слова (1500...1800 знаків).

Анотація повинна бути змістовною, не повторювати назву, не містити загальних фраз, не дублювати розділ «Висновки», а відображати короткий зміст статті (мета, задачі, методи дослідження, результати).

Стаття має бути структурована за такими розділами: Вступ, де окреслено постановку проблеми, актуальність обраної теми, аналіз останніх досліджень та публікацій, мету й завдання роботи; Виклад основного матеріалу дослідження і отриманих результатів; Висновки, де підведено підсумки роботи та перспективи подальших досліджень у цьому напрямі (наприкінці основного тексту можливо вказати джерело фінансування роботи); Список використаної літератури.

Список пронумерованих літературних джерел кількістю до 10-15 найменувань, на які посилається автор (самопосилань до 30 % загальної кількості; посилань на джерела до 2000 р. не більше 30 % загальної кількості; бажано не використовувати джерела, які малодоступні для широкої наукової аудиторії). 2. Блок латиницею (аналогічно Блоку 1):

• назва статті англійською мовою;

• ініціали та прізвище(а) автора(ів), звертаючи особливу увагу на правильність написання прізвищ та ініціалів англійською мовою;

• офіційна назва установи, повна поштова адреса англійською мовою без скорочень;

• електронні адреси авторів;

• анотація та ключові слова (1500...1800 знаків) англійською мовою;

• список літературних джерел: латиницею прізвища авторів; назви журналів в літературних джерелах транслітерацією кирилиці; назви статей англійською мовою. Після кожного такого посилання в дужках необхідно вказати мову оригінала статті – [in Ukrainian], [in Russian] або [in English].

Назви джерел представляються без будь-яких скорочень.

Транслітерацію українського алфавіту латиницею виконують згідно з постановою Кабміну № 55 від 27.01.2010 р. (http://zakon.rada.gov.ua/)

Текст статті подається обсягом не більше 15– 20 сторінок (міжрядковий інтервал – 2,0).

Опис макета статті: текстовий редактор Microsoft Word 97–2003, редактор формул MathType 6.9 (не вище). Формат паперу А4.

Стиль основного тексту: міжрядковий інтервал – 2,0; шрифт – Times New Roman 12 pt; вирівнювання по ширині; автоматична розстановка перенесень – вимкнена, перший рядок – відступ 0,5 см; Назва статті – шрифт 14 pt, розміщення по центру. Стаття оформлюється без колонтитулів.

66 -



Стиль формул: математичні формули створюються у вигляді окремих об'єктів у редакторі формул – MathType 6.9 (не вище); шрифт – Times New Roman 11 рt; вирівнювання по центру; нумерація у круглих дужках праворуч (вбудований в Microsoft Word редактор формул – не використовувати). Не допускається представлення формули та її номера у вигляді таблиці. Символи у формулах та у тексті повинні мати однакові зображення. Об'єкти MathType у тексті статті розташовувати небажано.

Фізичні, хімічні, технічні та математичні терміни, одиниці фізичних величин та умовні позначення, що використовуються у статті, мають бути загальноприйнятими. Скорочення одиниць фізичних величин мають відповідати вимогам Міжнародної системи одиниць CI (SI).

Стиль ілюстрацій: ілюстрації (рисунки та/ або фотографії) (не більше 10) виконуються у форматах ВМР, JPG, TIFF (300 dpi) з підрисунковими підписами і вставляються у текст як «рисунок». Шрифт тексту на рисунках – Times New Roman 11 pt. Застосування альбомної орієнтації не допускається. Редакція залишає за собою право на заміну повнокольорових ілюстрацій на чорно-білі при друці накладу журналу. Стиль таблиць: табличний редактор – Word; таблиці подавати у тексті; шрифт Times New Roman 11 pt. Якщо таблиць декілька (всього не більше 5), кожна повинна мати порядковий номер (без знака №) та назву. Позначення «Таблиця 1. …» друкується ліворуч над таблицею жирним шрифтом 11 pt.

Стиль літератури: список нумерованих літературних джерел, на які посилається автор, оформлюється згідно зі стандартом «Harvard».

Кожне джерело – з абзацу, шрифт – Times New Roman 11 pt. У тексті цитоване джерело позначається у квадратних дужках цифрою, що відповідає його номеру у списку літератури. До усіх цитованих джерел повинен застосовуватися один і той самий стандарт, тобто порядок надання даних у посиланнях та розділові знаки повинні бути однаковими. Скорочення назв цитованих джерел і кількість авторів не припускається. Надавати ідентифікатор DOI для посилань, які їх мають.

Статті, оформлені з недодержанням вказаних вимог, повертаються автору без розгляду. Датою надходження до редакції вважатиметься дата повторного надходження статті, оформленої згідно з вищевказаними вимогами.

Після отримання рукопису статті згідно вимог редакції вона представляється на редколегії журналу, на якій призначається рецензент. Мінімальний термін, через який автори отримають зауваження рецензента, складає 2 місяця від дати отримання статті. Редколегія проводиться щомісячно в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

Детальнішу інформацію можна одержати в редакції за тел.: (38044) 200-82-77; 200-23-02 та на сайті журналу https://patonpublishinghouse.com/ ukr/journals/as/.

Поштова адреса редакції журналу «Автоматичне зварювання»: вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03150, Україна.

Електронна адреса: journal@paton.kiev.ua. Сайт: https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as.



ПЕРЕДПЛАТА 2021

Wypyczy	Вартість передплати на друковані версії журналів*, грн.			
журнали	місяць	квартал	пів року	рік
«Автоматичне зварювання», видається з 1948 р., 12 випусків на рік. ISSN 0005-111Х. 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 0957-798Х. 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 каталогам передплатних агенцій «УКРПОШТА», «Преса», «Прес Центр», «АС Медіа» та у видавництві. Передплата через видавництво з любого місяця на любий 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 2020 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2018 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 металоконструкцій для різних галузей промисловості; відновлювальний ремонт для подовження ресурсу зварних конструкцій і вузлів; проблеми міцності, конструювання та оптимізації зварних конструкцій; технології 3D друку, які базуються на зварювальних процесах; гібридні технології зварювання. В журналі публікується також інформація про нові зварювальні матеріали, джерела живлення та технології; звіти про виставки, конференції та семінари, анонси нових книг та винаходів, новини від відомих компаній та інше.



Журнал «Сучасна електрометалургія» є міжнародним науково-теоретичним та виробничим журналом у галузі технічних наук. В журналі публікуються результати досліджень

журналі пуолікуються результати досліджень у сферах: металургія чорних і кольорових металів та сплавів; спеціальна електрометалургія (електрошлакова, електронно-променева, плазмово- 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 неруйнів-

ний 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 пра-

цездатності 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 – 200х200 мм.

Друга, третя і четверта сторінки обкладинки – 200х290 мм.

Перша, друга, третя, четверта сторінки внутрішньої обкладинки – 200х290 мм.

Вклейка А4 – 200х290 мм. Розворот А3 – 400х290 мм. А5 – 185х130 мм.

Розміри журналів після обрізу 200х290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель СМҮК, 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

