

З А В Т О М А Т И Ч Н Е 9 2021 С В А Р Ю В А Н Н Я

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

МЕТАЛУРГІЯ І ТЕХНОЛОГІЯ ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ТА НАПЛАВЛЕННЯ

Бабінець А.А., Рябцев І.О. Класифікація способів
модифікування та мікролегуювання наплавленого
металу (Огляд) 3

Максимов С.Ю., Радзівська А.А., Васильєв Д.В.,
Фадєєва Г.В. Проблеми мокрого підводного зварювання
дуплексних сталей 12

ЗВАРЮВАННЯ В ТВЕРДІЙ ФАЗІ

Покляцький А.Г., Мотруніч С.І., Клочков І.М., Лабур Т.М.
Деякі переваги зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 1201,
отриманих тертям з перемішуванням 19

МЕХАНІКА РУЙНУВАННЯ

Дядін В.П., Давидов Є.О., Дмитрієнко Р.І. Вплив дефор-
мацій від статичних навантажень на ударну в'язкість і
в'язкість руйнування циліндричних оболонок 24

МЕТАЛОЗНАВСТВО ЗВАРЮВАННЯ

Лабур Т.М., Яворська М.Р., Коваль В.А. Вплив швидкості
імпульсно-дугового зварювання на структуру та власти-
вості з'єднань алюмінієвого сплаву АМг5М, отриманих у
різних просторових положеннях стиків 31

Дмитрик В.В., Касьяненко І.В., Латинін Ю.М.
Структурний стан і пошкодженість металу зварних
з'єднань паропроводів 38

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСІВ

Губатюк Р.С., Рymar С.В., Прокоф'єв О.С., Костін В.А.,
Дідковський О.В., Антіпін Є.В. Моделювання процесу
індукційної термічної обробки зварних з'єднань з рейкових
високоміцних сталей 43

ЗВАРЮВАЛЬНЕ ОБЛАДНАННЯ

Коротинський О.Є., Скопюк М.І. Використання ємнісних
накопичувачів енергії для створення високоефективних
багатопостових зварювальних систем 55

ІНФОРМАЦІЯ

Інтерв'ю з президентом ТОВ «АПІС ХОЛДІНГ»
А.І. Панфілов 61

Нова глава в історії підприємства STEEL WORK 62

Використання біметалевих листів SWIP
для захисту від зносу у вентиляторній техніці 62

CONTENT

METALLURGY AND TECHNOLOGY OF WELDING AND SURFACING

Babinets A.A., Ryabtsev I.O. Classification of methods of
modification and microalloying of deposited metal (Review) 3

Maksymov S. Yu., Radzievska A.A., Vasyliev D.V., Fadeeva G.V.
Problems of wet underwater welding of duplex steels 12

SOLID PHASE WELDING

Poklyatsky A.G., Motrunich S.I., Klochkov I.M., Labur T.M.
Some advantages of welded joints of aluminum 1201 alloy
produced by friction stir welding 19

FRACTURE MECHANICS

Dyadin V.P., Davydov Ye.O., Dmytrienko R.I. Influence
of deformations from static loads on impact and fracture
toughness of cylindrical shells 24

MATERIAL SCIENCE OF WELDING

Labur T.M., Javorska M.R., Koval V.A. Influence of pulse-arc
welding speed on structure and properties of joints of AMg5M
Aluminum alloy produced in different spatial positions of butts 31

Dmitrik V.V., Kasyanenko I.V., Latynin Yu.M.
Structural condition and damage of metal of welded joints of
steam pipelines 38

MODELING OF PROCESSES

Hubatyuk R.S., Rymar S.V., Prokofiev O.S., Kostin V.A.,
Didkovsky O.V., Antipin E.V. Modelling of the process
of induction heat treatment of welded joints from rail
high-strength steels 43

WELDING EQUIPMENT

Korotynsky O.Ye., Skopyuk M.I. Use of capacitive energy
storages to create highly-efficient multi-station welding systems 55

INFORMATIONS

Interview with the President of APIS HOLDING LLC
A.I. Panfilov 61

A new chapter in the history of STEEL WORK company 62

Use of bimetallic SWIP sheets for protection against wear in
fan equipment 62



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

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

Засновники

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

Адреса

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
03150, Україна, Київ-150,
вул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 2302, 200 8277
Факс: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/ukr/journal/as

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

Рекомендовано до друку
редакційною колегією журналу

Свідоцтво про державну
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001

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

Передплата 2021

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

Друкована версія: 2880 грн. за річний комплект

з урахуванням доставки рекомендованою банделроллю.

Електронна версія: 2880 грн. за річний комплект

(випуски журналу надсилаються електронною поштою

у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера

передплатника надається доступ до архіву журналу).

Передплата можлива на попередні випуски за будь-який рік.

Журнал «Автоматичне зварювання» перевидается

англійською мовою під назвою

«The Paton Welding Journal»:

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

За зміст рекламних матеріалів
редакція журналу відповідальності не несе.

EDITORIAL BOARD

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

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kazymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 2302, 200 8277
Fax: (38044) 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com/eng/journal/as

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

Order of the MES of Ukraine № 409 of 17.03.2020.

Recommended for printing editorial board of the Journal

Certificate of state registration

of KV 4788 dated 09.01.2001

ISSN 0005-111X

DOI: <http://dx.doi.org/10.37434/as>

Subscription 2021

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.

\$216, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

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

Subscription is possible for previous issues for any year.

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

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

КЛАСИФІКАЦІЯ СПОСОБІВ МОДИФІКУВАННЯ ТА МІКРОЛЕГУВАННЯ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ (Огляд)

А.А. Бабінець, І.О. Рябцев

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

Виконано літературний огляд основних способів модифікування та мікролегування наплавленого металу. Показано, що на відміну від терміну «мікролегування», під терміном «модифікування» слід розглядати не тільки спосіб введення малих добавок хімічних елементів або їх з'єднань в наплавлений метал, а й різноманітні фізичні впливи чи технологічні процеси, дія яких направлена на досягнення тієї ж мети – подрібнення мікро- та макроструктури металу, очищення границь зерен та приграничних зон, підвищення комплексу технологічних, механічних і експлуатаційних властивостей сталей та сплавів. Прикладами таких фізичних впливів є застосування вібрацій до виробу в процесі наплавлення; введення енергії від імпульсного джерела нагрівання; імпульсна подача електродного або присадного дроту; застосування джерел з модуляцією зварювального струму; зовнішній електромагнітний вплив і т.п. Наведено класифікацію способів модифікування в залежності від схеми їх реалізації та впливу на властивості наплавленого металу. Показано основні переваги та недоліки способів введення модифікуючих та мікролегуємих добавок в наплавлений метал. Визначено, що з розглянутих способів модифікування найбільш простим і раціональним є хімічний спосіб – шляхом введення елементів-модифікаторів в наплавлений метал безпосередньо через шихту порошкових електродних дріт. Даний спосіб технологічно і економічно простий і універсальний та може використовуватися із незначними змінами при електродуговому, електрошлаковому та плазмовому наплавленні. Бібліогр. 33, табл. 1, рис. 3

Ключові слова: дугове наплавлення, наплавлений метал, порошковий дріт, модифікування, мікролегування, структура металу, експлуатаційні властивості

Широко відомо, що «мікроріст» хімічних елементів або їх з'єднань в металі або сплаві може істотно впливати на характер кристалізації металу, форму і склад неметалевих включень, будову границь зерен і приграничних зон, зварюваність, прогартовуваність, термо- і зносостійкість та ін. – тобто на цілу гаму технологічних і службових властивостей [1].

Одним з ефективних, як з економічного, так і технологічного боку, способів управління «мікрорістом» металу при електродуговому наплавленні є його модифікування та мікролегування. Дослідження цієї проблеми достатньо широко освітлено в літературі стосовно модифікування сталей та сплавів, які отримують методами лиття, а також стосовно зварних швів. Водночас, інформація про застосування різних способів модифікування та мікролегування при наплавленні є досить розрізною, тому мета даної роботи, яка полягає в аналізі основних способів модифікування та мікролегування, які можна застосувати при різних способах наплавлення, а також їх основних переваг та недоліків, очевидно, є достатньо актуальною.

Незважаючи на те, що часто під термінами «модифікування» і «мікролегування» розуміють схожі процеси, які полягають у введенні в метал невеликих кількостей певних елементів, які змінюють структуру і властивості металу, ця думка не зовсім точна [2].

Процес модифікування металу відомий досить давно. Згідно з даними [3], цей процес спочатку застосовувався для отримання високоякісного чавуну з застосуванням у якості модифікаторів силікокальцію та феросиліцію. Разом з тим, на сьогоднішній день існує кілька думок про те, що саме слід розуміти під терміном «модифікування». Так, згідно з [2, 4], модифікування – це процес активного регулювання первинної кристалізації та/або зміни ступеня дисперсності фаз, які кристалізуються, шляхом введення в розплав малих добавок окремих елементів або їх з'єднань. У роботі [5], під модифікуванням автори розуміють дещо більше, а саме будь-який технологічний процес одержання сплавів із дрібнозернистою структурою заради підвищення їх механічних, технологічних і експлуатаційних властивостей. Під такими процесами автори розуміють будь-які хімічні чи фізичні способи впливу на структуру і властивості металів або сплавів: введення добавок-модифікаторів; застосування різних фізичних впливів (вібраційне, ультразвукове або електромагнітне перемішування) або комбінацію вищенаведеного.

На відміну від модифікування, під мікролегуванням прийнято розуміти спосіб введення окремих елементів або їх з'єднань, залишковий вміст яких не перевищує 0,1 %, які чинять значний вплив на процеси, що протікають у твердій фазі (на фазовий склад сплавів, розмір вторинного аустенітного зерна, будову і чистоту границь

і приграничних зон і т.ін.) [4]. На думку автора роботи [2], часто в термін «мікролегування» помилково включають процеси розкислення і модифікування, які відрізняються механізмом впливу на структуру й властивості сталі та сплавів. Роль малих добавок при мікролегуванні проявляється переважно в результаті їх впливу на твердий стан металу (утворення твердого розчину впровадження або заміщення; розмір вторинних зерен; дисперсність, форму і розподіл неметалевих включень; будову меж і тонкої структури зерен; зниження негативного впливу шкідливих домішок, тощо).

Таким чином, під терміном «модифікування» слід розуміти сукупність будь-яких хімічних, фізичних чи комплексних процесів, що впливають на кінцеву структуру й властивості металу (сплаву). Під терміном «мікролегування» слід розуміти метод впливу на структуру й властивості металу (сплаву) тільки за рахунок введення в його склад малих добавок ($\leq 0,1\%$) елементів або їх з'єднань, які значно впливають на процеси, що протікають у твердій фазі.

Класифікація способів модифікування. Способи модифікування наплавленого металу можна розділити на три основні групи: хімічні (введення модифікуючих добавок), фізичні (застосування зовнішніх фізичних впливів) та комбіновані.

1. Хімічні способи модифікування. В даному випадку відбувається введення в наплавлений метал певної кількості хімічних елементів або їх з'єднань для досягнення сприятливих змін структури металу та його властивостей. Елементи-модифікатори в залежності від їхньої дії можна розділити на чотири класи [5, 6]:

– модифікатори 1-го роду, що підвищують змочуваність однієї складової сплаву іншою, тобто, які знижують поверхневий натяг на границі між ними, й тим самим полегшують утворення твердої фази, що контактує з рідкою;

– модифікатори 2-го роду, що є безпосередніми зародками кристалізації. Однак вони можуть бути такими досить умовно – у випадку коли температура розплаву настільки близька до температури затвердіння модифікаторів, що вона буде недостатньою для розплавлення введених у ванну модифікаторів;

– модифікатори 3-го роду (інокулятори), що змінюють структуру за рахунок зменшення перегріву рідкого металу, який кристалізується. Вищий темп охолодження сприяє росту швидкості кристалізації й зменшенню розвитку ліквідаційних процесів, що сприятливо позначається на структурі;

– комплексні модифікатори, які являють собою комплекс із двох і більше модифікаторів з одного

або різних класів елементів із наведених вище. Зазвичай дія таких модифікаторів, в залежності від їх типу, проявляється більш інтенсивно та комплексно, одночасно впливаючи на механічні, технологічні і експлуатаційні властивості металу.

Слід також зазначити, що характер дії модифікаторів 1-го роду може змінюватися при утворенні хімічних з'єднань модифікатора з іншими елементами. Нове хімічне з'єднання буде в остаточному підсумку відігравати роль самостійного модифікатора вже 2-го роду. Ці з'єднання при одних умовах можуть бути поверхнево-активними, а при інших навпаки – інактивними. Так, наприклад, бор, який зазвичай являє собою модифікатор 1-го роду, у сталі може утворювати стійке хімічне з'єднання із залізом – FeB_2 , яке служить центром кристалізації як модифікатор 2-го роду [5]. Найменування деяких хімічних елементів або їх з'єднань, які часто застосовуються для модифікування та мікролегування, а також їх основні фізичні властивості наведені в таблиці [7, 8].

1.1. Модифікатори 1-го роду. До модифікаторів такого типу відносять домішки, необмежено розчинні в рідкій фазі й мало розчинні у твердій фазі ($0,001\ldots 0,1\%$). Ці домішки у свою чергу можна розділити на два типи: такі, що не змінюють поверхневі властивості фази, яка кристалізується – «а», і такі, що змінюють поверхневий натяг на границі розплав-кристал – «б». Розчинні домішки типу «а» можуть гальмувати ріст твердої фази тільки за рахунок концентраційного бар'єра на **Фізичні властивості хімічних елементів (з'єднань)-модифікаторів [7, 8]**

Модифікатор	Температура плавлення, К	Температура кипіння, К	Щільність, г/см ³
Mg	923	1363	1,738
Ba	1002	2170	3,500
Sr	1042	1657	2,540
Ce	1071	3740	6,757
Ca	1115	1757	1,550
La	1194	3730	6,150
Pr	1204	3785	6,773
Y	1795	3611	4,470
SiO ₂	1983	2503	2,650
Zr	2125	4650	6,506
Al ₂ O ₃	2345	3250	3,950
B	2349	4200	2,340
SiC	3003	3103	3,210
VC	3083	4173	5,770
WC	3143	6273	15,630
TiN	3203	Немає даних	5,400
ZrN	3253	—»—	7,090
TiCN	3400	—»—	5,120
TiC	3533	4573	4,930
NbC	3763	4573	7,820
ZrC	3805	5373	6,730

границі кристал-розплав, при цьому не відбувається зміни енергетичних характеристик процесу [5].

Домішки типу «б» зазвичай називають поверхнево-активними, вони вибірково концентруються на поверхні кристалів (дендритів). Поверхнево-активні речовини здатні створити суцільний адсорбційний шар. Це означає, що при практичній відсутності розчинності поверхнево-активного модифікатора у твердій фазі навколо неї формується оболонка рідини, збагачена елементами модифікатора [5].

Введення модифікаторів 1-го роду супроводжується зміною поверхневого натягу й енергії активації в протилежних напрямках. Це ускладнює їхній спільний вплив на кристалізацію й розмір зерна. Найбільш характерний для модифікаторів 1-го роду ефект подрібнювання макрозерна. Оскільки підвищення енергії активації через адсорбцію домішки на гранях кристалів сприяє зниженню швидкості росту кристалів, то це викликає огрубіння дендритної будови зерна. Таким чином, під дією модифікаторів 1-го роду одночасно подрібнюється макрозерно але укрупнюється мікрозерно, тобто виявляється комплексний вплив на макро- і мікроструктуру [5].

1.2. Модифікатори 2-го роду. На параметри кристалізації і макроструктуру можуть впливати введені в розплав тверді частки. При цьому ряд дослідників зв'язують цей вплив саме з контактною дією на процес зародження центрів кристалізації. Пояснюються це тим, що при введенні в розплав нерозчинної домішки із властивостями, близькими до властивостей речовини, яка кристалізується, відбувається істотне зниження інтервалу метастабільності розплаву. Такі домішки називають ізоморфними з речовиною, що кристалізується, вони мають параметри кристалічної решітки, близькі до параметрів цієї речовини, і вважається, що вони як і модифікатори 1-го роду, забезпечують подрібнювання макрозерна. Зазвичай вміст модифікаторів цього типу обмежений 0,1 % [5].

На основі узагальнення різних робіт сформульовані наступні умови для вибору нерозчинних часток з найбільшою модифікуючою здатністю при наплавленні [5]: використання тугоплавких нерозчинних з'єднань; використання дисперсних часток з великою сумарною поверхнею розділу фаз; бажано, щоб частки мали металеві властивості (по типу хімічного зв'язку); найбільш ефективні частки стійких хімічних з'єднань, які будуть утворюватися в зварювальній ванні в результаті взаємодії з одним з компонентів або основою сплаву.

1.3. Модифікатори 3-го роду (інокулятори). Для підвищення якості наплавленого металу при наплавленні та зварюванні часто застосовують спеціально підготовлені порошки мікро- та нано-

розмірів з тугоплавких з'єднань різних елементів. Введені в зварювальну ванну вони рівномірно розподіляються за обсягом рідкого металу і служать ефективними центрами кристалізації металевій ванні. Згідно даних [5], введення інокуляторів в розплав, що кристалізується, забезпечує підвищення однорідності й дисперсності литої структури, оптимізацію форми й розподілу неметалічних включень, зменшення кількості деяких дефектів, що суттєво підвищує рівень та ізотропність властивостей металу.

Однак, незважаючи на поліпшення макроструктури, використання, наприклад, металевих порошків, литого дробу та інших подібних добавок в якості інокуляторів при електрошлаковому наплавленні, може приводити до збільшення забруднення сталі неметалічними включеннями – в основному оксидами. Це пов'язано з недостатньо відпрацьованою технологією введення інокуляторів, складністю їх одержання та зберігання, адже для них необхідний захист від окислювання при зберіганні, транспортуванні й введенні в рідку ванну [5].

1.4. Комплексні модифікатори. Основними перевагами застосування комплексних добавок-модифікаторів є той факт, що спільна дія двох і більш елементів-модифікаторів підсилює ефект, одержуваний при використанні одиночного модифікатора. Це пов'язане з відзначеним вище процесом зародження центрів кристалізації на нерозчинних домішках у шарі рідкої фази з дифузійним переохолодженням, обумовленим введенням розчинної домішки (особливо поверхнево-активної) [5]. Розрізняють комплексні модифікатори трьох типів: рафінуючі, зміцнюючі та рафінуюче-зміцнюючі. Особливістю модифікування сталей комплексними модифікаторами є те, що паралельно із подрібнюванням структури змінюється природа й форма неметалічних включень, знижується рівень забруднення границь зерен неметалічними включеннями, підвищується рівномірність розподілу структурних складових і т. ін. [5].

2. Фізичні способи модифікування. Основні способи, що застосовуються при наплавленні, які можуть бути віднесені до даного типу модифікування та спрямовані на подрібнювання структури металу, досить широко відомі й достатньо освітлені в технічній літературі. Це, зокрема, застосування вібрацій до виробу в процесі наплавлення; введення енергії від імпульсного джерела нагрівання; імпульсна подача електродного або присадного дроту; застосування джерел з модуляцією зварювального струму, а також у ряді випадків введення окремих теплових джерел, що впливають на зону термічного впливу близько до лінії зварного шва (наплавленого валика); зовнішній електромагнітний вплив і т.п. Проводити детальний огляд кож-

ного з перерахованих способів в даній статті нерационально, тому коротко зупинимося на декількох процесах, які дозволяють досить суттєво впливати на структурний стан сталей та сплавів і, відповідно, їхні властивості, і можуть бути використані при наплавленні.

2.1. Низькочастотна вібрація й механічне перемішування рідкої ванни. Вібрація є способом примусового перемішування рідкої ванни. Частота вібрації звичайно становить 1...30 Гц при змінній амплітуді, внаслідок чого руйнуються великі дендрити в процесі затвердіння, їх уламки сприяють зародженню нових центрів кристалізації, що веде до подрібнення макроструктури та посилення процесів дегазації рідкої ванни [9, 10].

2.2. Електромагнітне перемішування. Даний спосіб вперше набув застосування при безперервному розливанні сталевих злитків, а потім став використовуватися і при зварюванні та наплавленні. Спосіб забезпечує руйнування дендритів на фронті кристалізації й розподіл їх уламків по всьому об'єму рідкої ванни, викликає зниження й вирівнювання температури в об'ємі ванни й розширення області переохолодженого рідкого металу. Число центрів кристалізації зростає в прямій залежності від потужності, яка подається на індуктор, і, отже, від швидкості руху рідкої фази [11, 12].

Одним з прикладів застосування електромагнітного перемішування є використання струмопровідного кристалізатора (СПК) при електрошлаковому наплавленні [13]. В даному випадку в кристалізаторі відбувається обертання шлакової ванни в горизонтальній площині, обумовлене взаємодією магнітних полів шлакової ванни та струмопідвідної секції кристалізатора. Обертання шлакової ванни призводить до того, що частки присадного матеріалу, які подаються в шлакову ванну, повністю розплавляються і метал краще рафінується. Крім того, обертання ванни забезпечує більш дрібнозернисту структуру наплавленого металу.

2.3. Ультразвукова обробка. Даний спосіб передбачає вплив на рідку ванну механічних коливань високої частоти. На рідину чиниться змінний за знаком тиск, що приводить до її розриву з утворенням дрібних порожнин – ультразвукової кавітації. Вона може приводити до руйнування первинних дендритів і фазових складових. Їхнє дроблення й рівномірний розподіл уламків створюють додаткові центри кристалізації й приводять до подрібнювання макрозерен. Величина зерна зменшується зі збільшенням потужності, що вводиться у ванну, особливо після досягнення порогу кавітації [14]. За деякими даними [5], на відміну від електромагнітного перемішування при

ультразвуковій обробці не тільки не розвивається об'ємна кристалізація й пов'язані з нею небажані явища, а навпаки, одночасно з подрібнюванням зерна зменшується розмір дендритних гнізд внаслідок скорочення перехідної зони.

3. Комбіновані способи модифікування. В даному випадку одночасно застосовують хімічні добавки-модифікатори з фізичними впливами та технологічними прийомами, завдяки чому підсилюється ефект від дії елементів-модифікаторів і створюється можливість одержання особливо-дрібних і спеціальних структур. Наприклад, при введенні поверхнево-активних модифікаторів і застосуванні ультразвукової обробки, остання впливає на енергію зародкоутворення таким чином, що модифікуюча добавка більш рівномірно адсорбується на зародках докритичного розміру й підвищує їхню стійкість [15]. Вибір раціонального способу фізичного впливу та елемента-модифікатора у кожному конкретному випадку доцільно проводити, виходячи з мети фізичного впливу (підвищення механічних, технологічних, експлуатаційних властивостей одержуваної кінцевої продукції, тощо), а також практичної реалізації й економичності способу впливу.

Технології введення модифікуючих добавок при хімічних способах модифікування. В даний час для процесів наплавлення та зварювання достатньо широко використовуються саме хімічні способи модифікування структури наплавленого металу й зварних швів, шляхом введення в зварювальну ванну порошків тугоплавких хімічних з'єднань. Це дозволяє забезпечити подрібнювання структури металу та формування нових зміцнюючих фаз, що сприяє підвищенню експлуатаційних характеристик металу [16].

Існує досить багато методів введення модифікуючих добавок у зварювальну ванну: через електродні чи присадні порошкові драти та стрічки; покриття електродів; суцільні чи порошкові присадні прутки і драти, які вкладаються безпосередньо у зазор при зварюванні; керамічний флюс і т.д.

При цьому частково залишається невирішеною проблема збереження у зварювальній ванні ультрадисперсних часток, які активно дисоціюють у процесі наплавлення, тому що введення модифікаторів безпосередньо у зварювальну ванну через флюс або електродний дріт менш ефективно аніж при литті, через високу температуру в зоні зварювання [17]. Адже широко відомо, що температура в стовпі дуги, через яку проходить розплавлена крапля металу, може досягати 5000...6000 К, при цьому температура самої краплі досягає 2300...2700 К. Тому одним зі способів підвищення ефективності модифікування наплавленого металу при дуговому наплавленні є використання в

якості модифікаторів елементів і з'єднань, що мають високу температуру плавлення (вище 2700 К).

Розглянемо основні відомі способи введення модифікуючих добавок у наплавлений метал, а також їх переваги й недоліки.

1. Введення модифікаторів, що містяться в шихті порошкових дротів, безпосередньо через дугу. Незважаючи на відзначені вище недоліки процесу модифікування металу при проходженні добавок-модифікаторів безпосередньо через зварювальну дугу, такий метод досить часто застосовується через його відносну простоту й доступність.

Так, у роботі [18] була розроблена комплексна лігатура, що містить ітрій, церій та рідкоземельні елементи, яка успішно застосовувалася в шихті самозахисних порошкових дротів ПП-АН155 і ПП-АН156 для наплавлення інструментів гарячого деформування металу (різні формувальні й прокатні валки, ножі гарячого різання й т.п.) і порошкового дроту ПП-АН163 для наплавлення під флюсом гребних валів і інших деталей. Як показали промислові випробування, модифікування й мікролегування наплавленого металу дозволило підвищити стійкість цих інструментів на 20-30 %.

У роботі [19] модифікування металу з метою підвищення його зносостійкості успішно здійснювалося шляхом введення до складу шихти порошкового дроту фторцирконату калію. Модифікування сталі цирконієм шляхом додавання до складу електродного дроту порошоків феросплаву системи легування Fe-Si-Zr також успішно застосовувалося в роботі [20].

На думку авторів роботи [21], при використанні бору в якості модифікатора найбільш перспективно виглядає його використання в шихті електродних порошкових дротів, тому що використання дроту суцільного перетину вимагає збільшення вмісту в ньому бору й титану, у результаті чого підвищується твердість і жорсткість дроту. А введення мікродобавок бору в наплавлений метал через флюс представляється недостатньо надійним через низьку металургійну активність бору.

У роботах [22, 23] модифікування наплавленого металу виконували шляхом додавання в шихту порошкових електродних дротів порошоків карбідів титану та вольфраму та нітриду бору. В цих випадках для підвищення ефекту модифікування використовували так звані мікрохолодильники (див. нижче).

Як бачимо, незважаючи на негативний вплив високих температур у дуговому проміжку, спосіб модифікування шляхом введення модифікуючих елементів у шихту порошкових електродних дротів досить успішно використовується. За даними роботи [24] для того, щоб ефект від введення у

зварювальну ванну добавок-модифікаторів через шихту порошкових дротів був більш відчутним, розміри дисперсних часток тугоплавких з'єднань повинні складати 50...300 мкм. Крім того, на думку авторів роботи [25] для гарантованого переходу модифікуючих компонентів з електродних матеріалів у наплавлений метал, слід використовувати такі процеси, в яких реалізується малопотужний і короткочасний термічний цикл і формується зварювальна ванна невеликого об'єму.

2. Застосування «мікрохолодильників». Щоб зменшити перегрів і розплавлення модифікуючих добавок, які потрапляють у зону дуги, у роботі [22] було запропоновано застосовувати добавки-модифікатори в суміші з холодними макрочастками (мікрохолодильниками) із дротової крихти розмірами 2х2 мм, які подаються в суміші з модифікаторами у вигляді присадного матеріалу.

Така ж ідея була реалізована в декількох роботах при наномодифікуванні зварних швів [6] і наплавленого металу [26]. Для збереження активності модифікуючих наночасток і прикріплення їх до макрочасток, що виконують роль мікрохолодильників, проводилася механохімічна обробка порошкової суміші з макро- і наночасток у високоенергетичних планетарних млинах. Зокрема, у роботі [26] у шихту експериментальних порошкових дротів в якості модифікатора вводили композиційні мікрогранули на основі нікелю, у яких утримувалися наночастки (розмір до 100 нм) карбонітрида титану.

Крім того, згідно даних робіт [3, 17], зменшення розмірів добавок-модифікаторів до нанорівня дозволяє підвищити їхню ефективність. Чим менше розміри модифікуючих часток, а отже і центрів кристалізації, тим менше зерно металу шва, і тим менше коефіцієнт інтенсивності напружень. Подрібнювання розмірів часток модифікатора підвищує питому енергію співударяємих часток і збільшує імовірність хімічної взаємодії між ними з утворенням міцних зв'язків і більш ефективного подрібнення структури металу (рис. 1).

3. Застосування додаткового електродного або присадного дроту. Підвищити ефективність модифікування металу можна шляхом введення модифікуючих добавок у низькотемпературну зону ванни в складі додаткового електродного або присадного порошкового дроту. При цьому для зміни якісних характеристик отриманого з'єднання інколи достатньо використовувати один порошковий дріт у багатодуговому зварювальному (наплавлювальному) процесі [27].

Так, у роботі [16] для модифікування металу достатньо успішно використовували присадний порошковий дріт, що складався зі сталевієї низьковуглецевої оболонки й наповнювача, який містить

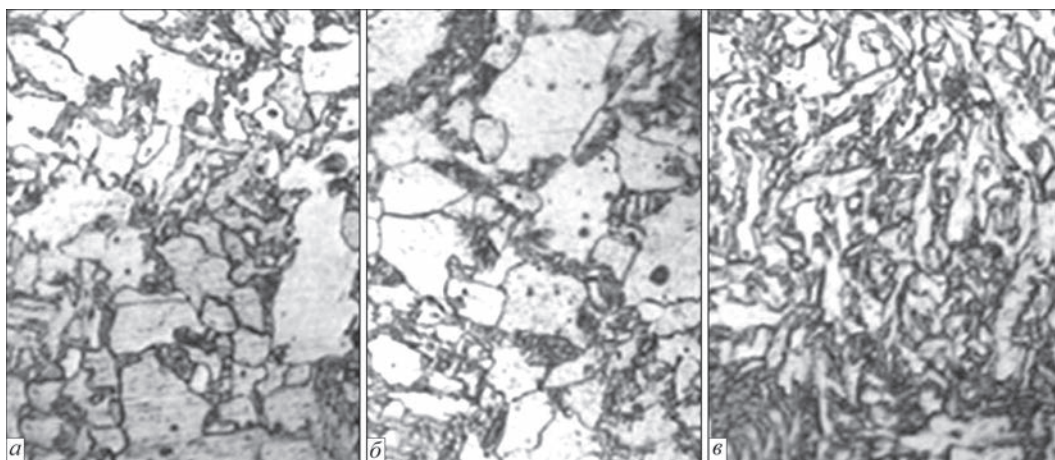


Рис. 1. Мікроструктура (x400) металу зварних швів, виконаних [17]: а – без додавання модифікатора; б – з додаванням TiO_2 , $d_{\text{cp}} = 8 \text{ мкм}$; в – з додаванням TiO_2 , $d_{\text{cp}} = 4 \text{ мкм}$

гранульований порошок з нано- і мікрочастинок нітриду титану.

У роботі [28] було проведено порівняння результатів модифікування титаном при двох схемах його введення при зварюванні під флюсом: стандартної, через шихту порошкового дроту через стовп дуги та з безпосереднім введенням у «холодну» частину зварювальної ванни через додатковий присадний дріт. Дослідження показали, що оскільки титан є ефективним розкислювачем, найбільш велика ймовірність його окиснення в стовпі дуги й у краплі, а також у реакціях розкислення шлаків. Тому при введенні титану безпосередньо через шихту електродного порошкового дроту було відзначено зменшення його вмісту в зварному шві у 3,5 рази у порівнянні із вмістом в порошковому дроті. Однак при застосуванні дроту ідентичного складу але в якості присадного – вміст титану в зварному шві зменшився тільки в 1,3 рази.

Разом з тим, застосування додаткових присадних дротів і стрічок з метою модифікування наплавленого металу може бути ускладнене внаслідок ряду факторів. Введення електродних присадних дротів перед основним електродом, а також на невеликій відстані після нього, так само як і додаткове нагрівання присадного дроту струмом, все одно приводить до значних втрат модифікатора через його розплавлення й розчинення в перегрітому металевому розплаві. Застосування електронейтрального присадного дроту суттєво обмежує швидкість його подачі, перевищення якої викликає приварювання дроту до дна ванни, а застосування декількох дротів приводить до переохолодження ванни й порушенню якості формування шару наплавленого металу (рис. 2) [16].

Для вирішення цих проблем у роботі [16] було проведено комплексне експериментальне дослідження по визначенню оптимальних параметрів введення додаткового присадного модифікуючого

дроту у зварювальну ванну – куту нахилу, швидкості подачі, відстані від електродного дроту до торця присадного дроту і т.ін. Однак такий підхід потребує значних втрат часу та коштів і потребує вдосконалення.

Таким чином, спосіб модифікування наплавленого металу через додатковий присадний дріт, який подається у хвостову частину зварювальної ванни, дозволяє підвищити вміст модифікуючих елементів у наплавленому металі. Разом з тим, даний спосіб є технологічно складним із значними труднощами у забезпеченні стабільного дугового процесу та високої якості формування наплавленого металу і однорідності його структури.

4. Застосування додаткових присадок, які розташовуються безпосередньо на виробі, що зварюється або наплавляється. Для зменшення втрат модифікуючих елементів іноді застосовують спосіб укладання присадних прутків чи дротів безпосередньо у розділку при зварюванні. Так, в роботах [29, 30] для модифікування зварних швів застосовувалися литі прутки чи витратні електроди заданої довжини та діаметра, які закладали в

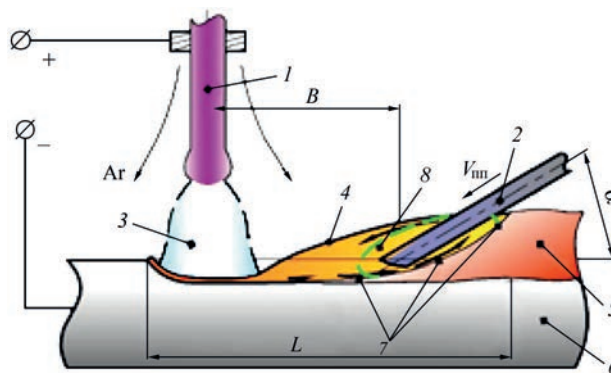


Рис. 2. Схема введення присадного модифікованого порошкового дроту у зварювальну ванну в процесі електродугового наплавлення [16]: 1, 2 – електродний й присадний порошкові дроти; 3 – електрична дуга; 4 – зварювальна ванна; 5, 6 – наплавлений і основний метали; 7 – фронт кристалізації наплавленого металу; 8 – переохолоджена зона металевого розплаву

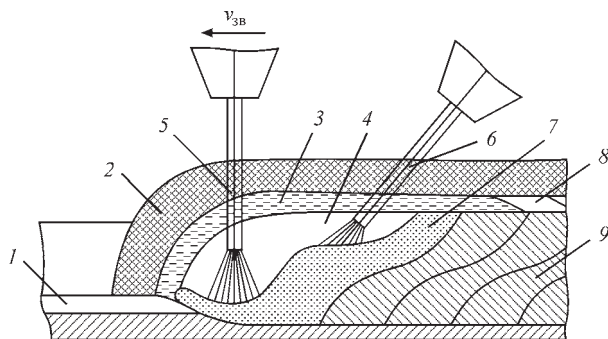


Рис. 3. Схема двухдугового зварювання під флюсом із застосуванням модифікованої лігатури [31]: 1 – лігатура; 2 – флюс; 3 – рідкий шлак; 4 – газований пазир; 5, 6 – електродні дроти; 7 – рідка ванна; 8 – застиглий шлак; 9 – метал шва

розділку крайок по довжині стику безпосередньо перед зварюванням.

У роботі [31] даний метод був модернізований і для розплавлення модифікованої лігатури та додаткового перемішування зварювальної ванни використовували двухдуговий метод зварювання. Така схема дозволяє уникнути прямого впливу дуги на модифікуючі добавки й екранує їх рідким проміжним шаром (рис. 3).

У роботі [32] використовували модифікуючі добавки (дисперсні порошки карбіду кремнію і аеросилу), які знаходилися в шарі легуючої шихти, яку наносили безпосередньо на поверхню, що наплавляється. Однак цей спосіб має істотний недолік – при його використанні одержати гарне формування наплавленого металу вдається тільки у вузькому діапазоні режимів наплавлення. Для вирішення цієї проблеми автори роботи [33] запропонували додатково накладати зовнішнє магнітне поле. Однак такий підхід ще більше ускладнює процес наплавлення з технологічної точки зору.

Як бачимо, перераховані вище способи наплавлення певним чином дозволяють уникнути прямої дії зварювальної дуги на модифіковані присадні дроти чи прутки. Однак вони досить технологічно ускладнені і часто не можуть бути застосовані для наплавлення.

Таким чином, із представлених вище способів, найбільш простим і раціональним є введення елементів-модифікаторів безпосередньо через шихту порошкових електродних дрітків. Даний метод достатньо універсальний і з певними модифікаціями може використовуватися при різних способах електродугового, електрошлакового, плазмового та інших способів наплавлення.

Висновки

1. Слід розрізняти терміни «модифікування» та «мікрولهгування». Модифікування – це сукупність будь-яких хімічних або фізичних процесів, що впливають на кінцеву структуру й властивості металу (сплаву), в той час як мікрولهгування

– метод впливу на структуру й властивості металу (сплаву) тільки за рахунок введення в його склад малих добавок ($\leq 0,1\%$) елементів або їх з'єднань, які чинять значний вплив на процеси, що протікають у твердій фазі.

2. Модифікування та мікрولهгування сталей і сплавів використовується здебільшого для подрібнювання їх мікро- і макроструктури; зменшення розвитку хімічної, фізичної й структурної неоднорідності; сприятливої зміни природи й форми неметалічних включень; підвищення комплексу технологічних, механічних і експлуатаційних властивостей сталей.

3. З технологічної та економічної точки зору, найбільш простим і раціональним способом модифікування металу при наплавленні є введення елементів-модифікаторів безпосередньо через шихту порошкових електродних дрітків. Для підвищення ефективності модифікування в цьому випадку рекомендовано використовувати елементи-модифікатори із температурою плавлення вище 2700 К та (або) додатково використовувати спеціальні частки-мікрохолодильники.

Список літератури

1. Маняк Н.А., Маняк Л.К. (2002) Влияние бора на структуру и вязкость низколегированной стали. *Металл и литье Украины*, 5-6, 23-25.
2. Лякишев Н.П. (2000) *Энциклопедический словарь по металлургии*. Москва, Интермет Инжиниринг.
3. Бубликов В.Б. (2008) Высокопрочному чугуна – 60 (Обзор). *Литейное производство*, 11, 2-8.
4. Гольдштейн Я. Е., Мизин В.Г. (1986) *Модифицирование и микрولهгирувание чугуна и стали*. Москва, Металлургия.
5. Задиранов А.Н., Кац А.М. (2008) *Теоретические основы кристаллизации металлов и сплавов*. Москва, МГИУ.
6. Болдырев А.М., Григораш В.В. (2011) Проблемы микро- и наномодифицирования швов при сварке строительных металлоконструкций. *Нанотехнологии в строительстве: научный интернет-журнал*, 3, 3, 42-52.
7. Зубенко Л.Н. (2015) Применение модификаторов в составе функциональных покрытий. *Технологии и материалы*, 2, 20-23.
8. Шекшеев М.А., Михайлицын С.В., Сычков А.Б. и др. (2018) Исследование влияния ультрадисперсных частиц монокристалла вольфрама на структуру наплавленного металла. *Вестник Южно- Уральского государственного университета. Серия: Металлургия*, 18, 4, 128-136.
9. Pulka Ch.V., Shably O.N., Senchishin V.S., Sharyk M.V. and Gordan G.N. (2012) Influence of vibration of parts on structure and properties of metal in surfacing. *The Paton Welding J.*, 1, 23-25.
10. Lashchenko G.I. (2016) Technological capabilities of vibration treatment of welded structures (Review). *Ibid.*, 7, 26-31. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.07.05>
11. Razmyshlyayev A.D. and Ageeva M.V. (2018) On mechanism of weld metal structure refinement in arc welding under action of magnetic fields (Review). *Ibid.*, 3, 25-28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.03.05>
12. Razmyshlyayev A.D., Ageeva M.V. and Lavrova E.V. (2019) Refinement of metal structure in arc surfacing under the effect of longitudinal magnetic field. *Ibid.*, 2, 13-18. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.02>
13. Рябцев И.А., Кусков Ю.М., Переплетчиков Е.Ф., Бабинцев А.А. (2021) *Наплавка. Управление проплавлением основного металла и формированием наплавленных слоев* (под общ. ред. И.А. Рябцева). Киев, Интерсервис.

14. Kirian V.I., Kajdalov A.A., Novikova D.P., Bogajchuk I.L. and Kesners M. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 13-18, 38-40.
15. Морозов В.П. (2006) Особенности процесса формирования первичной структуры сварных швов алюминиевых сплавов различных систем легирования при совместном действии периодического источника тепла и модификаторов. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, **9**, 51-64.
16. Антонов А.А., Артемьев А.А., Соколов Г.Н. и др. (2016) Разработка способа дуговой наплавки плавящимся электродом с подачей присадочной проволоки. *Современные проблемы теории машин*, **4**, 2, 99-101.
17. Болдырев А.М., Орлов А.С., Гушин Д.А. (2016) Новая технология получения гранулированного присадочного материала с наномодифицирующими добавками для дуговой сварки сталей. *Нанотехнологии в строительстве: научный интернет-журнал*, **8**, **6**, 124-143.
18. Гладкий П. В., Микаелян Г. С. (2015) Микролегирование и модифицирование износостойкого наплавленного металла. *Наплавка. Технологии, материалы, оборудование*. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, 71-73.
19. Зусин В.Я. (2011) Исследование модифицирования металла, наплавленного порошковой проволокой с алюминиевой оболочкой. *Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*, **23**, 180-183.
20. Shlepakov V.N., Gavriljuk Yu.A. and Naumejko S.M. (2011) Development of flux-cored wire for arc welding of high-strength steel of bainite class. *The Paton Welding J.*, **11**, 15-18.
21. Fejnberg L.I., Rybakov A.A., Alimov A.N., Rosert R. (2007) Weld microalloying with titanium and boron in multiarc welding of large diameter gas and oil pipes. *Ibid.*, **5**, 12-16.
22. Литвиненко-Арьков В.Б., Соколов Г.Н., Кязымов Ф.А. (2012) Структура и свойства термостойкого металла, наплавленного порошковыми проволоками с наночастицами TiCN. *Известия Волгоградского государственного технического университета*, **9**, 194-197.
23. Макаров А.В., Кудряшов А.Е., Владимиров А.А., Титова А.П. (2019) Применение наплавочных материалов, модифицированных тугоплавкими компонентами, для восстановления роликов машин непрерывного литья заготовок. *Вестник Брянского государственного технического университета*, **8**, 41-48.
24. Golovko V.V. (2018) Possibilities of nanomodification of dendrite structure of weld metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 2-6. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.08.01>
25. Соколов Г.Н., Зорин И.В., Артемьев А.А. и др. (2014) Особенности формирования структуры и свойств наплавленных сплавов под влиянием наночастиц тугоплавких соединений. *Физика и химия обработки материалов*, **2**, 38-47.
26. Соколов Г.Н., Артемьев А.А., Дубцов Ю.Н. и др. (2018) Влияние азота и частиц карбонитрида титана на структуру и свойства металла системы Fe-C-Cr-Ni-Mo, наплавленного порошковой проволокой. *Омский научный вестник*, **2**, 15-19.
27. Яковлев Д.С., Шахматов М.В. (2015) Микролегирование сварных соединений порошковой проволокой. *Технологии и материалы*, **2**, 23-28.
28. Якушин Б.Ф., Потапов С.В., Килёв В.С. (2015) О прямом модифицировании сварочной ванны при автоматической сварке под флюсом. *Евразийский союз ученых*, **12-5**, 126-133.
29. Babu N., Talari M., Pan D., Sun Z., Wei J., Sivaprasad K. (2012) Microstructural characterization and grain refinement of AA6082 gas tungsten arc welds by scandium modified fillers. *Materials chemistry and physics*, **137/2**, 543-551.
30. Kuznetsov V.D., Stepanov D.V. (2015) Structure and properties of weld metal modified by nanooxides. *The Paton Welding J.*, **11**, 10-16. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.01>
31. Алешин Н.П., Григорьева М.В., Коберник Н.В., и др. (2018) Модифицирование металла шва наноразмерными частицами карбида вольфрама и нитрида титана при двухдуговой сварке под флюсом. *Химия высоких энергий*, **52**, **5**, 426-431.
32. Peremitko V.V. (2014) Wear-resistant arc surfacing over the layer of alloying charge. *The Paton Welding J.*, **8**, 54-57. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.08.09>
33. Peremitko V.V., Nosov D.G. (2015) Optimization of modes of submerged arc surfacing over the layer of alloying charge of caterpillar machine running gear parts. *Ibid.*, **5-6**, 44-46. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.10>

References

1. Manyak, N.A., Manyak, L.K. (2002) Influence of boron on structure and toughness of low-alloy steel. *Metall i Lityo Ukrainy*, **5-6**, 23-25 [in Russian].
2. Lyakishev, N.P. (2000) *Thesaurus on metallurgy*. Moscow, Internet Engineering [in Russian].
3. Bublikov, V.B. (2008) High-strength cast iron – 60 (Review). *Litejnoe Proizvodstvo*, **11**, 2-8 [in Russian].
4. Goldshtein, Ya.E., Mizin, V.G. (1986) *Modification and microalloying of cast iron and steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
5. Zadiranov, A.N., Kats, A.M. (2008) *Theoretical principles of crystallization of metals and alloys*. Moscow, MGIIU [in Russian].
6. Boldyrev, A.M., Grigorash, V.V. (2011) Problems of micro- and nanomodification of welds in welding of building metal structures. *Nanotekhnologii v Stroitelstve*, **3(3)**, 42-52 [in Russian].
7. Zubenko, L.N. (2015) Application of modifiers in composition of functional coatings. *Tekhnologii i Materialy*, **2**, 20-23 [in Russian].
8. Sheksheev, M.A., Mikhailitsyn, S.V., Sychkov, A.B. et al. (2018) Examination of influence of ultradisperse particles of tungsten monocarbide on structure of deposited metal. *Vestnik Yuzhno-Uralsky Gos. Un-ta, Series: Metallurgiya*, **18(4)**, 128-136 [in Russian].
9. Pulka, Ch.V., Shably, O.N., Senchishin, V.S., Sharyk, M.V., Gordan, G.N. (2012) Influence of vibration of parts on structure and properties of metal in surfacing. *The Paton Welding J.*, **1**, 23-25.
10. Lashchenko, G.I. (2016) Technological capabilities of vibration treatment of welded structures (Review). *Ibid.*, **7**, 26-31. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2016.07.05>
11. Razmyshlyaev, A.D., Ageeva, M.V. (2018) On mechanism of weld metal structure refinement in arc welding under action of magnetic fields (Review). *Ibid.*, **3**, 25-28. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.03.05>
12. Razmyshlyaev, A.D., Ageeva, M.V., Lavrova, E.V. (2019) Refinement of metal structure in arc surfacing under the effect of longitudinal magnetic field. *Ibid.*, **2**, 19-21. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.02>
13. Ryabtsev, I.A., Kuskov, Yu.M., Pereplyotchikov, E.F., Babinets, A.A. (2021) *Surfacing. Control of base metal penetration and formation of deposited layers*. Ed. by I.A. Ryabtsev. Kiev, Interservice [in Russian].
14. Kirian, V.I., Kajdalov, A.A., Novikova, D.P., Bogajchuk, I.L., Kesners, M. (2007) Improvement of welded joint structure under the impact of wideband ultrasonic vibrations during welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 38-40.
15. Morozov, V.P. (2006) Peculiarities of process of primary structures formation of welds of different system aluminium alloys. *Izv. Vuzov, Mashinostroenie*, **9**, 51-64 [in Russian].
16. Antonov, A.A., Artemiev, A.A., Sokolov, G.N. et al. (2016) Development of method of consumable electrode arc surfacing with filler wire. *Sovremennye Problemy Teorii Mashin*, **4(2)**, 99-101 [in Russian].
17. Boldyrev, A.M., Orlov, A.S., Gushchin, D.A. (2016) New technology for producing of granulated filler material with nanomodifying additives for arc welding of steels. *Nanotekhnologii v Stroitelstve*, **8(6)**, 124-143 [in Russian].
18. Gladky, P.V., Mikaelyan, G.S. (2015) Microalloying and modification of wear-resistant deposited metal. *In: Surfacing. Technologies, materials, equipment*. Kiev, PWI [in Russian].
19. Zusin, V.Ya. (2011) Investigation of modification of metal deposited by flux-cored wire with aluminium sheath. *Vestnik Priazov. GTU. Series: Tekhnicheskie Nauki*, **23**, 180-183 [in Russian].

20. Shlepakov, V.N., Gavriluk, Yu.A., Naumajko, S.M. (2011) Development of flux-cored wire for arc welding of high-strength steel of bainite class. *The Paton Welding J.*, **11**, 15-18.
21. Fejnberg, L.I., Rybakov, A.A., Alimov, A.N., Rosert, R. (2007) Weld microalloying with titanium and boron in multiarc welding of large diameter gas and oil pipes. *Ibid.*, **5**, 12-16.
22. Litvinenko-Arkov, V.B., Sokolov, G.N., Kyazymov, F.A. (2012) Structure and properties of heat-resistant metal, deposited by flux-cored wires with TiCN nanoparticles. *Izv. Volgograd GTU*, **9**, 194-197 [in Russian].
23. Makarov, A.V., Kudryashov, A.E., Vladimirov, A.A., Titova, A.P. (2019) Application of deposited materials modifying with refractory components for restoration of rollers of billet continuous-casting machines. *Vestnik Bryansk GTU*, **8**, 41-48 [in Russian].
24. Golovko, V.V. (2018) Possibilities of nanomodification of dendrite structure of weld metal. *The Paton Welding J.*, **8**, 2-6. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2018.08.01>
25. Sokolov, G.N., Zorin, I.V., Artemiev, A.A. et al. (2014) Peculiarities of formation of structure and properties of deposited alloys under influence of refractory compound nanoparticles. *Fizika i Khimiya Obrabotki Materialov*, **2**, 38-47 [in Russian].
26. Sokolov, G.N., Artemiev, A.A., Dubtsov, Yu.N. et al. (2018) Influence of nitrogen and titanium carbonitride particles on structure and properties of Fe-C-Cr-Ni-Mo system metal deposited by flux-cored wire. *Omskij Nauchnyi Vestnik*, **2**, 15-19 [in Russian].
27. Yakovlev, D.S., Shakhmatov, M.V. (2015) Microalloying of welded joints by flux-cored wire. *Tekhnologii i Materialy*, **2**, 23-28 [in Russian].
28. Yakushin, B.F., Potapov, S.V., Kilyov, V.S. (2015) About direct modification of welding pool in submerged-arc welding. *ESU*, **12-5**, 126-133 [in Russian].
29. Babu, N., Talari, M., Pan, D., Sun, Z., Wei, J., Sivaprasad, K. (2012) Microstructural characterization and grain refinement of AA6082 gas tungsten arc welds by scandium modified fillers. *Materials Chemistry and Physics*, **137/2**, 543-551.
30. Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of weld metal modified by nanooxides. *The Paton Welding J.*, **11**, 10-16. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.11.01>
31. Alyoshin, N.P., Grigorieva, M.V., Kobernik, N.V. et al. (2018) Modification of weld metal with tungsten carbide nanosized particles in twin-arc submerged-arc welding. *Khimiya Vysokikh Energij*, **52(5)**, 426-431 [in Russian].
32. Peremitko, V.V. (2014) Wear-resistant arc surfacing over the layer of alloying charge. *The Paton Welding J.*, **8**, 54-57. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2014.08.09>
33. Peremitko, V.V., Nosov, D.G. (2015) Optimization of modes of submerged arc surfacing over the layer of alloying charge of caterpillar machine running gear parts. *Ibid.*, **5-6**, 44-46. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2015.06.10>

CLASSIFICATION OF METHODS OF MODIFICATION AND MICROALLOYING OF DEPOSITED METAL (Review)

A.A. Babinets, I.O. Ryabtsev

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

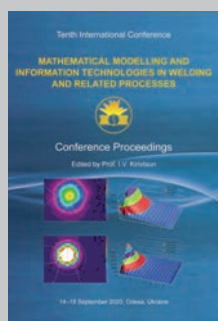
A literature review of the main methods of modification and microalloying of deposited metal was made. It was shown that, in contrast to the term «microalloying», the term «modification» should consider not only a method of introducing small additives of chemical elements or their compounds into the deposited metal but also various physical effects or technological processes aimed at achieving the same goal – refinement of micro- and macrostructure of metal, cleaning of grain boundaries and boundary zones, improving the complex of technological, mechanical and operational properties of steels and alloys. Examples of such physical effects are application of vibrations to a product in the process of surfacing; input of power from a pulsed heat source; pulsed electrode or filler wire feed; application of sources with modulation of welding current; external electromagnetic effect, etc. The classification of modification methods depending on the scheme of their implementation and impact on the properties of the deposited metal is given. The main advantages and disadvantages of methods of introducing modifying and microalloying additives into the deposited metal are shown. It was determined that from the considered methods of modification, the chemical method is the simplest and the most rational, which implies introducing modifier elements into the deposited metal directly through the charge of flux-cored electrode wires. This method is technologically and economically simple and versatile, and can be used with minor changes in electric arc, electroslog and plasma surfacing. 33 Ref., 1 Tabl., 3 Fig.

Keywords: arc surfacing, deposited metal, flux-cored wire, modification, microalloying, metal structure, service properties

Надійшла до редакції 21.07.2021

НОВА КНИГА

Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах: 36. праць X міжнар. конф. / Під ред. проф. І.В. Кривцуна. — Київ: Міжнародна Асоціація «Зварювання», 2021. — 88 с. Електронне видання — <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/mmw2020.pdf>.



У збірнику представлені доповіді X міжнародної конференції «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» (14–18 вересня 2020 р., м. Одеса, Україна), в яких відображені досягнення за останні роки в області математичного моделювання фізичних явищ, що протікають при зварюванні, наплавленні і інших споріднених процесах. Авторами доповідей є відомі вчені і фахівці з України та Великобританії. Для наукових і інженерно-технічних працівників, зайнятих в області зварювання, різання, наплавлення, пайки, нанесення захисних покриттів і інших споріднених процесів.

Збірники десяти конференцій MMITWRP за 2002-2020 рр. знаходяться у відкритому доступі на сайті Видавничого дому «Патон»: <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmw>.

ПРОБЛЕМИ МОКРОГО ПІДВОДНОГО ЗВАРЮВАННЯ ДУПЛЕКСНИХ СТАЛЕЙ

С.Ю. Максимов, А.А. Радзівська, Д.В. Васильєв, Г.В. Фадєєва

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

В статті розглядається питання зварювання дуплексних сталей: стан питання в даний час і перспективи розвитку в подальшому. Зварні шви, виконані на повітрі і під водою з використанням покритих електродів, характеризуються аналогічною структурою і властивостями. Інтенсивне охолодження, що забезпечується водним середовищем, не призводить до збільшення вмісту фериту в зварному шві і ЗТВ в порівнянні з вмістом фериту в з'єднаннях, виконаних на повітрі. Стовпкові з'єднання, виконані під водою при нестабільному горінні дуги, характеризуються схильністю до утворення холодних тріщин в металі шва, але у ЗТВ тріщини не виявлені. В статті подано аналіз розподілу твердості в досліджуваних з'єднаннях, який не виявив істотних відмінностей між значеннями, визначеними в зварних швах, виконаних на повітрі і в воді. Розмір аустенітних фаз при сухому зварюванні був більше, ніж при мокрому зварюванні при тих же умовах тепловкладення. При мокрому зварюванні доля γ -фази значно зросла при збільшенні погонної енергії з 27,31 до 39,46 % для центру шва і від 35,01 до 44,9 % для металу шва, прилеглого до лінії сплавлення. Всі досліджені композиції хімічного складу металу шва були нечутливі до локальної корозії через високі значення PREN. Метал зварного шва, що примикає до лінії сплавлення, показав оптимальну стійкість до локальної корозії, а також метал зварного шва показав кращу стійкість до локальної корозії, ніж зона термічного впливу. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: дуплексні сталі, підводне зварювання, зварне з'єднання, формування, структура, корозія, службові властивості, зварювальні матеріали

З початку 1990-х років дуплексні і супердуплексні нержавіючі сталі грають важливу роль в нафтогазовій промисловості, на транспорті, в будівництві і в переробній промисловості [1]. До сьогодення сфера їх застосування розширилася на металокопії, що експлуатуються у водному середовищі, зокрема, при будівництві морських і атомних енергетичних установок, трубопроводів для транспортування сірчастого газу, нафти і морської води, завдяки сприятливому поєднанню високої механічної міцності і загальної та локальної корозійної стійкості і стійкості до розтріскування, викликаного взаємодією напружень і водню, джерелом якого є кисле середовище рідких вуглеводнів, а також меншій вартості через понижений вміст нікелю [2].

Сучасні дуплексні нержавіючі сталі зазвичай містять 4,5...7,5 % нікелю і 20...25 % хрому при низькому рівні вуглецю і мають двофазну феритно-аустенітну мікроструктуру. Як видно з діаграми фазового перетворення системи Fe–Cr–Ni [3] (рис. 1), коли еквівалентні відношення Cr/Ni вище 1,75, з рідини виділяється тільки фаза фериту до повної кристалізації. В подальшому процесі охолодження ферит частково перетворюється в аустеніт, коли температура знижується до температури перетворення $\delta \rightarrow \gamma$, яка визначається хімічним складом. Під час перетворення фериту в аустеніт в міру охолодження морфологія аустеніту може послідовно проявлятися у вигляді зернограничних аморфних структур, бічних пластин Відман-

штетта або внутрішньозеренних бічних пластин, голчастих, а також дрібних внутрішньозеренних виділень [4]. З початком перетворення аустеніт спершу з'являється на кордоні зерен через його максимальну вільну енергію. Перетворення внутрішньозеренного аустеніту вимагає найбільшої рушійної сили і відбувається при самій низькій температурі. Температура перетворення аустеніту бічної пластини Відманштетта знаходиться між двома вищезгаданими температурами. Ступінь перетворення і кінцева морфологія аустеніту визначаються хімічним складом і швидкістю охолодження.

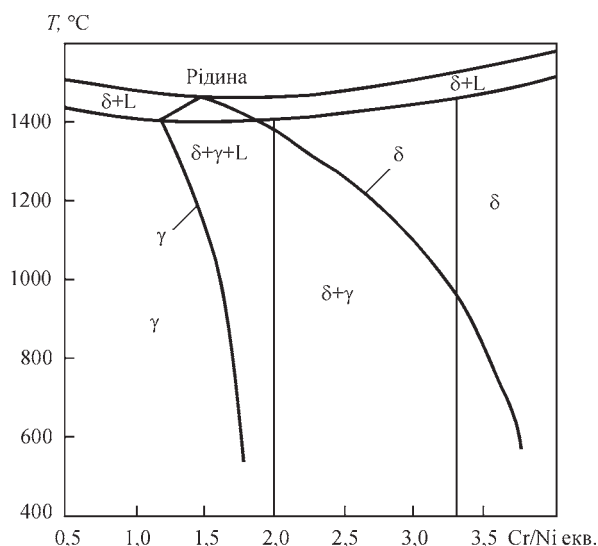


Рис. 1. Діаграма псевдобінарного фазового перетворення системи Fe–Cr–Ni [3]

Максимов С.Ю. — <https://orcid.org/0000-0002-5788-0753>

© С.Ю. Максимов, А.А. Радзівська, Д.В. Васильєв, Г.В. Фадєєва, 2021

Чим вищий вміст елементів-стабілізаторів аустеніту, тим більше ступінь його перетворення. Чим вище швидкість охолодження, тим більше голчастих і дрібних виділень присутні в фериті.

Механічні властивості і корозійна стійкість зварних з'єднань дуплексної сталі залежать від частки фериту і аустеніту в структурі, морфології і розміру зерен фериту і аустеніту, типу, морфології і розподілу інтерметалідних фаз, які можуть виділятися з фериту. Стандартні дуплексні і супердуплексні сталі охоплюють цілий ряд мікроструктур, властивості цих сплавів залежать в основному від балансу між двома фазами – фериту і аустеніту. Будь-яка форма термообробки, включаючи термічні цикли зварювання, впливає на морфологію цих сталей і, як наслідок, на механічні та корозійні властивості зони термічного впливу в зварних з'єднаннях [5]. Так, при нагріванні приблизно від 600 до 1000 °С супердуплексні нержавіючі сталі схильні до утворення інтерметалідних фаз (наприклад, σ -фази, χ -фази і R-фази) [6]. Повторний нагрів може також викликати утворення вторинного аустеніту і осадження нітридів. Присутність цих фаз суттєво погіршує корозійну стійкість і ударну в'язкість.

Величина тепловкладення і швидкість охолодження істотно впливають на мікроструктуру і утворення вторинних фаз в ЗТВ. Під час зварювання зона термічного впливу доводиться до температури, при якій матеріал практично повністю феритний. При охолодженні починається реформування аустеніту. Ступінь перетворення фериту в аустеніт залежить від складу сталі і умов зварювання. Більш високий вміст нікелю і азоту і більш повільне охолодження сприяють цьому перетворенню. При швидкому охолодженні в ЗТВ може фіксуватися високий вміст фериту, що призводить до зниження міцності і корозійної стійкості з'єднань. Вміст фериту в металі зварного шва і зоні термічного впливу має бути в межах 25...70 %, щоб забезпечити оптимальні механічні властивості і корозійну стійкість [7]. Для досягнення необхідної збалансованої мікроструктури необхідно строго контролювати склад присадкового металу і швидкість охолодження. На думку авторів роботи [8] хімічний склад присадкового металу чинить більший вплив на кінцеве співвідношення ферит/аустеніт, ніж швидкість охолодження. Схильність до утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях дуплексних сталей залежить від вмісту фериту в їх структурі, погонної енергії і вмісту водню в захисному газі. Було відзначено, що вона підвищується, якщо вміст фериту в зварному шві перевищує 50 %. З іншого боку, введення водню в захисний газ (Ar) призвело до зменшення утворення тріщин. Форма оброблення крайок так само може

сприяти утворенню холодних тріщин через несприятливий розподіл залишкових напружень після зварювання [9, 10].

Незважаючи на широке застосування дуплексних сталей вплив водного середовища на структуру і властивості зварних з'єднань досі вивчено мало. В літературі не зустрічаються результати широких досліджень і звіти про поведінку дуплексних сталей при підводному зварюванні та властивості одержаних з'єднань. Найбільш несприятливими факторами для підводного зварювання дуплексної сталі вважаються підвищена швидкість охолодження і гідростатичний тиск, також існує небезпека збільшення вмісту водню в феритній фазі [11, 12]. При цьому більшість проблем пов'язана з зоною термічного впливу, а не зі зварним швом.

При мокрому зварюванні фактори, що впливають на якість зварювання, є більш складними, ніж при сухому зварюванні, і процес зварювання також є більш складним. Більшість доступних результатів проведених експериментів отримані при використанні ручного зварювання промисловими електродними матеріалами, застосовуваними на повітрі, тому що до теперішнього часу спеціалізовані електродні матеріали для підводного мокрого зварювання дуплексних сталей ще не розроблені [13]. При цьому оцінювалися схильність до утворення холодних тріщин, пор, вплив термічного циклу зварювання безпосередньо у водному середовищі на структуру і властивості металу шва.

Так, в роботах [12, 14] наведені результати визначення стійкості проти утворення холодних тріщин за допомогою проби Теккен сталі 2205 UNS-S31803 (1.4462). Зварювання виконували електродами BÖHLER FOX CN 22/9N (EN 1600 - E 22 9 3 N L R 3 2) діаметром 4 мм на глибині 0,5 м. Випробувані зразки мали підрізи, несплавлення і неправильну форму. Під час підводного зварювання було помічено, що дуга горіла нестабільно, що призводило до розбризкування, неконтрольованого збільшення параметрів режиму, що перевищують допустиму погонну енергію для дуплексних сталей. Результати металографічних досліджень виявили внутрішні дефекти в металі швів – пори і тріщини, які виникли в кореневому проході (рис. 2). ЗТВ була дуже вузькою і



Рис. 2. Поперечний перетин шва, звареного під водою [11]

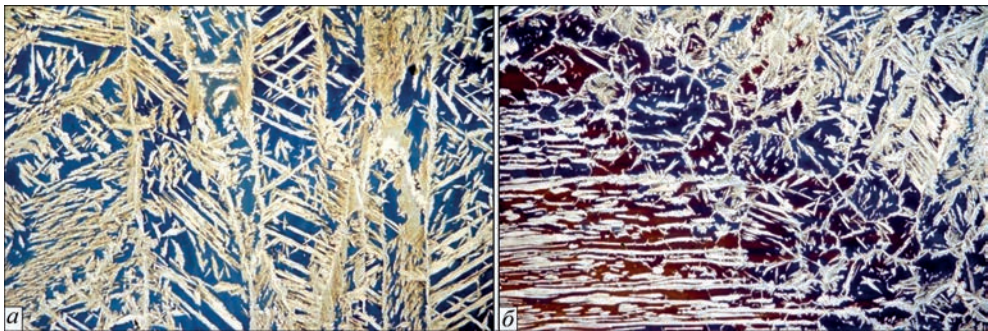


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 100$) металу шва (а) і ЗТВ (б) [11]

не ідентифікувалася до 50-кратного збільшення. Основний метал мав типову двофазну структуру, що складається з феритної матриці (35...50 %) і зерен аустеніту, розташованих смугами, середній вміст фериту становив приблизно 48 %. Структура зварного шва складалася з виділень фериту і голчастого аустеніту перпендикулярно лінії сплавлення (рис. 3, а), кількість фериту знаходилася в межах від 52 до 56 %. Різниця у вмісті фериту між основним металом і зварним швом може бути результатом хімічного складу металу, наплавленого електродами FOX CN 22/9N, що характеризуються більш високим вмістом нікелю. Область перегріву ЗТВ (рис. 3, б), характеризувалася підвищеним вмістом фериту, який, однак, не перевищував граничного значення 70 % і знаходився в межах від 54 до 69 %, тоді як перехідна зона містила локальні чисто феритні смуги.

Вимірювання твердості проводились вздовж лінії, розташованої на 2 мм нижче поверхні контрольних швів. Розподіл твердості в поперечному перерізі з'єднань по лінії вимірювання характерний для дуплексних сталей – твердість основного металу не перевищувала $HV\ 5\text{--}270$, твердість металу шва і ЗТВ була приблизно однакова і не перевищувала критичних значень. Таким чином, можна зробити висновок, що під дією термічного циклу зварювання не відбувалося процесів виділення вторинних фаз. Слід додати, що точне вимірювання твердості ускладнювалося через дуже вузьку ЗТВ.

Дослідження зразків з'єднань сталі S32101, виконаних порошковим дротом E2209-T0-4 на глибинах 20 та 60 м зі зміною режимів зварювання

Параметри режиму зварювання [16]

Номер п/п	U, В	I, А	V, мм/с	H, м	Q, кДж/мм	δ , %
1	27	275	8,5	20	874	3,16
2	33	275	8,5	20	1068	3,81
3	33	225	8,5	20	874	5,58
4	33	225	5,5	20	1350	3,86
5	27	275	5,5	60	1350	6,36
6	33	275	5,5	60	1650	10,59
7	33	225	5,5	60	1350	8,78
8	33	275	8,5	60	1068	13,23

(таблиця), показало наявність кореляції пористості з мікроструктурою металу шва [15, 16]. Зовнішній вигляд наплавленого металу і його рентгенограма наведені на рис. 4. Пористість металу швів, виконаних на глибині 60 м складала 6...14 %, що майже вдвічі більше, ніж при зварюванні на глибині 20 м (рис. 5). Автори пов'язують це в основному зі збільшенням гідростатичного тиску.

Порівнюючи експерименти № 1 з № 2 і № 5 з № 6 (див. таблицю), легко побачити, що пористість на обох глибинах води збільшується зі збільшенням напруги, а темпи зростання становлять 21 та 67 % відповідно. Аналогічно, порівнюючи № 3 з № 4 і № 6 з № 8, при зменшенні швидкості зварювання пористість зменшується на 31 і 20 % відповідно. Однак при зменшенні зварювального струму пористість на глибині 20 м збільшується на 46 %, а на глибині 60 м зменшується на 17 %.

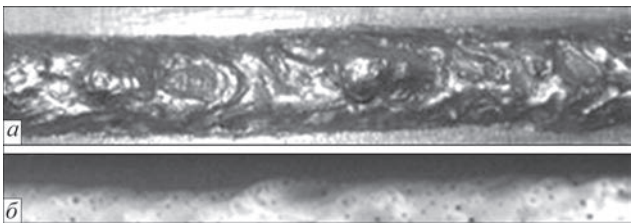


Рис. 4. Зовнішній вигляд зварного шва (а) і його рентгенограма (б) [16]

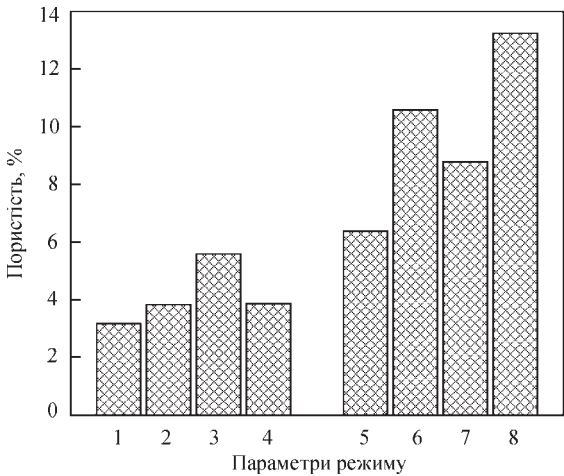


Рис. 5. Пористість зварних швів при різних параметрах зварювання (1–8 – номери експериментів (див. таблицю); 1–4 – глибина 20 м, 5–6 – глибина 60 м [16])

глибині 60 м може бути пов'язано з більш високим тепловкладенням, що дає більше часу для видалення розчиненого газу, незважаючи на більш високий гідростатичний тиск. Зміни параметрів зварювання, які можуть збільшити час для видалення водню, сприяють зниженню пористості.

Співвідношення Cr/Ni у зварювальному дроті становило 2,56, і воно задовольняє типу повністю феритної кристалізації. Первісне затвердіння ванни розплаву включає епітаксціальний рост фериту з основного металу на границі сплавлення. Температурний градієнт визначає початковий напрямок росту дендритів і сприяє утворенню грубозернистої стовпчастої феритної структури.

Мікроструктури металу швів, зварених на глибині 20 та 60 м, суттєво розрізняються за розподілом і морфологією аустенітної фази. Будь-які причини зменшення фактично підведеного тепла будуть стимулювати зародження і зростання внутрішньозеренного аустеніту через відносно збільшення швидкості охолодження. Безперервна мережа аустеніту і дрібних частинок розвивається в зернах фериту у вигляді внутрішньозеренних виділень. Зменшити розмір мікроструктурних компонентів металу зварного шва можна шляхом підвищення швидкості зварювання.

При виконанні зварювання з однаковою погонною енергією мікроструктура і механічні властивості зварних швів можуть відрізнятися. Іншими словами, зміна величини підведеного тепла шляхом зміни напруги або струму може мати різні результати. Так, порівняння швів, виконаних на режимі 1 та 3 (див. таблицю), що мають однакову погонну енергію, показує, що велика сила струму сприяє подрібненню мікроструктури. Аналогічний результат отримано при зварюванні на режимах № 5 і № 7.

Причину зазначеного явища автори пояснюють більшою силою впливу дуги на зварювальну ванну, що викликає в ній сильніший конвективний рух, який призводить до поліпшення умов тепловідведення.

Вплив параметрів зварювання на пористість і мікроструктуру носить складний і нелінійний характер. Однак дифузійна здатність і розчинність водню в фериті і аустеніті суттєво відрізняються один від одного. Границі зерен фериту абсорбують водень. Тим часом атоми водню, розташовані на границях дрібних зерен, можуть дифундувати легше, ніж атоми в більших зернах. Крім того, збільшення підведеного тепла може подовжити час перебування при високій температурі, і газ може легко піти з ванни розплаву. Що стосується співвідношення пористості і мікроструктури, параметри зварювання необхідно розглядати разом.

Порівняльні дослідження структури металу шва і ЗТВ при сухому зварюванні в камері і безпосередньо у водному середовищі [17] (рис. 6), показали, що ширина високотемпературної ділянки, що нагрівається понад 1000 °С, дещо знижується і становить 30...70 мкм. Одночасно зменшується і розмір зерна аустеніту. Автори пояснюють це скороченням часу рекристалізації і зростанням кількості γ -фази, а також обмеженням дифузії γ -стабілізуючих елементів з металу шва. З віддаленням від лінії сплавлення об'ємна частка аустеніту зменшується, причому при мокрому зварюванні менш інтенсивно, ніж при сухому – з 35,01 до 25,39 % та з 51,61 до 32,29 % відповідно.

У металі зварного шва аустеніт попереднього перетворення (previous-transformation austenite PTA) і зернограничний аустеніт (GBA) швидко виділялися по границям зерен фериту (рис. 6, ділянка шва, що прилягає до лінії сплавлення). Велика

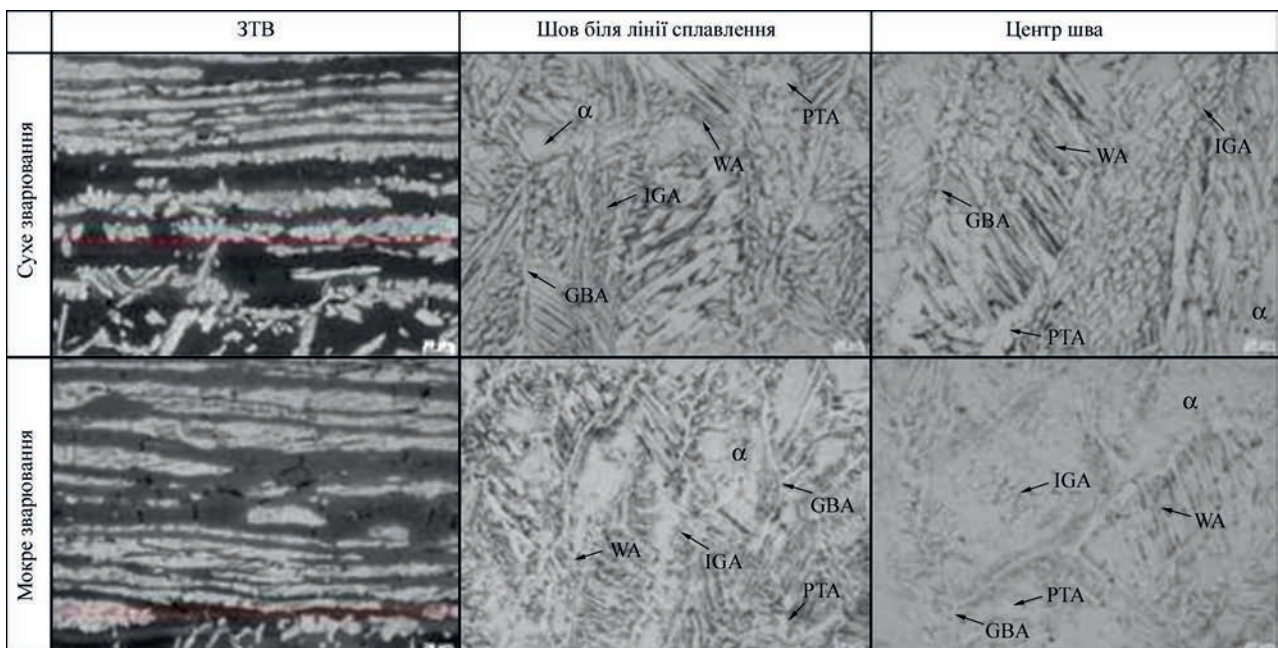


Рис. 6. Мікроструктура різних зон зварного з'єднання [17]

кількість аустеніту виділяється у вигляді відмашеттованого аустеніту (WA), який росте в зерна фериту, і частки внутрізерного аустеніту (IGA) з голчастою морфологією спостерігаються в зернах фериту (рис. 6, метал шва в центрі та біля лінії сплавлення). У порівнянні з сухим зварюванням об'ємна частка цих структурних складових знижується. Більш висока швидкість охолодження скоротила час перетворення. γ -стабілізуючі елементи, такі як N, Ni і Mn, мали менше часу для дифузії, що стримувало зародження і зростання зерен аустеніту.

Дослідження мікроструктури високотемпературної області ЗТВ показало появу ямок на границях зерен α - α та α - γ , а також всередині феритних зерен, що свідчить про випадання на цих ділянках після зварювання збагачених хромом нітридів. Імовірність їх утворення при мокрому зварюванні підвищується. Зі збільшенням погонної енергії об'ємна частка нітридів хрому знижується в результаті зниження швидкості охолодження.

Більш тривале перебування при підвищеній температурі сприяє осадженню нітридів, що відбувається на границях розділу γ/α і α/α через високу когерентність цих границь. Крім того, в α -фазі з'явилося трохи нітридів хрому. Велика кількість тепла забезпечувала атомам азоту достатньо часу для дифузії, що запобігає осадженню перенаси-

чених нітридів. Схематично отримані результати представлені на діаграмі на рис. 7.

Виділення нітридів хрому призводить до збільшення прилеглих ділянок хромом, що значно вплинуло на стійкість до локальної корозії. На рис. 8 представлені графіки значень I_r/I_a для основного металу і низькотемпературної області ЗТВ для різних тепловкладень. Основний метал продемонстрував найвищу густину струму активації I_a і найнижчу густину струму реактивації I_r ($1,83 \cdot 10^{-2}$ та $4,25 \cdot 10^{-6}$, відповідно). Ступінь активації була найвищою зі значенням $I_r/I_a = 2,32 \cdot 10^{-4}$. Оскільки ОМ піддавався серії термічних циклів, він показав збалансовану мікроструктуру. Аустеніт був рівномірно розподілений в феритній матриці і ніяких шкідливих вторинних фаз (таких як карбіди, нітриди, σ або χ фази) виявлено не було. Це свідчить про те, що основний метал продемонстрував кращий опір локальній корозії, ніж метал ЗТВ.

Слід зазначити, що значення I_r/I_a поступово збільшувалося при сухому зварюванні з $2,60 \cdot 10^{-3}$ при мінімальній погонній енергії (726 Дж/мм) до $6,67 \cdot 10^{-3}$ при максимальній погонній енергії (1383,3 Дж/мм) (рис. 8). В останньому випадку метал ЗТВ піддавався більш тривалому часу термообробки і у нітридів також було більше часу для осадження на границях γ/α і α/α через високу когерентність. Таким чином, при сухому зва-

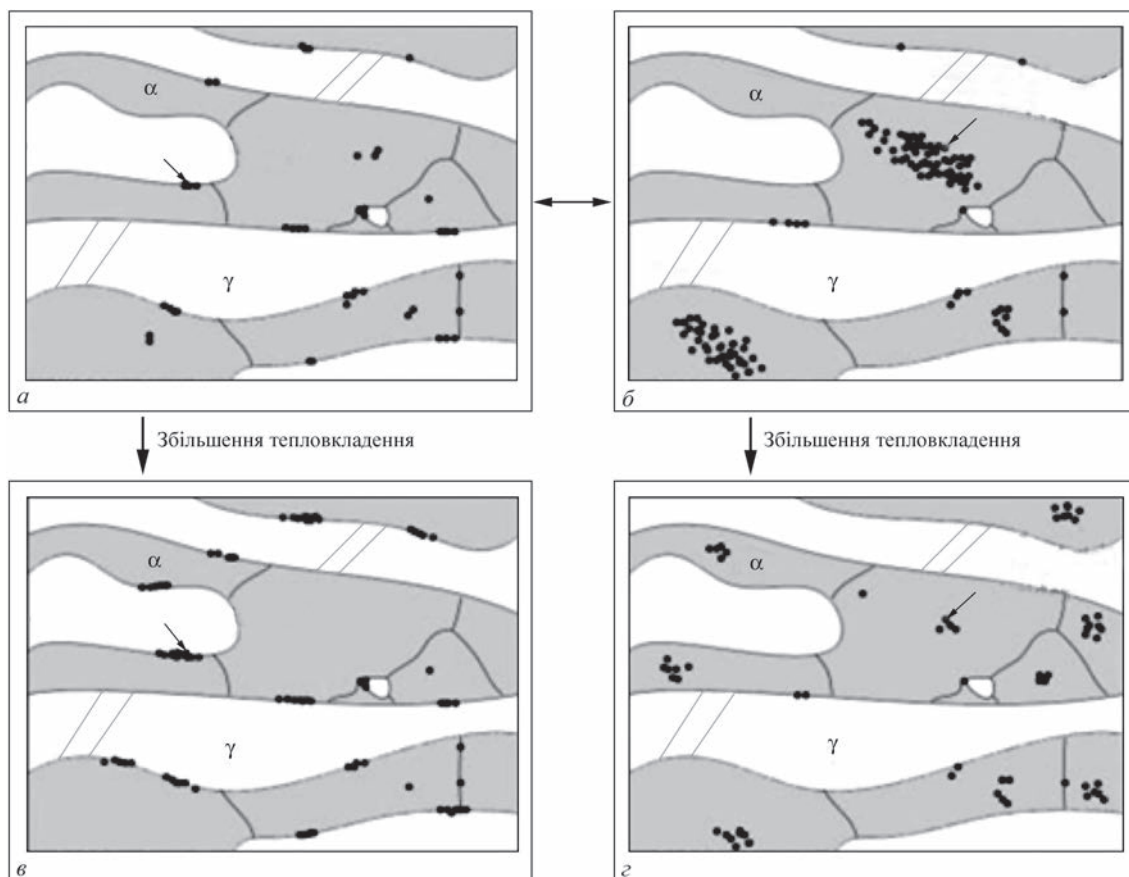


Рис. 7. Схематичні діаграми розподілу збагачених хромом нітридів у низькотемпературній області ЗТВ [17]. Стрілками показані збагачені хромом нітриди всередині α -фази та на границі α/γ

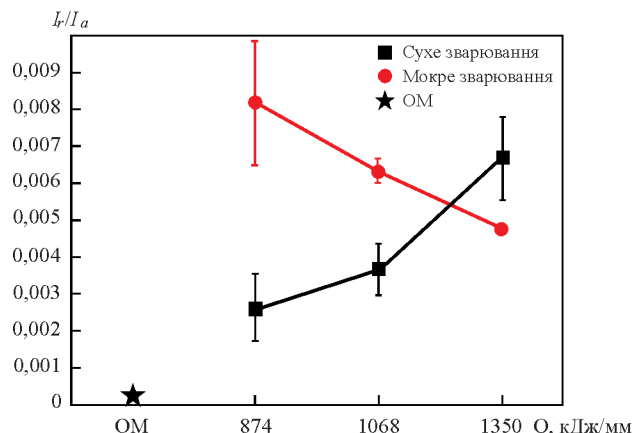


Рис. 8. Значення I_r/I_a для основного металу і низькотемпературної області ЗТВ для різних тепловкладень [17]

риванні ступінь осадження нітриду і чутливість до локальної корозії збільшувалися зі збільшенням тепловкладення. При мокрому зварюванні значення I_r/I_a поступово зменшувалися з $8,18 \cdot 10^{-3}$ при мінімальній погонній енергії до $4,78 \cdot 10^{-3}$ при максимальній погонній енергії, що вказує на підвищення опору локальній корозії зі збільшенням тепловкладення. Розчинення частини аустеніту призвело до збільшення вмісту азоту в фериті металу ЗТВ. Нітриди хрому осаджувалися з феритної суміші, тому що висока швидкість охолодження призвела до зменшення розчинності азоту. При цьому імовірність їх осадження зменшилася через високі швидкості охолодження і короткий час старіння. Таким чином, при мокрому зварюванні об'ємна частка нітридів хрому в α -фазі зменшувалася зі збільшенням тепловкладення, що сприяє зниженню чутливості до локальної корозії. Як результат, метал ЗТВ швів при мокрому зварюванні на максимальній погонній енергії стає менш чутливим до локальної корозії, ніж при сухому зварюванні.

Висновки

1. На сьогоднішній день для підводного мокрого зварювання дуплексних сталей через відсутність спеціалізованих зварювальних матеріалів використовуються електроди і порошкові драти загального призначення.

2. Дестабілізація процесу горіння дуги у водному середовищі призводить до утворення холодних тріщин в металі шва. У ЗТВ тріщини не виявлені.

3. Зварні шви, виконані на повітрі і під водою з використанням покритих електродів, характеризувалися аналогічною структурою. Інтенсивне охолодження, що забезпечується водним середовищем, не призвело до збільшення вмісту фериту в зварному шві і ЗТВ в порівнянні з вмістом фериту в з'єднаннях, виконаних на повітрі.

4. Аналіз розподілу твердості в досліджуваних з'єднаннях не виявив істотних відмінностей між

значеннями, визначеними в зварних швах, виконаних на повітрі і в воді. Значення твердості, виявлені в ЗТВ, були обмежені діапазоном між значенням твердості основного матеріалу і твердості наплавленого металу.

5. Розмір аустенітних фаз при сухому зварюванні був більше, ніж при мокрому зварюванні при тих же умовах тепловкладення. При мокрому зварюванні відношення γ/α значно зросло при збільшенні погонної енергії – з 27,31 до 39,46 % для центру шва і від 35,01 до 44,9 % для металу шва, прилеглого до лінії сплавлення.

6. Всі досліджені композиції хімічного складу металу шва були нечутливі до локальної корозії через високі значення PREN. Метал зварного шва, що примикає до лінії сплавлення, показав оптимальну стійкість до локальної корозії, а метал зварного шва показав кращу стійкість до локальної корозії, ніж зона термічного впливу. Стійкість до локальної корозії низькотемпературної ділянки ЗТВ збільшувалася зі збільшенням тепловкладення при мокрому зварюванні, тоді як зворотна тенденція спостерігалася у випадку сухого зварювання. Високотемпературна ділянка ЗТВ при сухому зварюванні продемонструвала поліпшену стійкість до локальної корозії в порівнянні з такою для зварних з'єднань, виконаних мокрим зварюванням при тих же умовах тепловкладення.

7. Подальші дослідження будуть стосуватися стабілізації процесу горіння дуги, визначення впливу різних умов процесу зварювання на можливість утворення холодних тріщин, наприклад, вплив типу води (прісна, морська) або зміни геометрії розробки крайок зварного з'єднання і розробки спеціалізованих електродних матеріалів для мокрого зварювання дуплексних сталей.

Список літератури/References

- Charles, J. (2007) Duplex stainless steels, a review after DSS'07 held in Grado. In *Proceedings of the Duplex Stainless Steel Conference*, Maastricht. The Netherlands, 18–20 June 2007.
- Labanowski, J. (2011) Dariusz Fydrych, Grzegorz Rogalski, Krzysztof Samson. Underwater Welding of Duplex Stainless Steel. *Solid State Phenomena*, 183, 101–106.
- Kacar, R. (2004) Effect of solidification mode and morphology of microstructure on the hydrogen content of duplex stainless steel weld metal. *Mater. Design*, 25(1), 1–9.
- Lage, M.A., Assis, K.S., Mattos, O.R. (2015) Hydrogen influence on fracture toughness of the weld metal in super duplex stainless steel (UNS S32750) welded with two different heat input. *Int. J. Hydrogen Energ.*, 40(47), 17000–17008.
- Farrell, J. (1996) Hyperbaric Welding of Duplex Stainless Steel Pipelines Offshore. Ph. D. Thesis. School of Industrial and Manufacturing Science. Cranfield University.
- Karlsson, L. (1999) Intermetallic Phase Precipitation in Duplex Stainless Steels and Weld Metals Metallurgy, Influence on Properties and Welding Aspects. *Weld. World*, 43, 20–41.
- Labanowski, J. (1997) Duplex steels – new material for chemical processing industry. *Engineering and Chemical Equipment*, 2, 3–10.
- Muthupandi, V., Bala Srinivasan, P., Seshadri, S.K., Sundaresan S. (2003) Effect of weld metal chemistry and heat in-

- put on the structure and properties of duplex stainless steel welds. *Materials Science and Engineering* 358, 9–16.
9. Shinozaki, K., Ke, L., North, T.H. (1992) Hydrogen cracking in duplex stainless steel weld metal. *Welding J.*, **11**, 387–396.
 10. Prokop-Strzelczyńska, K., Rogalski, G. (2016) Cold cracking susceptibility of joints made of ferritic austenitic duplex steel 2205 during underwater welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, Nr 16, wydanie 2, 35–42.
 11. Labanowski, J., Prokop-Strzelczyńska, K., Rogalski, G., Fydrych, D. (2016) *The effect of wet underwater welding on cold cracking susceptibility of duplex stainless steel. Advances in materials science*, 16, 2, 68–77.
 12. Kralj, S., Garasic I., Kozuh, Z. (2009) Underwater wet welding of duplex steel. *Welding in the world*, 53, 35–40.
 13. Yu Hu, Yonghua SHI, Kun Sun, Xiaoqin Shen. (2019) Microstructure evolution and mechanical performance of underwater local dry welded DSS metals at various simulated water depths. *Journal of Materials Processing Tech.*, 264, 366–376.
 14. Prokop-Strzelczyńska, K. (2016) Cold Cracking Susceptibility of Joints made of FerriticAustenitic Duplex Steel 2205 during Underwater Wet Welding. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, 16, 2, 35–42.
 15. Shi, Y., Hu, Y., Li, Z. et al. (2016) Research on porosity of underwater wet FCAW duplex stainless steel. *China Welding*, 25, 2, 27–33.
 16. Shi, Y., Hu, Y., Yi, Y. et al. (2017) Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 6, 383–389.
 17. Kun Sun, Min Zeng, Yonghua SHI et al. (2018) Microstructure and corrosion behavior of S32101 stainless steel underwater dry and wet welded joints. *Journal of Materials Processing Technology*, 256, 190–201.

PROBLEMS OF WET UNDERWATER WELDING OF DUPLEX STEELS

S.Yu. Maksymov, A.A. Radzievska, D.V. Vasyliov, G.V. Fadeeva

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The article considers the problem of welding duplex steels: state-of-the-art of the problem and prospects for further development. Welds made in air and under water using coated electrodes, are characterized by a similar structure and properties. Intensive cooling provided by the water environment does not increase the content of ferrite in the weld and HAZ as compared to the content of ferrite in the joints made in the air. Butt joints produced under water at an unstable arc burning are characterized by a tendency to cold cracks formation in the weld metal, but in the HAZ cracks were not detected. In the article the analysis of hardness distribution in the investigated joints was presented, which did not reveal significant differences between the values determined in the welds made in air and in water. The size of austenitic phases in dry welding was larger than in wet welding under the same conditions of heat input. In wet welding, the share of γ -phase increased significantly with a growth in input energy from 27.31 to 39.46% for the weld center and from 35.01 to 44.9% for the weld metal adjacent to the fusion line. All investigated compositions of the chemical composition of the weld metal were insensitive to local corrosion due to high values of PREN. The weld metal adjacent to the fusion line showed optimal resistance to local corrosion, and the weld metal showed better resistance to local corrosion than the heat-affected-zone. 17 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

Keywords: duplex steels, underwater welding, welded joint, formation, structure, corrosion, service properties, welding materials

Надійшла до редакції 7.07.2021

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

LET'S JOIN
THE WORLD!

11. – 15. September, 2023

REGISTER NOW!

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

ДЕЯКІ ПЕРЕВАГИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1201, ОТРИМАНИХ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

А.Г. Покляцький, С.І. Мотруніч, І.М. Клочков, Т.М. Лабур

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

У статті проаналізовані структурні особливості, характеристики міцності та стійкості до зародження та розповсюдження експлуатаційних тріщин стикових з'єднань алюмінієвого сплаву 1201 товщиною 2 мм, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням (ЗТП) та аргонодуговим зварюванням неплавким електродом в аргоні (АДЗНЕ). Показано, що при ЗТП в результаті інтенсивної пластичної деформації металу в ядрі шва формується дрібнокристалічна структура з розміром зерен 5...6 мкм. У зоні термомеханічного впливу спостерігаються деформовані протяжні зерна, орієнтовані у напрямку переміщення пластифікованого металу, та дрібні рівновісні зерна, розмір яких коливається в межах 4...12 мкм. Тоді як при АДЗНЕ цього сплаву метал шва має характерну литу структуру з великими (0,20...0,25 мм) дендритами. Відсутність проплавів і підсилень на швах, отриманих ЗТП, дозволяє уникнути високих рівнів концентрації напружень у місцях переходу від шва до основного матеріалу, які негативно впливають на експлуатаційні та ресурсні характеристики зварних з'єднань. Особливості формування нероз'ємних з'єднань у твердій фазі при ЗТП сприяють також зменшенню ступеня розміцнення металу в зоні зварювання та підвищенню їх межі міцності, стійкості до зародження та розповсюдження експлуатаційних тріщин. Бібліогр. 15, рис. 7.

Ключові слова: мікроструктура, твердість, межа міцності, стійкість до зародження та розповсюдження експлуатаційних тріщин

Протягом останніх двадцяти років зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) широко застосовується у багатьох країнах світу для укрупнення плоских та об'ємних панелей, які використовуються при виготовленні корпусів суден, поромів, вагонів і т. п. [1–5]. Знайшов своє застосування такий процес отримання нероз'ємних з'єднань у твердій фазі в автомобілебудуванні, електротехніці, будівництві, а також в аерокосмічній техніці, включаючи паливні баки для рідкого водню та рідкого кисню [2, 6–9]. У нас для виготовлення зварних конструкцій, які працюють при низьких температурах, використовується термічно зміцнюваний сплав 1201 системи легування Al–Cu–Mn, що містить 5,8...6,8 % Cu та 0,2...0,4 % Mn. Він має високу (>425 МПа) міцність і зберігає пластичність до –253 °С. Крім того, наявність у сплаві марганцю і титану забезпечує йому значну жаростійкість. Задовільна зварюваність сплаву дозволяє широко використовувати його для виготовлення зварних конструкцій, які працюють тривалий час при температурах до 200 °С, а короткочасно – до 300 °С. Але при зварюванні плавленням в результаті розплавлення певного об'єму з'єднуваних матеріалів та зварювального дроту в загальній зварювальній ванні та наступної їх кристалізації в металі шва та прилеглих до нього ділянках відбуваються значні структурні перетворення і доволі часто виникають дефекти у вигляді

пор, макровключень оксидної плівки та гарячих тріщин. Внаслідок цього міцність зварних з'єднань сплаву 1201, отриманих зварюванням плавленням, у більшості випадків не перевищує 70 % від міцності основного матеріалу [10, 11].

При ЗТП формування шва відбувається у твердій фазі в результаті нагрівання за рахунок тертя деякого об'єму з'єднуваних матеріалів до пластичного стану і його перемішування спеціальним інструментом у замкнутому просторі, обмеженому підкладкою та робочими поверхнями бурта і наконечника інструмента. Тобто, процес утворення нероз'ємного з'єднання відбувається без застосування дугового розряду та без розплавлення і кристалізації металу, і при цьому немає потреби додатково використовувати присадний дріт і захисний газ. Завдяки цьому процес ЗТП має ряд суттєвих переваг у порівнянні зі зварюванням плавленням. Серед них варто зазначити формування дрібнокристалічної структури швів, зниження ступеня розміцнення з'єднуваних матеріалів і збереження їх хімічного складу, відсутність характерних для зварювання плавленням дефектів і підвищення механічних властивостей зварних з'єднань [12, 13].

Мета даної роботи – визначити переваги процесу ЗТП у порівнянні з АДЗНЕ при отриманні стикових з'єднань тонколистового алюмінієвого сплаву 1201.

Покляцький А.Г. – <https://orcid.org/0000-0002-4101-2206>, Мотруніч С.І. – <https://orcid.org/0000-0002-8841-8609>

Клочков І.М. – <https://orcid.org/0000-0001-6490-8905>, Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>

© А.Г. Покляцький, С.І. Мотруніч, І.М. Клочков, Т.М. Лабур, 2021

Для досліджень використовували листи алюмінієвого сплаву 1201 товщиною 2 мм. Стовпковий з'єднання отримували аргонотрубовим зварюванням неплавким електродом в аргоні зі швидкістю 20 м/год на струмі 145 А за допомогою зварювальної установки MW-450 («Fronius», Австрія) з використанням присадного дроту Св1201 діаметром 1,6 мм. ЗТП здійснювали на розробленій в ІЕЗ ім. Є.О. Патона лабораторній установці, використовуючи спеціальний інструмент з конічним наконечником і діаметром бурта 12 мм [14], швидкість обертання якого становила 1420 об/хв., а швидкість лінійного переміщення 14 м/год. З отриманих зварних з'єднань виготовляли шліфи для дослідження структурних особливостей швів і зразки з шириною робочої частини 15 мм для визначення їх меж міцності при одночасному розтягуванні відповідно до ГОСТ 6996-66. Зразки, отримані АДЗНЕ, випробовували як зі знятими до рівня основного матеріалу проплавами, так і з додатково зачищеними підсиленнями швів. Механічні випробування зразків здійснювали на універсальному сервогидравлічному комплексі MTS 318.25. Характеристики опору руйнуванню основного матеріалу та зварних з'єднань визначали на зразках Кана [15] з гострим ($R = 0,1$ мм) надрізом, який забезпечує зародження тріщини при відносно низькому енергетичному рівні, за допомогою універсальної випробувальної машини РУ-5. Надріз розташовували таким чином, щоб його вершина співпадала з віссю шва. Межу міцності при одночасному розтягуванні та згинанні зразка та питому роботу розповсюдження тріщини визначали використовуючи отримані в процесі випро-

бувань діаграми «навантаження-деформація». Твердість металу вимірювали на лицьовій поверхні зачищених з'єднань. Ступінь розміцнення металу в зоні зварювання оцінювали на приладі «ROCKWELL» при навантаженні $P = 600$ Н. Оцінку структурних особливостей зварних з'єднань здійснювали з використанням оптичного електронного мікроскопа МИМ-8.

В результаті проведених досліджень встановлено, що особливості процесу ЗТП призводять до утворення специфічної структури зварних з'єднань (рис. 1). У них вирізняються центральна частина (ядро) шва, сформована в основному в зоні дії робочих поверхонь наконечника інструмента (D), суміжна з нею зона термомеханічного впливу, де метал зазнавав термічного і механічного впливу внаслідок обертання та лінійного переміщення інструмента (C), а також зона термічного впливу (B), в якій структурні зміни основного металу (A) обумовлені лише зміною температури, як і при зварюванні плавленням.

Аналіз мікроструктури поперечних перерізів отриманих зварних стикових з'єднань сплаву 1201 товщиною 2 мм свідчить про те, що в ядрі шва в результаті інтенсивної пластичної деформації металу формується дрібнокристалічна структура з розміром зерен 5...6 мкм. При цьому розмір зерен та інтерметалідних включень у 5...7 разів менший, ніж в основному матеріалі, завдяки чому значно зростає об'ємна частка їх границь. У зоні термомеханічного впливу спостерігаються деформовані протяжні зерна, орієнтовані у напрямку переміщення пластифікованого металу, та дрібні рівновісні зерна, розмір яких коливається в межах 4...12 мкм. Тоді як при аргонотру-

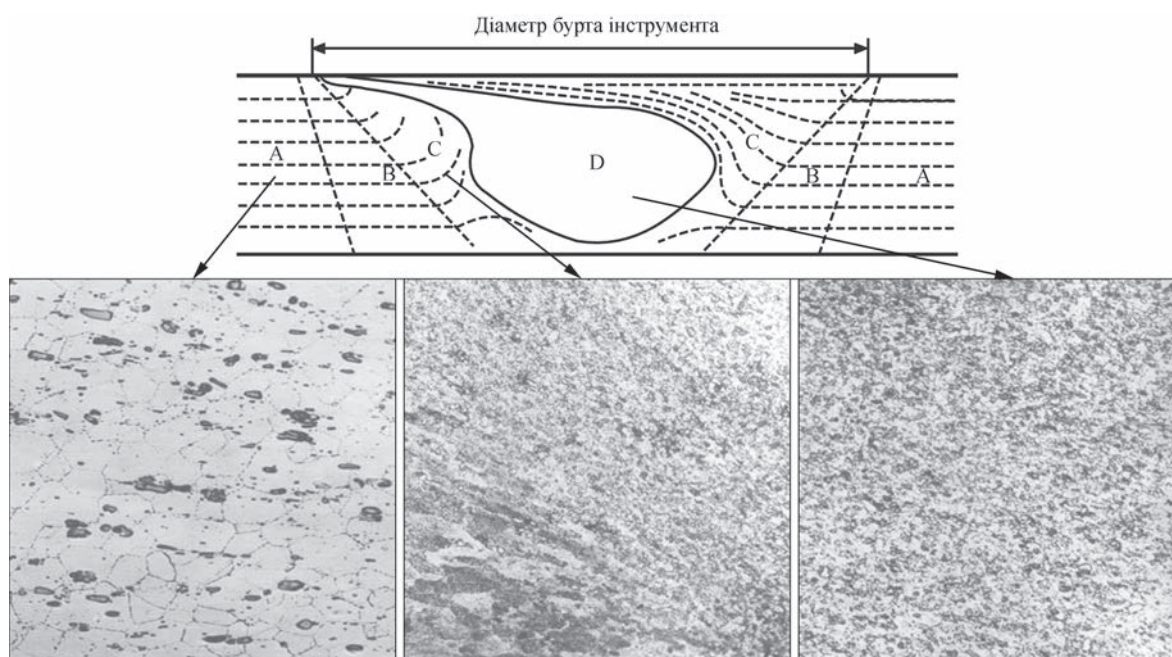


Рис. 1. Схематичне зображення характерних зон зварного з'єднання, отриманого ЗТП, і мікроструктура ($\times 400$) металу в цих зонах стикового з'єднання сплаву 1201 товщиною 2 мм

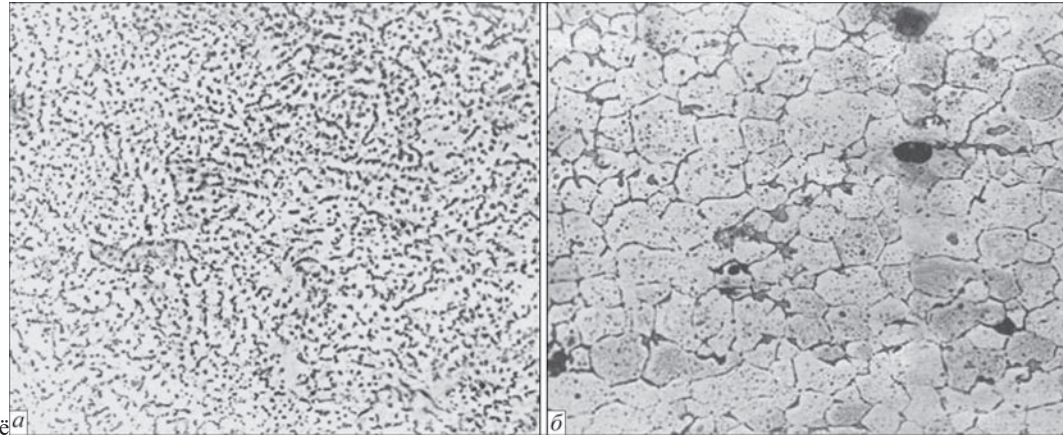


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 400$) металу шва (а) та зони сплавлення його з основним матеріалом (б), отримані при АДЗНЕ сплаву 1201 товщиною 2 мм з використанням присадного дроту Св1201

дуговому зварюванні неплавким електродом цього сплаву з використанням присадного дроту Св1201 внаслідок кристалізації розплавленого металу у шві формується характерна лита структура металу з доволі великими (0,20...0,25 мм) дендритами (рис. 2). В зоні сплавлення шва з основним матеріалом під впливом високотемпературного нагрівання металу при формуванні нероз'ємного з'єднання відбувається часткове оплавлення структурних складових границь зерен, в результаті чого на цій ділянці утворюється груба суцільна сітка крихких дрібнозернистих прошарків, які негативно впливають на механічні властивості таких з'єднань.

Наглядно проілюструвати структурні перетворення металу при ЗТП внаслідок його інтенсивної пластичної деформації може мікроструктура поверхні зварного з'єднання, представлена на рис. 3. На ньому чітко видно зміну розмірів зерен зварюваного металу біля краю бурта інструмента на межі зони термічного впливу (зліва) із зоною термомеханічного впливу (справа). На ділянках, які безпосередньо взаємодіяли з робочими поверхнями інструмента (зона термомеханічного впливу і шов) відбувається різке подрібнення зерен зварюваного металу.

В результаті проведених досліджень встановлено, що завдяки формуванню нероз'ємних з'єднань на підкладці без канавки і без використання

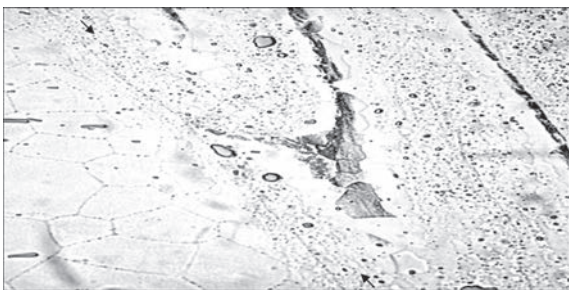


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 500$) поверхні зварного з'єднання сплаву 1201 товщиною 2 мм на межі зони термічного впливу (зліва) із зоною термомеханічного впливу (справа), отриманого ЗТП

присадного дроту отримані при ЗТП шви за формою та розмірами вигідно відрізняються від зварених плавленням (рис. 4). Відсутність проплавів і підсилень на таких швах дозволяє уникнути високих рівнів концентрації напружень у місцях переходу від шва до основного матеріалу, які негативно впливають на експлуатаційні та ресурсні характеристики зварних з'єднань.

Крім того, в результаті проведених досліджень показано, що особливості формування нероз'ємних з'єднань у твердій фазі при ЗТП сприяють також зменшенню ступеня розміцнення металу в зоні зварювання та підвищенню його механічних властивостей. Так, вимірювання твердості

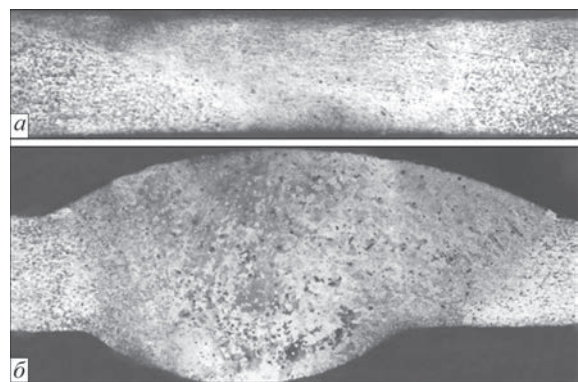


Рис. 4. Поперечні перерізи швів сплаву 1201 товщиною 2 мм, отриманих ЗТП (а) та АДЗНЕ (б)

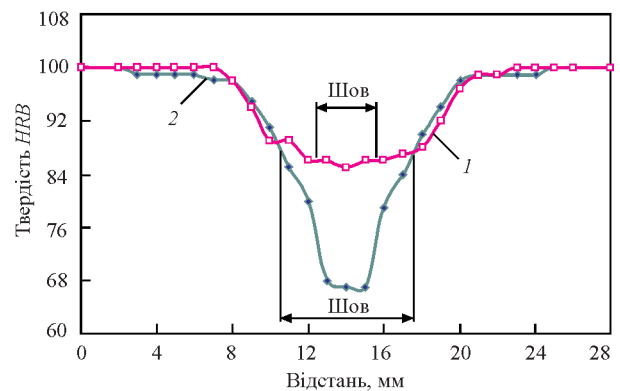


Рис. 5. Розподіл твердості у зварних з'єднаннях сплаву 1201 товщиною 2 мм, отриманих ЗТП (1) та АДЗНЕ (2)

металу в зоні формування шва показали, що при ЗТП вона значно вища, ніж при АДЗНЕ (рис. 5). Зварні з'єднання, отримані у твердій фазі, мають мінімальну твердість металу на рівні *HRB* 85...86 у шві та зонах спряження його з основним матеріалом. Тоді як при АДЗНЕ сплаву 1201 з використанням присадного дроту Св1201 мінімальна твердість металу в центральній частині шва знаходиться на рівні *HRB* 67...68, а в зоні сплавлення шва з основним матеріалом – на рівні *HRB* 87...88.

Межа міцності зразків зварних з'єднань з підсиленням шва сплаву 1201, отриманих АДЗНЕ з використанням присадного дроту Св1201, знаходиться на рівні 296 МПа. Руйнування таких зразків при статичному розтягуванні відбувається в зоні сплавлення шва з основним матеріалом, де в процесі зварювання виникає сітка крихких дрібнозернистих прошарків. Зразки зі знятим підсиленням шва руйнуються при розтягуванні у центральній частині шва, де твердість металу мінімальна, і мають міцність на рівні 241 МПа. Оскільки при ЗТП присадний дріт не використовується, то зварні з'єднання не мають підсилення швів. Проте, завдяки меншому розміщенню металу в зоні зварювання та формуванню у швах і на прилеглих до них ділянках деформованої дрібнозернистої структури швів, межа міцності зразків таких з'єднань при

одновісному розтягуванні знаходиться на рівні 303 МПа. При цьому їх руйнування відбувається в зоні термомеханічного впливу в місці спряження шва з основним матеріалом.

Криві, отримані при одночасному розтягуванні та згинанні зразків Кана з гострим надрізом, свідчать про схильність сплаву 1201 до швидкого зародження та розповсюдження тріщин (рис. 6). При випробуванні зразків зварних з'єднань, отриманих АДЗНЕ, тріщина, що зароджується біля вершини концентратора у вигляді гострого надрізу, розповсюджується по металу шва. Тоді як у зразках, зварених тертям з перемішуванням, після зародження у шві вона зміщується у зону спряження шва з основним матеріалом. При цьому представлені діаграми демонструють, що швидкість зародження тріщини і характер її розповсюдження на зразках, отриманих ЗТП, приблизно такі ж, як і в основного металу. А руйнування таких зразків відбувається при навантаженнях, близьких до основного металу та набагато вищих, ніж зразків, зварених плавленням. Мінімальне значення питомої роботи розповсюдження тріщини в основному металі знаходиться на рівні 2,7 Дж/см², що свідчить про те, що розповсюдження тріщини в ньому відбувається легше, ніж у швах, отриманих як у твердій фазі, так і плавленням, для яких ці показники становлять 3,8 та 3,5 Дж/см² відповідно.

Аналіз фрактограм поверхонь зламів зразків зварних з'єднань, отриманих ЗТП, свідчить про в'язкий характер їх руйнування (рис. 7). У центральній частині шва біля вершини надрізу чітко проглядаються неглибокі ямки без плоских ділянок рельєфу. Розповсюдження магістральної тріщини по металу такого шва вимагатиме високих енергетичних витрат і супроводжуватиметься значною пластичною деформацією. Тому тріщина при випробуванні таких зразків зміщується в зону спряження шва з основним матеріалом, де на фрактограмі зламу цієї ділянки простежуються обмежені гострими гребенями ямки, що свідчить про механізм квазісколу, для якого потрібні менші енергетичні витрати.

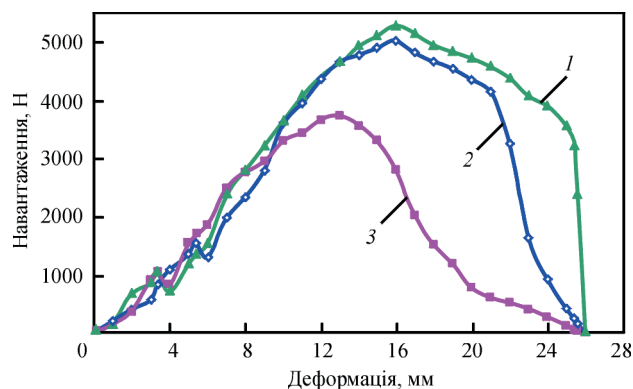


Рис. 6. Діаграми «навантаження–деформація», зафіксовані про одночасному розтягуванні та згинанні зразків Кана з гострим надрізом з ОМ (1) і зварних з'єднань сплаву 1201 товщиною 2 мм, отриманих ЗТП (2) та АДЗНЕ (3)

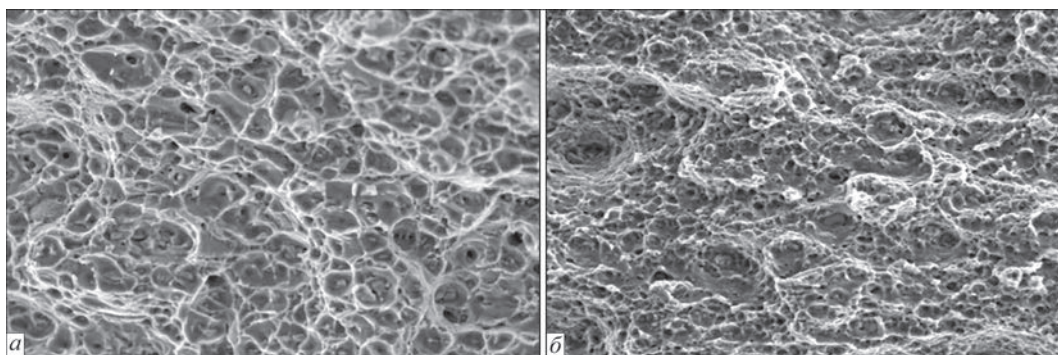


Рис. 7. Фрактограми поверхонь руйнування зразків зварних з'єднань сплаву 1201 товщиною 2 мм, отриманих ЗТП, по металу шва (а) і по зоні спряження шва з основним матеріалом (б); $\times 500$

Висновки

1. В результаті інтенсивної пластичної деформації металу при ЗТП сплаву 1201 в ядрі шва формується дрібнокристалічна структура з розміром зерен 5...6 мкм. У зоні термомеханічного впливу спостерігаються деформовані протяжні зерна, орієнтовані у напрямку переміщення пластифікованого металу, та дрібні рівновісні зерна, розмір яких коливається в межах 4...12 мкм. Тоді як при АДЗНЕ цього сплаву у шві формується характерна лита структура металу з розмірами дендритів 0,20...0,25 мм. В зоні сплавлення шва з основним матеріалом відбувається часткове оплавлення структурних складових границь зерен та утворюється суцільна сітка крихких дрібнозернистих прошарків, які негативно впливають на механічні властивості з'єднань.

2. Завдяки формуванню нероз'ємних з'єднань на підкладці без канавки і без використання присадного дроту у швах, отриманих ЗТП, відсутні проплави і підсилення, що дозволяє уникнути високих рівнів концентрації напружень у місцях переходу від шва до основного матеріалу, які негативно впливають на експлуатаційні та ресурсні характеристики зварних з'єднань.

3. Процес ЗТП відбувається у твердій фазі, що забезпечує значне зменшення ступеня розміцнення металу в зоні зварювання та підвищення механічних властивостей зварних з'єднань сплаву 1201. Твердість металу шва, отриманого ЗТП, знаходиться на рівні $HRB\ 85...86$, що на 25 % вище, ніж при АДЗНЕ. Межа міцності зразків таких з'єднань при одночасному розтягуванні знаходиться на рівні 303 МПа, тоді як для зразків без підсилення шва, отриманих АДЗНЕ, цей показник становить всього 241 МПа. Показники опору руйнуванню при одночасному розтягуванні та згинанні зразків зварних з'єднань, отриманих ЗТП, свідчать про більш високу їх стійкість до зародження та розповсюдження тріщин у процесі експлуатації, ніж зварених плавленням.

Список літератури/References

1. Lahti, K. (2003) FSW – possibilities in Shipbuilding. *Svet-saren*, **1**, 6–8.
2. Kallee, S., Nicholas, D. (1998) Causing a Stir in the Future. *Welding and Joining*, **2**, 18–21.
3. Okamura, H., Aota, K., Ezumi, M. (2000) Friction Stir Welding of Aluminum Alloy and Application to Structure. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **4**, 166–172.
4. Mori, H., Noda, M., Tominaga, T. (2007) Current state on application of friction stir welding for rolling stock. *Ibid.*, **11**, 506–510.
5. Kallee, S.W., Davenport, J., Nicholas, E.D. (2002) Railway Manufacturers Implement Friction Stir Welding. *Welding J.*, **10**, 47–50.
6. Arbegast, W.J. (2006) Friction Stir Welding After a Decade of Development. *Ibid.*, **3**, 28–35.
7. Johnsen, M.R. (1999) Friction Stir Welding Takes Off at Boeing. *Ibid.*, **2**, 35–39.
8. Kallee, S., Nicholas, E., Thomas, W. (2002) Friction stir in aerospace – the industrial way. Part II. *Bulletin TWI*, **9-10**, 13–18.
9. Johsen, H. (2006) Friction stir welding technology of aluminum alloys for aircraft. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, **3**, 178–183.
10. Белецкий В.М., Кривов Г.А. (2005) *Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение) Справочник*. И.Н. Фридляндер (ред.). Киев, КОМИНТЕХ. ISBN 966-8550-25-0.
11. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys. Composition, properties, technology, application: Refer. Book*. Ed. by I.N. Fridlyander. Kiev, KOMINTEKH. ISBN 966-8550-25-0 [in Russian].
12. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. (2005) Механические свойства соединенный алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **9**, 43–49.
13. Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 39–45.
14. Defalco, J. (2006) Friction stir welding vs. fusion weldin. *Welding J.*, **3**, 42–44.
15. Pietras, A., Zadroga, L., Lomozik, M. (2004) Characteristics of welds formed by pressure welding incorporating stirring of the weld material (FSW). *Welding International*, **1**, 5–10.
16. Іщенко А.Я., Покляцький А.Г. (2010) *Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів*. Пат. 54096 Україна, МПК B23K 20/12; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. №20.
17. Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G. (2010) *Tool for friction stir welding of aluminium alloys*. Pat. 54096 Ukraine, Int. Cl. B23K 20/12; u201005315; fill. 30.04.2010; publ. 25.10.2010 [in Ukrainian].
18. Poklyatsky, A.G. (2011) Resistance of welds on thin-sheet aluminium alloys to initiation and propagation of service cracks. *The Paton Welding J.*, **10**, 5–9.

SOME ADVANTAGES OF WELDED JOINTS OF ALUMINUM 1201 ALLOY PRODUCED BY FRICTION STIR WELDING

A.G. Poklyatsky, S.I. Motrunich, I.M. Klochkov, T.M. Labur

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The article analyzes the structural features, characteristics of strength and resistance to initiation and propagation of operational cracks of butt joints of aluminum 1201 alloy of 2 mm thickness, produced by friction stir welding (FSW) and argon arc welding with non-consumable electrode (AAWNCE). It is shown that in FSW as a result of intensive plastic deformation of the metal in the weld nugget, a fine-grained structure with a grain size of 5...6 μm is formed. In the zone of thermomechanical influence, deformed long grains are observed, oriented in the direction of movement of the plasticized metal, and small equiaxial grains, the size of which varies within 4...12 μm . Whereas in AAWNCE of this alloy the weld metal has a characteristic cast structure with large (0.20...0.25 mm) dendrites. The absence of penetrations and reinforcements in the welds produced by FSW, allows avoiding high levels of stress concentration at the places of transition from the weld to the base material, which negatively affect the service and life characteristics of welded joints. The peculiarities of the formation of permanent joints in the solid phase during FSW also help to reduce the degree of softening of the metal in the welding zone and increase their tensile strength, resistance to initiation and propagation of operational cracks. 15 Ref., 7 Fig.

Keywords: microstructure, hardness, tensile strength, resistance to initiation and propagation of operational cracks

Надійшла до редакції 08.07.2021

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЙ ВІД СТАТИЧНИХ НАВАНТАЖЕНЬ НА УДАРНУ В'ЯЗКІСТЬ І В'ЯЗКІСТЬ РУЙНУВАННЯ ЦИЛІНДРИЧНИХ ОБОЛОНОК

В.П. Дядін, Є.О. Давидов, Р.І. Дмитрієнко

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

В роботі вивчається вплив накопичення пластичної деформації в основному металі трубопроводу від дії внутрішнього тиску на зміну ударної в'язкості зразків Шарпі, виготовлених у поздовжньому та кільцевому напрямках. Дослідження в цьому напрямку проведені на зразку, виготовленому з електрозварної прямошовної труби 630×8 зі сталі 17Г1С. Одержані результати випробування дозволяють скорегувати вимоги до питомої роботи ударних зразків з урахуванням її можливого зниження в залежності від прогнозованого пластичного деформування елемента конструкції та анізотропних властивостей матеріалу. Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 10.

Ключові слова: пластична деформація, старіння, ударна в'язкість, зона термічного впливу, температура крихко-в'язкого переходу, характеристики в'язкості руйнування

В процесі експлуатації в трубопроводах можуть розвиватися різні процеси, в тому числі деформаційне старіння. Його розвиток, з одного боку, призводить до негативних наслідків, які знижують пластичність та показники в'язкості металу трубопроводів та посудин тиску, з іншого – старіння використовується як різновид обробки, що дозволяє підвищити конструкційну міцність сталевих виробів [1].

Безпосередня оцінка впливу деформаційного старіння на зміни властивостей конструкційних матеріалів стикається з рядом труднощів, пов'язаних з відсутністю достовірних зразків-свідків. Використання результатів побічних випробувань, виконаних раніше, не дозволяють гарантувати коректність висновків внаслідок значного розкиду властивостей металопрокату, характерних для конструкційних сталей масового виробництва. Так, в роботах [2–4] відзначається відсутність достовірних даних, що є однією з основних причин протиріч між результатами різних досліджень. Додаткові ускладнення при таких оцінках пов'язані також з тим, що максимально можливі зміни властивостей металу в процесі природного деформаційного старіння після експлуатації повинні визначатися не стільки часом, скільки величиною накопиченої пластичної деформації.

Особливістю пластичних деформацій трубопроводів є їх локальний характер, що ускладнює їх безпосереднє визначення, і можуть досягати 7 і більше відсотків [5]. Крім того, пластичні деформації можуть накопичуватися в місцях механічних пошкоджень, корозійних дефектів, гофрів та інших. Пластична деформація підвищує швидкість корозі-

йних процесів в місцях накопичення пластичних пошкоджень металу.

Зміна локальних механічних, пластичних та корозійних властивостей металу трубопроводів різного призначення є головним практичним результатом їх деформаційного старіння.

З усіх механічних характеристик найбільшу небезпеку в результаті деформаційного старіння представляє зміна схильності конструкційних сталей до крихкого та в'язкого руйнування, які оцінюються по показниках ударної в'язкості (KCV), критичної температури крихкості ($T_{кр}$) і номінальному руйнівному напруженню.

Врахування негативного впливу накопичення пластичних деформацій на конструктивну міцність досить широко розглянуто в роботах [6–11].

Проведені дослідження в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ показують, що при наявності тріщиноподібних дефектів в трубопроводі в'язкість конструкційних сталей визначається їх опором ініціюванню і росту в'язкої тріщини аж до утворення пластичної зони чи наскрізного дефекту. На початковій стадії здатність матеріалу чинити опір ініціюванню підпростання в'язкої тріщини характеризується деформаційним критерієм δ_i (значення критичного розкриття вершини дефекта в момент ініціювання в'язкої тріщини). Друга стадія, пов'язана зі стійким зростанням тріщини, характеризується тангенсом кута розкриття стабільно рухомої тріщини (COA) [12, 13].

З вітчизняної і зарубіжної практики відомо, що існуючі вимоги до величини ударної в'язкості зразка Шарпі досить добре корелюють з опором конструкційних сталей та їх з'єднань можливо-му руйнуванню, які, в свою чергу, характеризу-

ються за допомогою різних критеріїв механіки руйнування. Таким чином, значення ударної в'язкості зразка Шарпі непрямым чином характеризують опір конструкційних матеріалів та їх з'єднань можливому зростанню дефектів.

Розроблені в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ підходи щодо визначення характеристик δ_i (мм), $K_{lc}^{(i)}$ (кгс/мм^{3/2}) і СОА ($\text{tg}\alpha$) за результатами ударних випробувань стандартних зразків Шарпі товщиною 10 мм (ГОСТ 9454-78) та міцності дозволяють значно спростити таку оцінку [12–17]:

$$\delta_i = 0,05 K_{lc}^{(i)} / \sigma_{0,2} \quad (1)$$

$$K_{lc}^{(i)} = (A \cdot E \cdot KCV^{(i)} / (1 - \nu^2))^{0,5} \quad (2)$$

$$\text{tg}\alpha = 0,5 \frac{\sigma_B}{\sigma_{0,2}} \epsilon_B (1 + \epsilon_B), \quad (3)$$

де $K_{lc}^{(i)}$ – характеристика тріщиностійкості при розвитку наскрізної тріщини в конструктивному елементі товщиною t для температури T ; A – коефіцієнт кореляції; $KCV^{(i)}$ – ударна в'язкість зразка Шарпі (Дж/см²) при скоригованій температурі T з урахуванням товщини; $KCV_{\max}$ – питома робота руйнування зразка Шарпі на «верхньому шельфі» (при повністю в'язкому руйнуванні): $T = T + \Delta T$, де ΔT – зсув температури при обмеженні товщини конструктивних елементів (5 мм < t < 10 мм); ϵ_B – деформація, яка відповідає тимчасовому опору матеріалу σ_B ; $\sigma_{0,2}$ – межа плинності (кгс/мм²); E – модуль пружності (кгс/мм²).

Залежність (3) має певний фізичний зміст, суть якого полягає в тому, що кут розкриття зростаючої стабільної тріщини ($\text{tg}\alpha$) буде падати зі зниженням пластичних властивостей матеріалу. Як наслідок, це буде призводити до росту протяжності підростаючої тріщини у випадку зменшення рівномірної складової пластичної деформації металу ϵ_B .

Вплив пластичного деформування на зміну характеристик $KCV_{\max}$, виготовлених у поперечно-

му напрямі до напрямку деформування, та $\sigma_{0,2}$, σ_B було досліджено раніше [6] на прикладі сталі 09Г2С. Як випливає з роботи [6], попереднє деформування металу значно знижує значення ударної в'язкості $KCV_{\max}$ на верхньому шельфі і збільшує температуру крихко-в'язкого переходу ($T_{\text{квп}}$) та межу плинності $\sigma_{0,2}$ при незначній зміні тимчасового опору σ_B досліджених сталей.

Для більш ретельного вивчення можливо-го впливу накопиченої залишкової деформації в трубопроводі на зміну ударної в'язкості зразків Шарпі в поздовжньому та кільцевому напрямках, був виготовлений натурний зразок з труби 630×8 мм в лабораторних умовах Інституту. За конструкцією зразок складався з відрізка труби та двох плоских днищ (власного виготовлення) з розмірами, які дозволяли проведення статичних навантажень гідравлічним тиском до руйнування. З метою забезпечення задовільних умов для зварювання зразка та запобігання руйнування від появи зони незворотних деформацій під час випробувань днище було оснащено приварними котушками того ж діаметру, що і труба. Для цього від обох торців (А і Б) труби відрізалося по одній котушці завширшки 100...120 мм (рис. 1).

Основною метою проведення гідравлічних випробувань було напрацювання в металі натурального зразка деформованих ділянок в трубі для подальшого їх дослідження.

Характеристика складових зразка:

– труба 630×8 електрозварна прямошовна по ГОСТ 10705 та ГОСТ 10701, що була в експлуатації, зовнішня і внутрішня поверхні уражені корозією, товщина стінки за замірами товщиноміром ТУЗ-3 – 6,9...7,6 мм, довжина – 2970 мм, матеріал – сталь 17Г1С;

– днище зварне плоске (2 од.) власного виготовлення з листової сталі Ст20 товщиною 50 мм з ре-

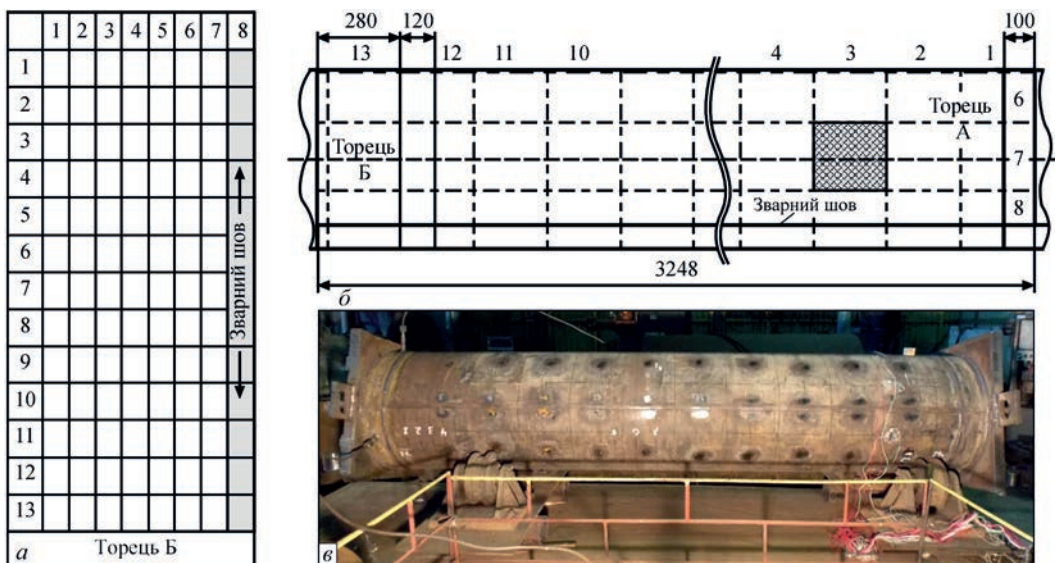
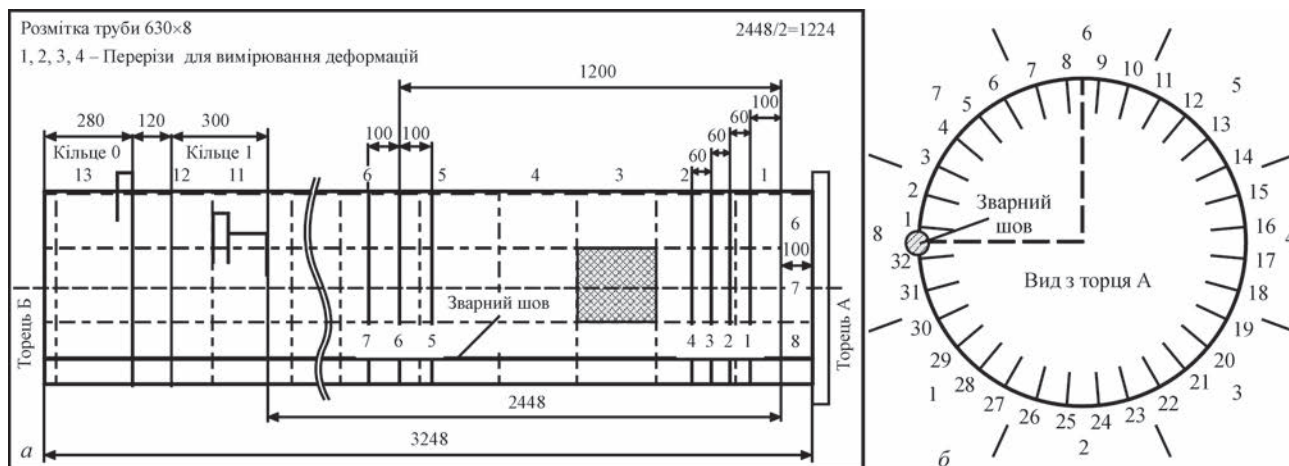


Рис. 1. Система позначення вимірювальних точок (а, б); розмічений натурний зразок (в)



Рис. 2. Загальний вигляд днища

Рис. 3. Позначення для виміру залишкових деформацій: а – перерізи 1...7; б – точки 1...32 для позначення вимірювальних баз
брами жорсткості товщиною 30 мм в кількості 6 од. (рис. 2).

Для відстеження зміни геометричних параметрів (залишкової деформації) на поверхні труби в вихідному стані була нанесена система позначення точок та перерізів, в яких здійснювалися виміри. Торці натурального зразка були позначені як А і Б. Поверхня труби була поділена на 8 поздовжніх смуг та 13 кілець, на перетині яких утворювалися циліндричні сектори розміром $247,78 \times 247,78$ мм (рис. 3). До зварювання зразка з труби вирізалось кільце («кільце 0») для дослідження металу труби у недеформованому стані.



Рис. 4. Загальний вигляд місця руйнування контрольного зразка труби після гідравлічного навантаження тиском 13,25 МПа

Для досягнення максимальних деформацій зразок труби доводився гідравлічним випробуванням до руйнування (рис. 4).

Після закінчення випробування на пластичне деформування натурний зразок був підданий вимірюванням неруйнівними методами контролю (табл. 1).

Метал з середньої частини зразка, де спостерігалась максимальна пластична деформація, було використано для виготовлення зразків руйнівних видів випробувань (див. табл. 1, фрагмент зразка вказано чорним кресленням).

Дослідження проводились на зразках, які були виготовлені в осьовому та кільцевому напрямках. Розташування зразків та положення надрізу вказано на рис. 5.

Зразки виготовлялись з недеформованого фрагменту труби («кільце 0») та деформованого фрагменту труби, вказаного в табл. 1.

Для кожного напрямку вказаних фрагментів було виготовлено по 24 зразка Шарпі. Зразки для деформованого випадку підлягали природньому старінню протягом 40 діб.

Загальний вигляд зразків, виготовлених в осьовому та кільцевому напрямках, показано на рис. 6.

Випробування на ударний вигин виконувалося в діапазоні температур від -60 до 40 °С.

Результати випробувань зразків, виготовлених з недеформованого фрагменту труби («кільце 0»), показані у табл. 2. та на рис. 7.

Таблиця 1. Розподіл залишкової деформації (%) в кільцевому напрямку після гідравлічних навантажень труби в зоні перерізів 1-4 та 5-7 ($l_0 = 61,00$ мм)

Сектор	Ділянка	Точки	←Торець А) Перерізи (Торець Б →)						
			1	2	3	4	5	6	7
8	1	1-2	2,85	3,03	3,74	3,69	3,36	4,39	4,51
	2	2-3	3,13	3,39	3,70	3,62	3,61	4,23	4,02
7	3	3-4	3,13	3,75	3,23	3,85	Т 3,56	Р 3,51	4,13
	4	4-5	2,85	3,03	3,64	3,84	3,43	3,67	4,11
	5	5-6	2,90	2,77	2,69	3,07	3,03	3,36	3,30
	6	6-7	3,03	3,02	3,39	2,84	3,23	3,82	Р 3,64
6	7	7-8	3,33	3,15	3,84	4,31	3,92	3,80	3,75
	8	8-9	3,13	3,15	3,16	3,13	2,87	3,92	3,41
	9	9-10	2,56	2,49	2,44	2,33	3,20	3,20	2,97
	10	10-11	2,49	2,41	2,36	2,31	3,07	3,00	2,84
5	11	11-12	1,93	2,84	2,80	3,03	2,54	2,49	2,90
	12	12-13	1,90	2,08	2,05	2,28	2,03	2,59	2,25
	13	13-14	1,49	1,77	1,61	1,75	1,54	2,16	2,28
	14	14-15	1,92	1,26	1,72	1,66	1,64	2,59	2,77
4	15	15-16	2,00	1,89	2,56	2,49	2,66	2,80	2,80
	16	16-17	2,33	2,28	2,69	2,69	2,67	2,67	3,18
	17	17-18	0,97	1,16	1,77	1,70	1,57	2,33	1,46
	18	18-19	0,77	0,67	0,69	0,72	0,67	1,41	0,80
3	19	19-20	1,69	1,90	2,10	2,26	1,92	2,67	2,56
	20	20-21	2,11	2,87	3,36	3,26	2,49	2,41	2,72
	21	21-22	2,44	2,31	2,66	2,34	2,90	Р 3,05	Р 3,03
	22	22-23	1,92	2,28	1,87	1,59	К 2,66	К 2,87	2,80
2	23	23-24	1,92	2,07	2,48	2,70	2,33	Н 2,05	2,02
	24	24-25	2,44	3,05	3,46	4,39	2,54	Н 3,18	2,97
	25	25-26	2,74	3,34	3,69	3,57	3,79	3,74	3,64
	26	26-27	2,98	3,15	2,82	3,13	Н 3,43	Н 4,30	3,38
1	27	27-28	2,54	2,26	2,89	3,52	Н 2,28	Н 3,43	3,05
	28	28-29	2,92	3,64	3,21	3,59	3,33	4,21	3,90
	29	29-30	3,36	3,13	3,03	3,43	3,38	3,79	3,64
	30	30-31	2,82	2,74	2,77	2,80	2,52	2,70	2,69
8	31	31-32	2,80	3,07	3,69	3,62	3,46	3,95	3,67
	32	32-1	1,57	2,31	2,31	2,61	2,67	2,90	2,64
Середнє	%		2,41	2,57	2,76	2,88	2,76	3,16	3,06

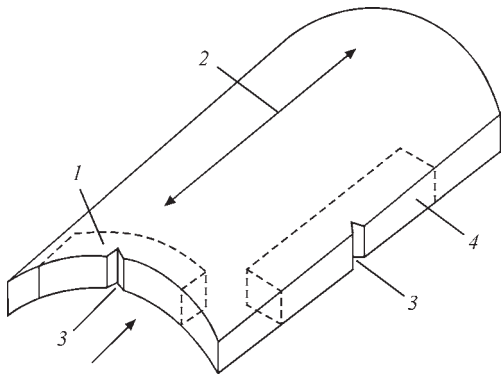


Рис. 5. Розташування зразків та положення надрізу ударних зразків Шарпі (KCV) в трубі: 1 – загальний вигляд ударних зразків, вирізаних в кільцевому напрямку; 2 – напрямок поздовжньої осі труби; 3 – орієнтація V-подібного надрізу; 4 – загальний вигляд ударних зразків, вирізаних в осьовому напрямку. Розмір осьових зразків $10,0 \times 6,9 \pm 0,1$ мм – обробка, для поперечних $\sim 10,0 \times 7,1$ мм – без обробки

Результати механічних випробувань зразків на розтягнення, виготовлених з недеформованого фрагменту труби, показані у табл. 3.

Як легко бачити з рис. 7, метал стінки труби має значну анізотропію властивостей ударної в'язкості в кільцевому та осьовому напрямках, що свідчить про низькій супротив даного матеріалу до росту тріщини в осьовому напрямку.

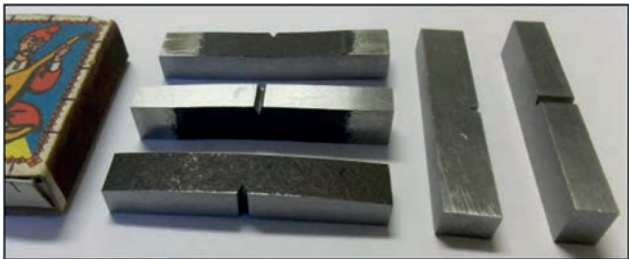


Рис. 6. Загальний вигляд ударних зразків для кільцевого та осьового напрямків

Крім того, спостерігається значна різниця в температурах крихко-в'язкого переходу для осьових та кільцевих напрямків, визначених за критерієм 30 Дж/см^2 .

Так, для осьового напрямку ця температура складає близько -48°C , в той час як для кільцевого напрямку – -15°C .

Враховуючі, що температура крихко-в'язкого переходу ($T_{\text{квп}}$) при пластичному деформуванні металу має схильність до зростання, то за умов накопичення пластичного деформування металу на окремих ділянках труби це може призвести до зсуву $T_{\text{квп}}$ в плюсову область температур. Як наслідок, це може призвести до значного падіння службових властивостей металу труби.

Таблиця 2. Результати випробувань ударних зразків Шарпі, виготовлених з недеформованого фрагменту труби

Номер п/п	Кільцевий напрямок					Осьовий напрямок				
	B , мм	H_1 , мм	F , мм ²	t , °C	KCV , Дж/см ²	B , мм	H_1 , мм	F , мм ²	t , °C	KCV , Дж/см ²
1	7,46	8,25	61,55	-40	38,18	6,94	8,12	56,35	-40	47,03
2	7,46	8,25	61,55	-40	28,76	6,94	8,23	57,12	-40	66,88
3	7,38	8,28	61,11	-40	24,87	6,94	8,20	56,91	-40	41,29
4	7,44	8,14	60,56	-20	28,90	6,94	8,22	57,05	-20	72,22
5	7,42	8,35	61,96	-20	27,76	6,94	8,22	57,05	-20	67,84
6	7,43	8,30	61,67	-20	30,16	6,94	8,20	56,91	-20	70,64
7	7,38	8,35	61,62	0	55,66	6,94	8,24	57,19	0	111,38
8	7,40	8,35	61,79	0	44,51	6,94	8,20	56,91	0	119,84
9	7,42	8,32	61,73	0	40,01	6,94	8,28	57,46	0	126,35
10	7,45	8,16	60,79	+20	66,13	6,94	8,18	56,77	+20	150,26
11	7,44	8,29	61,68	+20	67,93	6,94	8,16	56,63	+20	138,27
12	7,45	8,27	61,61	+20	65,25	6,94	8,24	57,19	+20	130,09
13	7,49	8,23	61,64	+40	66,52	6,94	8,20	56,91	+40	140,92
14	7,42	8,15	60,47	+40	66,81	6,94	8,28	57,46	+40	129,66
15	7,47	8,36	62,45	+40	67,09	6,94	8,30	57,60	+40	126,91
16	7,40	8,32	61,57	-60	14,34	6,94	8,18	56,77	-60	45,80
17	7,48	8,24	61,64	-60	18,30	6,94	8,18	56,77	-60	13,48
18	7,46	8,30	61,92	-60	9,50	6,94	8,12	56,35	-60	29,94

Для вирішення цього питання у таблиці № 4 та рис. 8 приведені результати іспитів ударних зразків Шарпі, виготовлених з фрагменту кільця труби, який зазнав пластичне деформування близько 3,5 % (див. табл. 1).

На рис. 9, 10 приведені порівняльні графіки результатів іспитів ударних зразків Шарпі, виготовлених з недеформованого та деформованого (3,5 %) фрагментів труби.

Як можна бачити з рис. 9 та 10, після деформування металу труби в кільцевому напрямку на 3,5 % спостерігається значний зсув температур крихко-в'язкого переходу для осьового та кільцевого напрямків, визначених по критерію 30 Дж/см². В даному випадку зсув температур крихко-в'язкого переходу для осьового та кільцевого напрямків оцінювався за мінімальними значеннями ударної в'язкості зразків Шарпі. Слід також зазначити, що на вплив пластичного деформування металу труби в кільцевому напрямку (3,5% пластичної деформації) на загальну зміну температури крихко-в'язкого переходу більш чутливо реагують зразки, виготовлені в осьовому напрямку ніж в кільцевому. Так, з приведених графіків залежності ударної в'язкості зразків Шарпі від температури випробувань випливає, що загальний зсув температур крихко-в'язкого переходу складає 40 °C для осьового напрямку та близько 20 °C – для кільцевого напрямку. Разом з цим температура крихко-в'язкого переходу, яка визначена на зразках в кільцевому напрямку є значно вищою, ніж для зразків в осьовому напрямку. Крім того, у в'язкому стані спостерігається падіння ударної в'язкості зразків Шарпі для кільцевого напрямку при деформуванні труби на 3,5 % в процесі гідравлічного навантаження, що відсутнє для зразків в осьовому напрямку (див. рис. 9, 10).

Останній випадок повністю підтверджує справедливість запропонованого підходу до зниження характеристик опору крихкому та в'язкому руйнуванню металу трубопроводів під впливом деформаційного старіння.

З приведених вище результатів слід зазначити, що проведення випробувань зразків Шарпі, виготовлених в напрямку осі трубопроводу, призводить до значної помилки оцінки супротиву матеріалу трубопроводу крихкому та квазікрихкому руйнуванню. Так, при оцінці перехідної температури по зразкам ударної в'язкості при 30 Дж/см²

Таблиця 3. Результати механічних властивостей недеформованого фрагменту труби

Показники	Недеформований фрагмент («кільце 0»)	
	В осьовому напрямку	В кільцевому напрямку
Межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа	410...410	490...494
Тимчасовий опір розриву σ_b , МПа	568...581	591...593
Відносне подовження δ_5 , %	24,9...26,9	21,3...22,3

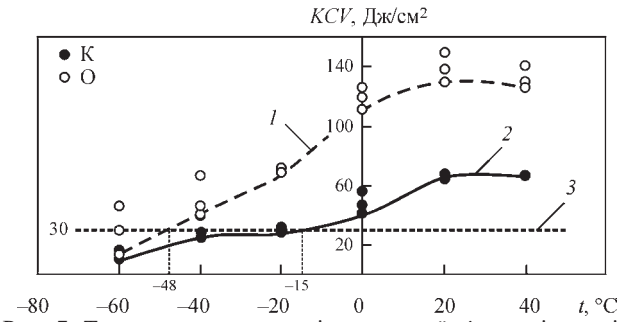


Рис. 7. Температурна залежність ударної в'язкості зразків Шарпі, орієнтованих в кільцевому (K) та осьовому (O) напрямках для недеформованого металу труби: 1 – крива по мінімальних значеннях для кільцевих зразків; 2 – крива по мінімальних значеннях для осьових зразків; 3 – рівень 30 Дж/см²

Таблиця 4. Результати випробувань ударних зразків, виготовлених з деформованого на 3,5 % фрагменту зразка труби

Номер п/п	Кільцевий напрямок					Осьовий напрямок				
	<i>B</i> , мм	<i>H_l</i> , мм	<i>F</i> , мм ²	<i>t</i> , °C	<i>KCV</i> , Дж/см ²	<i>B</i> , мм	<i>H_l</i> , мм	<i>F</i> , мм ²	<i>t</i> , °C	<i>KCV</i> , Дж/см ²
1	7,1	8,0	56,80	−60	7,75	6,88	8,06	55,45	−60	24,71
2	7,1	8,06	57,23	−60	7,71	6,86	8,0	54,88	−60	10,71
3	7,1	8,0	56,80	−60	5,35	6,87	8,03	55,17	−60	6,58
4	7,0	7,92	55,44	−40	12,03	6,85	7,95	54,46	−40	11,70
5	7,15	8,03	57,41	−40	13,83	6,86	8,07	55,36	−40	10,46
6	7,1	8,15	57,87	−40	12,37	6,86	8,07	55,36	−40	11,51
7	7,0	7,9	55,30	−20	13,29	6,86	8,05	55,22	−20	40,02
8	7,1	7,9	56,09	−20	24,43	6,86	8,12	55,70	−20	13,20
9	7,0	8,06	56,42	−20	19,14	6,86	8,06	55,29	−20	25,14
10	7,05	7,93	55,91	0	25,04	6,86	8,13	55,77	0	54,15
11	7,1	7,95	56,45	0	26,40	6,86	8,08	55,43	0	46,91
12	7,0	8,02	56,14	0	26,18	6,87	8,0	54,96	0	47,31
13	7,1	8,2	58,22	+20	48,78	6,88	8,1	55,73	+20	117,89
14	7,1	8,06	57,23	+20	54,69	6,88	7,91	54,42	+20	119,44
15	7,1	8,1	57,51	+20	49,21	6,85	8,05	55,14	+20	127,49
16	7,1	8,06	57,23	+40	52,25	6,86	8,03	55,09	+40	127,25
17	7,1	8,0	56,80	+40	52,64	6,86	8,07	55,36	+40	125,72
18	7,0	8,04	56,28	+40	53,13	6,88	8,16	56,14	+40	127,18

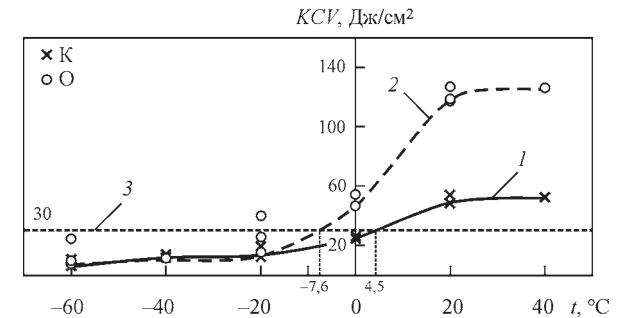


Рис. 8. Температурна залежність ударної в'язкості зразків Шарпі, орієнтованих в кільцевому (К) та осьовому (О) напрямках для деформованого металу труби: 1 – крива по мінімальних значеннях для кільцевих зразків; 2 – крива по мінімальних значеннях для осьових зразків; 3 – рівень 30 Дж/см²

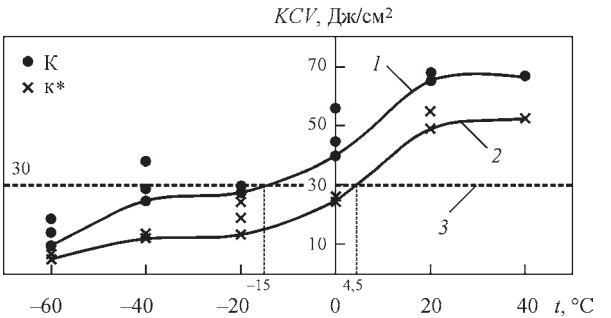


Рис. 9. Температурна залежність ударної в'язкості зразків Шарпі, орієнтованих в кільцевому напрямку для недеформованого (К) та деформованого (К*) металу труби: 1 – крива по мінімальних значеннях для зразків для недеформованого металу; 2 – для деформованого; 3 – рівень 30 Дж/см²

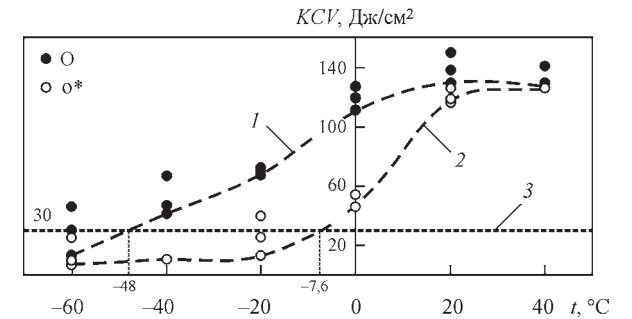


Рис. 10. Температурна залежність ударної в'язкості зразків Шарпі, орієнтованих в осьовому напрямку для недеформованого (О) та деформованого (О*) металу труби: 1 – крива по мінімальних значеннях для зразків для недеформованого металу; 2 – для деформованого; 3 – рівень 30 Дж/см²

для недеформованої труби, помилка сягає більше 40 °C. Крім того, супротив в'язкого руйнування (KCV_{max}) матеріалу в осьовому та кільцевому напрямках відрізняється майже у два рази, що тільки погіршує таку оцінку (див. рис. 7, 8).

Така ж тенденція має місце і для деформації труби в кільцевому напрямку на 3,5 %, де при оцінці перехідної температури по зразкам ударної в'язкості

при 30 Дж/см², помилка сягає більше 12 °C при падінні супротиву в'язкому руйнуванню (KCV_{max}) матеріалу більш ніж у два рази. У даному випадку навіть не враховується підвищення межі плинності $\sigma_{0.2}$.

Отримані висновки можуть бути корисними для оцінки супротиву зони термічного впливу зварних з'єднань крихкому та квазікрихкому руйнуванню трубопроводів.

Висновки

1. Пластичне деформування стінки трубопроводу може істотно знижувати характеристики опору в'язкого руйнування (δ_i , $tg\alpha$, KCV , ϵ_b , $T_{квп}$) навіть відносно невеликих значеннях пластичного деформування на його локальних ділянках. Так, наприклад, для сталі 17Г1С товщиною 7,0 мм, при оцінці перехідної температури по зразкам ударної в'язкості при 30 Дж/см² для деформованої труби на 3,5 %, помилка сягає більше 12 °C.

2. Визначення температури крихко-в'язкого переходу по мінімальним значенням ударної в'язкості зразків Шарпі для осьового напрямку не від-

повідас дійсному стану та є значно заниженою порівняно до зразків, виготовлених у кільцевому напрямку. Так, наприклад, для сталі 17Г1С товщиною 7,0 мм, при оцінці перехідної температури по зразках ударної в'язкості при 30 Дж/см² для недеформованої труби, помилка сягає більше 30 °С.

3. Отримані висновки можуть бути корисними для оцінки супротиву зварних з'єднань крихкому та квазікрихкому руйнуванню трубопроводів.

Список літератури

1. Бабич В.К., Гуль Ю.П., Долженков И.Е. (1972) *Деформационное старение стали*. Москва, Металлургия.
2. Патон Б.Е., Семенов С.Е., Рыбаков А.А. др. (2000) О старении и оценке состояния металла эксплуатируемых магистральных трубопроводов. *Автоматическая сварка*, 7, 3–12.
3. Гиренко В.С., Семенов С.Е., Гончаренко Л.В. (2001) Деформационное старение трубных сталей. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 3, 32–35.
4. Пашков Ю.И., Анисимов Ю.И., Ланчаков Г.А. др. (1996) Прогнозирование остаточного ресурса прочности магистральных газо-нефтепроводов с учетом продолжительности эксплуатации. *Строительство трубопроводов*, 2, 2–5.
5. Пашков Ю.И. (1996) *Трещиностойкость сварных труб для газопроводов*. Автореф. дис. ... д-ра тех. наук. Москва.
6. Дядин В.П. (2007) Влияние предварительного деформирования на ударную вязкость образца Шарпи. *Автоматическая сварка*, 1, 28–33.
7. Золотаревский В.С. (1998) *Механические свойства металлов*. Москва, МИСИС.
8. Мочернюк Н.П., Красневский С.М., Лазаревич Г.И. и др. (1991) Влияние времени эксплуатации магистрального газопровода и рабочего давления газа на физико-механические характеристики трубной стали 19Г. *Газовая промышленность*, 3, 34–36.
9. Гумеров А.Г. (1998) *Дефектность труб нефтепроводов и методы их ремонта*. Москва, Недра.
10. (1967) *Структура и механические свойства металлов*. Москва, Металлургия.
11. Гафаров Н.А., Гончаров А.А., Кушнаренко В.М. (1998) *Коррозия и защита оборудования сероводородосодержащих нефтегазовых месторождений*. Москва, Недра.
12. Гиренко В.С., Дядин В.П. (1990) Корреляция характеристик трещиностойкости материалов и сварных соединений с результатами стандартных механических испытаний. *Автоматическая сварка*, 6, С.1–4.
13. Сиратори М., Миези Т., Мицусима Х. (1986) *Вычислительная механика разрушения*. Москва, Мир.
14. Phaal, R., Madnald, K.A., Brown, P.A. (1993) *Correlations between fracture toughness and charpy impact energy*. Doc. 5605/7/93.
15. Гиренко В.С., Дядин В.П. (1985) Зависимости между ударной вязкостью и критериями механики разрушения δ_{ic} , K_{Ic} конструкционных сталей и их сварных соединений. *Автоматическая сварка*, 9, 14–22.

16. Дядин В.П. (2010) Оценка величины температурного сдвига в зависимости от толщины образца по силовому и деформационному критериям механики разрушения. *Там же*, 4, 19–27.
17. Троицкий В.И., Дядин В.П. (2011) Выбор контрольных участков магистральных газопроводов при диагностическом обследовании. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 4, 44–47.

References

1. Babich, V.K., Gul, Yu.P., Dolzhenkov, I.E. (1972) *Strain ageing of steel*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Paton, B.E., Semenov, S.E., Rybakov, A.A. et al. (2000) Ageing and procedure of evaluation of the state of metal of the main pipelines in service. *The Paton Welding J.*, 7, 2-10.
3. Girenko, V.S., Semenov, S.E., Goncharenko, L.V. (2001) Strain ageing of pipe steels. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, 3, 32-35.
4. Pashkov, Yu.I., Anisimov, Yu.I., Lanchakov, G.A. et al. (1996) Prediction of residual strength limit of main gas and oil pipelines taking into account the operating time. *Stroitel'stvo Truboprovodov*, 2, 2-5 [in Russian].
5. Pashkov, Yu.N. (1996) *Crack resistance of welded pipes for gas pipelines*. In: Syn. of Thesis for Dr. of Tech. Sci. Degree. Moscow [in Russian].
6. Dyadin, V.P. (2007) Influence of pre-deformation on impact toughness of Charpy sample in fracture. *The Paton Welding J.*, 1, 22-26.
7. Zolotarevsky, V.S. (1998) *Mechanical properties of metals*. Moscow, MISIS [in Russian].
8. Mochernyuk, N.P., Krasnevsky, S.M., Lazarevich, G.I. et al. (1991) Influence of operating time of main gas pipeline and working gas pressure on physical-mechanical characteristics of pipe steel 19G. *Gazovaya Promyshlennost*, 3, 34-36 [in Russian].
9. Gumerov, A.G. (1998) *Defectiveness of oil pipelines and methods of their repair*. Moscow, Nedra [in Russian].
10. (1967) *Structure and mechanical properties of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
11. Gafarov, N.A., Goncharov, A.A., Kushnarenko, V.M. (1998) *Corrosion and protection of hydrogen sulfide-containing oil and gas fields*. Moscow, Nedra [in Russian].
12. Girenko, V.S., Dyadin, V.P. (1990) Correlation of crack resistance characteristics of materials and welded joints with results of standard mechanical tests. *Avtomatich. Svarka*, 6, 1-4 [in Russian].
13. Siratori, M., Miesi, T., Mitsushima, H. (1986) Computational fracture mechanics. Moscow, Mir [in Russian].
14. Phaal, R., Madnald, K.A., Brown, P.A. (1993) *Correlations between fracture toughness and Charpy impact energy*. Doc. 5605/7/93.
15. Girenko, V.S., Dyadin, V.P. (1985) Dependencies between impact toughness and fracture mechanics criteria δ_{ic} , K_{Ic} of structural steels and their welded joints. *Avtomatich. Svarka*, 9, 14-22 [in Russian].
16. Dyadin, V.P. (2010) Evaluation of temperature shift depending upon the specimen thickness by the force and deformation criteria of fracture mechanics. *The Paton Welding J.*, 4, 14-21.
17. Troitskii, V.A., Dyadin, V.P. (2011) Selection of control sections of the main pipelines for diagnostic examination. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, 3, 5-11 [in Russian].

INFLUENCE OF DEFORMATIONS FROM STATIC LOADS ON IMPACT AND FRACTURE TOUGHNESS OF CYLINDRICAL SHELLS

V.P. Dyadin, Ye.O. Davydov, R.I. Dmytrienko

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The work studies the effect of accumulation of plastic deformation in the base metal of the pipeline from the action of inner pressure on the change of impact toughness of the Charpy specimens made in the longitudinal and circumferential directions. The studies in this direction are carried out on the specimen made from LSAW pipe of 630 × 8 from 17G1S steel. The obtained test results allow correcting the requirements to the specific work of impact specimens taking into account its possible reduction depending on the predicted plastic deformation of the structural element and anisotropic properties of the material. 17 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

Keywords: plastic deformation, aging, impact toughness, heat-affected-zone, brittle-tough transition temperature, fracture toughness characteristics

Надійшла до редакції 25.06.2021

ВПЛИВ ШВИДКОСТІ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ АМг5М, ОТРИМАНИХ У РІЗНИХ ПРОСТОРОВИХ ПОЛОЖЕННЯХ СТИКІВ

Т.М. Лабур, М.Р. Яворська, В.А. Коваль

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

Досліджено вплив швидкості зварювання (23, 40, 57 м/год) в умовах дії плавкого електрода на характер вільного проплаву і кристалізації швів сплаву АМг5М у різних просторових положеннях стиків. Встановлено, що оптимальні теплофізичні умови формування дрібнозернистої структури швів з'єднань відбуваються, коли швидкість зварювання становить 40 м/год. Міцність швів при цьому підвищується на 10...15 % без зниження рівня пластичності. Відмінною особливістю структури швів, отриманих на різних швидкостях зварювання, є розміри та форма дендритів та фазових включень у міжкристалітному просторі. Бібліогр. 6, табл. 5, рис. 1.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, імпульсно-дугове зварювання плавким електродом, швидкість зварювання, фізико-механічні властивості зварних з'єднань, структура, дослідження

Технологічні можливості імпульсно-дугової технології дозволяють мінімізувати величину погонної енергії в умовах зварювання, зменшити втрату міцності та підвищити ресурс з'єднань порівняно з традиційними дуговими способами зварювання плавленням та зменшити ширину швів без суттєвого збільшення вартості зварювального обладнання [1, 2].

Слід відзначити, що імпульсно-дугове зварювання плавким електродом (ІДЗПЕ), зазвичай, застосовують з метою покращення технологічних умов з'єднання алюмінієвих сплавів, оскільки при коливаннях струму протяжність дугового проміжку зменшується та відбувається прискорене розплавлення металевго електрода, що забезпечує інтенсивне відокремлення металевго краплі та скидання її в напрямку зварювальної ванни. Безперервна модуляція (без застосування підкладного формуючого елемента) режиму при цьому дозволяє виконувати зварювання металу у «вільному положенні» навіть при наявності локальних зазорів в стикових з'єднаннях довжиною до 100 мм та шириною до 1 мм [3]. Стабільні умови горіння дуги при періодичному чергуванні імпульсів зварювального струму різної величини та перенесення електродного металу в ванну визначає характер формування структури швів та їх механічних властивостей. Особливо це стосується зварювання, яке відбувається в монтажних умовах, коли шви формуються в різних просторових положеннях стику відносно горизонтальної площини.

Зменшення величини погонної енергії і кількості розплавленого металу сприяє формуванню

однорідної та дисперсної структури з'єднань у стані металу після зварювання в цілому [4]. Слід відмітити, що подрібнення мікроструктури дає унікальну можливість, коли можна одночасно підвищити міцність і в'язкість сплавів, оскільки в дрібнозернистих матеріалах накопичується менше дефектів (дислокацій) і бар'єрів, що зумовлює необхідність підвищення необхідної для руйнування зовнішньої напруги [5].

Є потреба визначення оптимальної швидкості зварювання у різних положеннях стиків відносно горизонтальної площини, оскільки це впливає на формування вільного проплаву та кристалізацію швів. Особливо це важливо при зварюванні алюмінієвих сплавів, чутливих до термічного циклу.

В зв'язку з викладеним було проведено комплексне дослідження стосовно впливу швидкості зварювання плавким електродом в умовах вільного проплаву і кристалізації швів стикових з'єднань на формування структури швів та рівень їх фізико-механічних властивостей в залежності від просторового розташування стиків на прикладі сплаву АМг5М товщиною 4 мм, оскільки даний сплав широко застосовується при виготовленні зварних деталей та вузлів у конструкціях широкого спектру [5, 6].

Методика дослідження. Сплав АМг5М (мас. %: 5,2 Mg; 0,04 Cu; 0,15 Si; 0,14 Fe; 0,4 Mn; 0,06 Ti) відноситься до класу магнеліїв. Механічні властивості сплаву у відпаленому стані становлять: $\sigma_{\text{в}} = 305 \text{ МПа}$, $\sigma_{0,2} = 150 \text{ МПа}$, $\delta = 20 \text{ \%}$. Сплав та його зварні з'єднання широко залучаються для виготовлення деталей та вузлів у різноманітних конструк-

Лабур Т.М. – <https://orcid.org/0000-0002-4064-2644>, Яворська М.Р. – <https://orcid.org/0000-0003-2016-6289>,

Коваль В.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5154-1446>

© Т.М. Лабур, М.Р. Яворська, В.А. Коваль, 2021

Таблиця 1. Режими зварювання плавким електродом зі швидкістю 23, 40, 57 м/год сплаву АМг5М товщиною 4 мм у різних просторових положеннях

Кут нахилу до горизонтальної площини при зварюванні, град.	Швидкість зварювання, м/год								
	23			40			57		
	$U_{\text{д}}$, В	$I_{\text{зв}}$, А	$V_{\text{др}}$, м/хв	$U_{\text{д}}$, В	$I_{\text{зв}}$, А	$V_{\text{др}}$, м/хв	$U_{\text{д}}$, В	$I_{\text{зв}}$, А	$V_{\text{др}}$, м/хв
0	18,9	100	6,9	19,2	132	8,8	21,9	169	10,8
30	19,0	101	6,9	19,4	133	8,8	22,3	170	10,8
60	19,1	102	6,9	19,6	135	8,8	22,5	171	10,8
90	19,3	102	6,9	19,7	136	8,8	22,6	172	10,8

Примітка: $U_{\text{д}}$ – напруга на дузі; $I_{\text{зв}}$ – зварювальний струм; $V_{\text{др}}$ – швидкість подачі зварювального дроту

ціях, які експлуатуються в складних умовах. Оцінку результатів ІДЗПЕ сплаву АМг5М проводили за наступними критеріями: стабільність процесу, відтворюваність результатів, щільність та міцність зварного з'єднання, відсутність тріщин і пор.

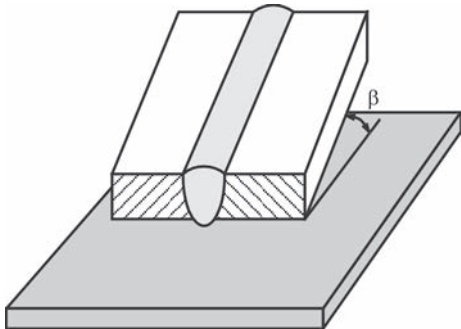


Рис. 1. Схема розташування стику під кутом β відносно горизонтальної площини при ІДЗПЕ сплаву АМг5М у різних просторових положеннях відносно горизонтальної площини

Перед зварюванням заготовки сплаву АМг5М та присадного дроту марки ЗвАМг6 знежирювали в розчині їдкого натру з багаторазовою промивкою в гарячій та холодній воді. Освітлення заготовок проводили в розчині азотної кислоти з подальшою промивкою у проточній воді. Потім заготовки висушували природним шляхом, після чого поверхню стиків сплаву шабрили в зоні зварювання на глибину не менше 0,1 мм.

Процес зварювання плавким електродом сплаву АМг5М здійснювали модульованим імпульсним струмом з використанням інверторного джерела живлення TPS 2700 фірми «Fronius» та установки ПСО-600 з регульованим кутом нахилу відносно горизонталі рухомої платформи для зварювання стиків під різним кутом β (рис. 1) в межах від 0 до 90°, яка дозволила чітко фіксувати кут нахилу стиків при зварюванні в межах від горизонтальної (0°) до вертикальної (90°) площини.

Таблиця 2. Зовнішній вигляд зварних швів сплаву АМг5М, виконаних на швидкостях зварювання 23, 40, 57 м/год у різних просторових положеннях стиків відносно горизонтальної площини

Швидкість зварювання, м/год	Кут нахилу стику відносно горизонтальної площини, град			
	0	30	60	90
23				
40				
57				

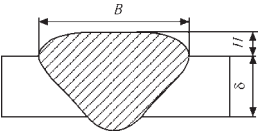
Виліт електрода становив 8...10 мм, довжина дуги (відстань між металом і кінцем дроту) складала 3...5 мм, витрати захисного газу аргону високої чистоти марки «А» (ГОСТ 10157-78) становили 20 л/хв. Зварні з'єднання отримували однопрохідним зварюванням на технологічних режимах, представлених в табл. 1 із застосуванням стандартного присадного дроту ЗвАМг6, діаметр якого дорівнював 1,6 мм. Стикові з'єднання отримували однопрохідним зварюванням.

Заготовки сплаву розміром 250×100 мм зварювали однопрохідним способом вздовж прокату без використання формуючої підкладки в умовах «вільного проплаву та кристалізації металу».

Якість формування швів оцінювали за їх зовнішнім виглядом (табл. 2) та за даними рентгенографії (ГОСТ 7512-89). Для цього залучали рентгенівську установку РАП-150/300, а щільність металу шва визначали на приладі «Денситометр». Результати контролю показали, що при вибраних режимах зварювання грубих дефектів типу тріщин, непроварів, пор не спостерігалось.

Кількісну оцінку зміни показників міцності та пластичності зварних з'єднань сплаву АМг5М в залежності від швидкості зварювання виконували за результатами механічних випробувань в статичних умовах стандартних зразків (ГОСТ 1497-84) з використанням універсальної машини ЦД-4 зі шкалою 2т на зразках типу XIII (ГОСТ 6996-66). Для аналізу міцності з'єднань ($\sigma_{\text{зв.з}}^{\text{зв.з}}$) були задіяні плоскі зразки з технологічним посиленням на

Таблиця 3. Вплив швидкості імпульсно-дугового зварювання сплаву АМг5М плавким електродом у різних просторових положеннях на геометричні розміри швів

Швидкість зварювання, м/год	Кут нахилу стиків до горизонтальної площини, град.	Геометричні параметри зварного шва		
				
		B	H	$K = \frac{B}{H + \delta}$
23	0	10,11...10,2	1,45...1,50	1,85
	30	9,96...10,10	1,64...1,81	1,79
	60	9,74...9,8	1,66...1,70	1,71
	90	10,03...10,26	1,87...1,93	1,72
40	0	9,0...9,1	1,97...2,01	1,50
	30	8,0...8,15	1,8...1,87	1,33
	60	7,8...8,0	2,0...2,2	1,29
	90	7,5...7,65	1,98...2,01	1,28
57	0	8,9...9,1	1,0...1,09	1,78
	30	7,89...8,03	1,8...1,97	1,35
	60	5,99...8,03	1,99...2,01	1,17
	90	5,95...6,0	2,3...2,5	0,93

Примітки: 1. Коефіцієнт форми шва дорівнює співвідношенню ширини (B, мм) шва до його товщини (H+δ, мм): $K = \frac{B}{H + \delta}$.
2. Значення K допускається в діапазоні від 0,5 до 4,0. Оптимальним вважаються значення від 1,2 до 2,0.

прямку відносно орієнтації прокату, за допомогою електронного штангельциркуля АРТ – 34460-150 з точністю вимірювання 0,01 мм. Величина похибки при вимірюванні складала $\pm 0,1$ мм.

Аналіз впливу теплофізичних умов зварювання на особливості мікроструктури швів проводили на оптичному мікроскопі при збільшенні $\times 320$.

Систематизацію результатів і побудову графічних залежностей виконували з використанням програмного забезпечення Smage Pro 30 і Statistica 5.0.

Обговорення результатів дослідження. Як засвідчують дані аналізу результатів вимірювання геометричних розмірів швів, періодичне чергування імпульсів зварювального струму різної величини та перенесення електродного металу в ванну сприяють формуванню плавного переходу поверхні зварних з'єднань до основного металу і зменшенню лускості шва (табл. 3). Це позитивно впливає на локально напружений стан металу в зоні сплавлення шва. А на значення коефіцієнта форми шва суттєво впливають фізичні умови «вільного проплаву» та кристалізації зварної ванни в залежності від просторового положення стику. Саме азимутальна орієнтація (кут між горизонтальною площиною та площиною зварного стику) поряд зі швидкістю зварювання визначає геометричні параметри швів: ширину, висоту кореня та технологічного посилення.

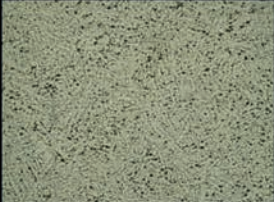
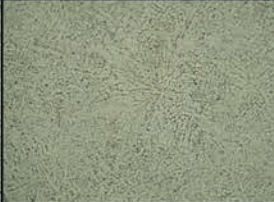
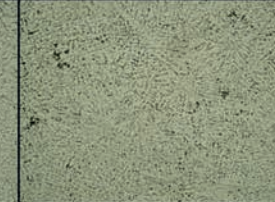
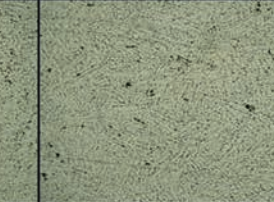
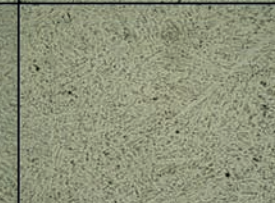
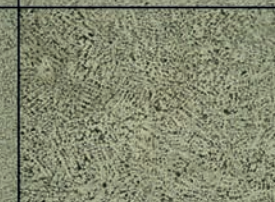
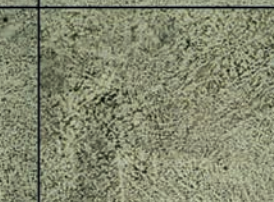
При зварюванні на швидкості 23 м/год в горизонтальній площині, тобто під кутом розташування стиків 0° , значення ширини швів коливається в межах від 10,11 до 10,2 мм. Зміна кута нахилу стиків з 30° до 60° зменшує ширину швів до 9,74 мм. Зва-

рювання стиків у вертикальному положенні (90°), навпаки, збільшує ширину швів до 10,26 мм, що може бути пов'язано з відповідною кінематикою процесу кристалізації металу під час охолодження зварювальної ванни. Іншими словами, при зварюванні на швидкості 23 м/год найбільше значення ширини шва спостерігається при розташуванні стиків в горизонтальному та вертикальному розташуванні стиків, а зміна кута нахилу зменшує ширину швів. При цьому висота технологічного посилення збільшується в залежності від просторового положення стиків під час зварювання. Найменші значення посилення мають стики, отримані в горизонтальному положенні, найбільші у вертикальному положенні стиків при зварюванні (табл. 3).

При збільшенні швидкості зварювання до 40 м/год, коли термін перебування металу в умовах високої температури скорочується, геометричні розміри швів зменшуються на 3...5 %, а на швидкості 57 м/год – на 8...10 %. Відповідно до даних вимірювання швів, їх розміри менші, ніж при зварюванні на швидкості 23 м/год, складають 7,5...9,1 мм (табл. 3). При зварюванні на швидкості 57 м/год діапазон розмірів швів становиться ширше, він змінюється від 5,95 до 9,1 мм.

Як свідчать дані, представлені в табл. 3, значення коефіцієнта форми шва залежить не тільки від кута нахилу стиків при зварюванні, але й від швидкості зварювання. При цьому спостерігається зниження його величини у зворотній пропорційності до кута розташування стиків у просторовому положенні стиків під час зварювання

Таблиця 4. Характер зміни мікроструктури швів зварних з'єднань сплаву АМг5М, отриманих плавким електродом при різних швидкостях зварювання: 23, 40, 57 м/год в умовах різного положення стиків відносно горизонтальної площини

Швидкість зварювання, м/год	Кут нахилу стику відносно горизонтальної площини, град			
	0	30	60	90
23				
40				
57				

(табл. 3). При збільшенні кута нахилу стиків значення коефіцієнта зменшується.

Мікроструктура швів зварних з'єднань сплаву АМг5М товщиною 4 мм, отриманих зі швидкостями зварювання 23, 40, 57 м/год у різних просторових положеннях відносно горизонтальної площини показана в табл. 4. Слід відмітити, що у досліджуваних зразках за температурних умов спостерігалися утворення характерних структурних особливостей, пов'язаних з просторовою орієнтацією зварювальних стиків [4]. Як показує їх аналіз, морфологія будови швів визначається градієнтом температур на границі розділу твердого розчину рідкого металу та фаз, швидкості кристалізації, а також характером розташування легуючих елементів у вихідному металі.

Незалежно від швидкості зварювання під дією термічного циклу утворюються рівновісні кристаліти та відбувається ряд фазових перетворень, а на кількість фаз та їх протяжність в міжзереному прошарку впливає просторове положення стиків. Цьому сприяють параметри зварювального струму, напруги на дузі та відповідна швидкість зварювання. В початковий період кристалізації у металі відбуваються структурні перетворення, а саме розпад пересиченого твердого розчину та утворення проміжних (метастабільних) фаз, які в подальшому переходять у рівноважні фази, та спостерігається коагуляція (збільшення) нерозчинних (інтерметалідних) фаз заліза та кремнію, що потрапляють у метал на стадії його металургійного виробництва. Як видно з табл. 4, отримані шви щільні та мають дендритну будову незалежно від просторового положення стиків при зварюванні. Водночас, їх орієнтація відносно горизонтальної площини визначає розмір структурних складових. Найбільш крупні дендрити утворюються в умовах, коли зварювання здійснюють в горизонтальному положенні (0°), найменші – під кутом 30° .

Дослідження структури швів показало, що у всіх варіантах просторового положення утворюється характерна для алюмінієвих сплавів дендритна будова. Кристаліти мають рівновісний характер розташування, їх розміри коливаються від 30 до 70 мкм. Вздовж границі кристалітів спостерігаються тонкі прошарки фазових утворень. Найменші розміри кристалітів незалежно від швидкості зварювання спостерігаються у випадку, коли стики сплаву АМг5М розташовані під кутом 30° відносно горизонтальної площини. Структура швів майже однорідна та утримує дрібні кристаліти твердого розчину (табл. 4). Фазові утворення мають дисперсні розміри, вони рівномірно розташовані в міжкристалічних прошарках, а їх форма більш округла порівняно зі зварюванням, коли стики розташовані в інших просторових положеннях.

В умовах зварювання, коли стики сплаву АМг5М розташовані під кутом 60° відносно горизонтальної площини, поряд з характерними структурними перетвореннями, аналогічні попереднім просторовим положенням, відмічається утворення більш товстих прошарків виділень вторинних фаз та евтектичних утворень. При зварюванні стиків на вертикальній площині (90°) товщина фазових прошарків зростає майже вдвічі при зварюванні на швидкості 23 м/год. Збільшення розмірів включень спостерігається, коли процес зварювання відбувається зі швидкістю 57 м/год.

Порівняльний аналіз показників міцності зварних з'єднань і металу швів, зварених плавким електродом зі швидкістю 23 м/год, показав (табл. 5), що міцність швів у зразках з технологічним посиленням становить 280...291 МПа та залежить від кута нахилу зварювальних стиків відносно горизонтальної площини. Найвищі значення міцності спостерігаються у з'єднаннях, які були зварені під кутом 30 та 60° . Міцність швів (у зразках без технологічного посилення) становить 272,9...282,8 МПа. Коефіцієнт міцності для зразків з технологічним посиленням $K_B^{3.3}$ складає від 0,92 до 0,96, а без посилення – $K_B^{м.ш}$ від 0,89 до 0,93 від рівня міцності основного металу ($\sigma_{B.3B} = 305$ МПа). Показники пластичності таких з'єднань майже вдвічі нижче за значення основного металу і складають 78...113%.

При швидкості зварювання 40 м/год, коли зменшується термін перебування металу при високій температурі та забезпечуються більш раціональні теплофізичні умови для утворення дрібнокристалічної структури швів, відбувається підвищення на 10...15 % рівня міцності у зварних з'єднаннях, отриманих під кутом 30° відносно горизонтальної площини, без втрати належного рівня їх пластичності (табл. 5). Саме на такій швидкості створюються найбільш сприятливі теплофізичні умови формування щільних швів з дрібною кристалічною структурою, яка забезпечує не тільки високий рівень міцності, але й показника пластичності зварних з'єднань. Коефіцієнт міцності зварних з'єднань, отриманих на швидкості 40 м/год, також збільшується на 1,5...9,0 % та складає для зразків з технологічним посиленням $K_B^{3.3} = 0,88...0,98$, а без посилення – $K_B^{м.ш} = 0,91...0,95$ від рівня основного металу.

Ступінь дисперсності структури залежить від просторового положення стику при зварюванні. Найменші розміри структурних складових спостерігаються у швах, зварювання яких відбувалося під кутом 30° . Рівень міцності при цьому становить 298,4 МПа. Пластичні властивості зварних з'єднань, які були встановлені на зразках з технологічним посиленням та без нього зберігають

Таблиця 5. Вплив швидкості зварювання плавким електродом та просторового положення стиків на механічні властивості зварних з'єднань сплаву АМг5М δ = 4 мм

Механічні властивості	Швидкість зварювання $V_{зв}$, м/год											
	23				40				57			
	Просторове положення при виконанні процесу зварювання, град.											
	0	30	60	90	0	30	60	90	0	30	60	90
$\sigma_{в.зв}$, МПа	287,0	286,1	297,0	268,3	274,7	285,5	266,4	258,6	282,4	263,5	258,2	244,9
	276,2	286,1	288,8	287,7	287,5	300,4	274,8	267,7	285,1	273,0	259,5	256,7
	276,4	282,7	288,0	289,9	295,2	309,2	295,2	278,5	289,4	281,1	270,8	271,3
	279,9	285,0	291,3	281,8	285,8	298,4	278,8	268,5	285,9	272,3	262,8	257,6
$\sigma_{в}^{м.ш.}$, МПа	268,8	285,1	283,8	268,6	283,5	281,5	275,0	284,7	266,1	260,7	274,0	267,5
	284,8	281,0	283,0	278,4	288,0	286,0	276,4	286,0	268,1	279,8	275,3	273,9
	294,7	280,2	273,8	271,6	288,8	283,2	285,4	287,0	279,8	282,8	281,5	281,1
	282,8	282,1	280,2	272,9	286,8	283,8	278,9	285,8	271,3	274,6	276,9	274,2
α , град.	68	102	93	106	91	90	95	101	78	77	82	84
	78	104	102	107	109	105	150	113	89	84	100	92
	89	110	116	126	100	98	122	107	92	81	91	102
	78	105	103	113					86			93
$K_{в}^{з.з} = \sigma_{в.зв} / \sigma_{в}^{о.м}$	0,92	0,93	0,96	0,92	0,94	0,98	0,91	0,88	0,94	0,89	0,86	0,84
$K_{в}^{м.ш.} = \sigma_{в}^{м.ш.} / \sigma_{в}^{м.ш.}$	0,93	0,92	0,92	0,89	0,94	0,93	0,91	0,94	0,89	0,90	0,91	0,90

Примітка: 1. Механічні властивості сплаву АМг5М: $\sigma_{в.зв} = 305$ МПа, $\sigma_{0,2.зв} = 150$ МПа, $\delta = 20$ %, $\alpha = 180^{\circ}$.
2. $K_{в}^{з.з}$ – коефіцієнт міцності, який дорівнює відношенню показника міцності зварного з'єднання або металу шва до міцності основного металу, відповідно $K_{в}^{з.з}$ та $K_{в}^{м.ш.}$.

достатньо високі значення: 98...122 і 103...113° відповідно. Зменшення пластичності в два рази (78...92°) у зразках без посилення спостерігається лише у випадку, коли зварювання виконують в горизонтальній площині. Міцність швів у зразках без технологічного посилення дорівнює 282...286,0 МПа. Їх руйнування відбувається в основному металі біля лінії сплавлення, де внаслідок структурних перетворень знижується міцність металу в умовах термічного циклу зварювання.

Подальше зростання швидкості зварювання сплаву (57 м/год) знижує на 10...25 МПа рівень міцності з'єднань (табл. 5). При цьому коефіцієнт міцності також знижується на 5...10 % від міцності основного металу. Таким чином, в результаті експериментального дослідження встановлено суттєвий вплив швидкості зварювання на структуру та властивості швів, зварених у різних просторових положеннях, починаючи від горизонтального положення стику до вертикального (табл. 4). При швидкості зварювання 57 м/год міцність зварних з'єднань складає з 257,6 до 285,9 МПа (табл. 5). Коефіцієнт міцності з'єднань змінюється від 0,84 до 0,94, а металу швів – 0,89...0,91. Водночас, у всіх з'єднаннях спостерігається зниження показника пластичності до рівня 86...93°.

Як засвідчують експериментальні дані (табл. 5), процес зварювання можна виконувати в усіх досліджуваних просторових положеннях (0, 30, 60, 90°), але при цьому не завжди забезпечуються оптимальні теплофізичні умови для якісного формування швів з дрібнокристалічною структурою, які забезпечують належну міцність зварних з'єднань без втрати їх пластичності. При зварюванні сплаву АМг5М зі швидкістю 23 м/год доцільно його виконувати в умовах, коли

стики розташовані під кутом 60 град. Міцність такого з'єднання становить 291,3 МПа. При інших просторових положеннях стиків (під кутом 0, 30 і, відповідно, 90°) рівень міцності з'єднань становить 279,9...285,0 МПа. Показник пластичності α менший, ніж у основного металу ($\alpha = 180^\circ$), та коливається в межах 78...113° в залежності від просторової орієнтації стиків при зварюванні.

При зварюванні стиків сплаву на швидкості 57 м/год зростання міцності до 285,9 МПа відбувається лише за умов їх розташування в горизонтальному положенні, що може бути пов'язано з особливостями утворення пересиченого твердого розчину або підвищенням щільності виділень часток зміцнюючої фази порівняно з іншими варіантами розташування стиків сплаву АМг5М. Цьому сприяють утворення більшої кількості пересиченого твердого розчину та підвищення щільності виділень часток зміцнюючої фази під час наступного етапу – розпаду твердого розчину. Водночас, подальша зміна просторового положення стиків викликає зниження рівня міцності на 7...8 % при зварюванні під кутом 30°, 10...11 % – 60° та 10...11 % – у вертикальній площині (90°), досягаючи рівня 257,6 МПа. Поряд з цим також спостерігається зниження на 10...12 % показника пластичності зварних швів, що може бути зумовлено нерівномірним розподілом фазових включень, утворених легуючими елементами, вздовж міжкристалічного прошарку (табл. 4).

Висновки

1. Вперше досліджено ефект впливу просторового положення стику плавким електродом сплаву АМг5М товщиною 4 мм з використанням присадного дроту ЗвАМ6 при різних швидкостях (23, 40,

57 м/год) імпульсно-дугового зварювання плавким електродом. Експериментально підтверджено, що стабільність процесу зварювання «у вільному стані» забезпечується шляхом модуляції параметрів зварювального струму, напруги на дузі та швидкості зварювання. Це дозволяє керувати величиною теплового вкладення в зварювальний метал і швидкістю кристалізації металу ванни, а також здійснювати процес зварювання без використання підкладних формуючих елементів.

2. Встановлено, що швидкість зварювання визначає характер формування швів у різних просторових положеннях – від горизонтального положення стику до вертикального. Показано, що короткочасне перебування металу при високій температурі в умовах зварювання на швидкості 40 м/год забезпечує оптимальні теплофізичні умови, за яких відбувається утворення дрібнокристалічної структури швів, що зміцнює їх на 10...15 % без втрати належного рівня пластичності з'єднань. Цьому сприяють формування в швах більшої кількості пересиченого твердого розчину та зростання щільності дрібних виділень часток зміцнюючої фази під час кристалізації.

3. Дослідження особливостей мікроструктури швів сплаву АМg5М, отриманих у різних просторових положеннях з присадним дротом ЗвАМg6, дозволило визначити характерні особливості та морфологію розташування кристалітів та часток зміцнюючих фаз, які зазнали відповідних структурних перетворень в умовах зварювання плавким електродом. Відмінною особливістю структури швів є наявність фазових включень у міжкристалітному просторі, їх дисперсний розмір та круга

форма. У швах, які були отримані під кутом 30°, такі фазові включення мають найменші розміри порівняно зі структурою швів, зварених в інших просторових положеннях.

Список літератури

1. Жерносеков А.М., Андреев В.В. (2007) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **10**, 48–51.
2. Лабур Т.М., Жерносеков А.М., Яворская М.Р., Пашуля М.П. (2013) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом алюминиевых сплавов с регулируемой формой импульсов. *Сварочное производство*, **11**, 3–7.
3. Рабкин Д.М. (1986) *Металлургия сварки плавлением алюминия и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
4. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. (1992) *Металловедение сварки алюминия и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
5. Ищенко А.Я., Лабур Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Наукова думка.
6. Лебедев В.А. (2007) Некоторые особенности дуговой механизированной сварки алюминия с управляемой импульсной подачей электродной проволоки. *Сварочное производство*, **11**, 26–30.

References

1. Zhernosekov, A.M., Andreev, V.V. (2007) Pulsed metal arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 40-43.
2. Labur, T.M., Zhernosekov, A.M., Yavorskaya, M.R., Pashulya, M.P. (2013) Pulsed metal arc welding of aluminium alloys with controllable shape of pulses. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 3–7 [in Russian].
3. Rabkin, D.M. (1986) *Metallurgy of fusion welding of aluminium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Rabkin, D.M., Lozovskaya, A.V., Sklabinskaya, I.E. (1992) *Metals science of aluminium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures of aluminium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Lebedev, V.A. (2007) Some peculiarities of mechanized welding of aluminium with controllable pulsed feed of electrode wire. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 26-30 [in Russian].

INFLUENCE OF PULSE-ARC WELDING SPEED ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF JOINTS OF AMg5M ALUMINUM ALLOY PRODUCED IN DIFFERENT SPATIAL POSITIONS OF BUTTS

T.M. Labur, M.R. Javorska, V.A. Koval

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The influence of welding speed (23, 40 and 57 m/h) under the conditions of the action of a consumable electrode on the nature of free penetration and crystallization of welds of AMg5M alloy in different spatial positions of butts was investigated. It was established that the optimal thermophysical conditions for the formation of a fine-grained structure of the joints occur when the welding speed is 40 m/h. At the same time, the strength of the welds increases by 10...15% without reducing the level of ductility. A distinctive feature in the structure of welds produced at different welding speeds is the size and shape of dendrites and phase inclusions in the intercrystalline space. 6 Ref., 5 Tabl., 1 Fig.

Keywords: aluminum alloy, pulse-arc welding using consumable electrode, welding speed, physical and mechanical properties of welded joints, structure, investigations

Надійшла до редакції 11.06.2021

Науково-технічна конференція, присвячена 100-річчю з дня народження академіка НАН України

ДАНИЛА АНДРІЙОВИЧА ДУДКА

(28.07.1921–02.02.2009)

РОЗВИТОК ІННОВАЦІЙНИХ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТА ОБРОБКИ МАТЕРІАЛІВ

24 вересня 2021 р., м. Київ,

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

СТРУКТУРНИЙ СТАН І ПОШКОДЖУВАНІСТЬ МЕТАЛУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ПАРОПРОВОДІВ

В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін

Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут». 61002, м. Харків, вул. Кирпичова, 2.

E-mail: igorkasyanenko@gmail.com

В процесі довготривалого напрацювання (понад 270 тис. год.) в умовах повзучості і втоми вихідна структура зварних з'єднань зі сталей 15X1М1Ф і 12X1МФ паропроводів ТЕС перетворюється у феритно-карбідну суміш. Швидкість наведеного структурно-фазового перетворення на ділянках зони термічного впливу, а також в металі шва і в основному металі зварних з'єднань суттєво відрізняється. Водночас відбувається знеміцнення зерен α -фази, формуються сегрегаційні виділення, проходять карбідні реакції і коагуляція карбідів I гр., утворюються нові карбіди II гр. (VC, Mo₂C). Наявність знеміцнення ділянок зони термічного впливу зварних з'єднань сприяє збільшенню їх деформаційної здатності. Наприклад, рівень деформації ділянки неповної перекристалізації ЗТВ є більшим ніж аналогічний рівень інших ділянок, а також металі шва і основного металу. Встановлено, що наявність відповідного структурно-фазового стану, деформації і знеміцнення металу зварних з'єднань загалом прискорює його пошкоджуваність за механізмом втоми і механізмом повзучості. На стадії переходу від II до III стадій деформації пошкоджуваність металу зварних з'єднань за наведеними механізмами збільшується, що вимагає проведення відповідних ремонтних робіт. Проведені дослідження дозволяють виявити який саме структурно-фазовий стан відповідає перехідній стадії деформації, а також рівень деформації металу зварних з'єднань і стан його знеміцнення. Бібліогр. 8, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання паропроводів, повзучість, втома, зона термічного впливу, деформація, ділянка неповної перекристалізації

Структурний стан, механічні властивості, наявність деформації і пошкоджуваність металу зварних з'єднань [1–4] вивчали згідно нормативних положень [5, 6]. Відповідно використовували методи світлової і електронної мікроскопії, а також рентгенографічний метод. Дослідження проводили на зразках, вирізаних з діючих паропроводів (ТЕС, м. Зміїв), а також на спеціально виготовлених зразках.

В процесі маневрової роботи енергоблоків ТЕС метал паропроводів, який працює в умовах повзучості, піддається дії циклічно-змінних напружень. Такі напруження суттєво впливають на пошкоджуваність металу зварних з'єднань паропроводів, які тривалий час працюють в умовах повзучості і втоми (рис. 1). Першочергово, внаслідок наявності структурної, хімічної і механічної неоднорідності, пошкоджуються зварні з'єднання. Пошкоджуваність відбувається за механізмами повзучості і втоми, дія яких проявляється одночасно. Пошкоджуваність за механізмом повзучості здійснюється шляхом утворення пор повзучості, що мають форму, близьку до форми кулі або еліпсу. Переважно зародкові пори утворюються на границях зерен α -фази, в т. ч. де розташовані коагулюючі карбіди. В процесі розвитку пори набувають форми, яка відрізняється від кульової або еліпсоїдної, стає розгалуженою і перетворюється в тріщину повзучості. Пори повзучості утворюються при наявності дифузійних процесів і деформування.

Пошкоджуваність за механізмом втоми відбувається під одночасною дією робочої температури і циклічно-змінних напружень, які є значно нижчими ніж межа плинності. Надійність і ресурс визначається циклічною міцністю металу зварних з'єднань. Вирішальну роль в зародженні і розвитку втомних тріщин відіграє наявність дефектів в металі зварних з'єднань, а також структурно-фазові зміни, які приводять до критичної щільності дефектів. В умовах маневрової роботи після стабільного напрацювання паропроводів в режимі $T_e = 545 \dots 585$ °C, $P_e = 20,5$ МПа тиск пару, наприклад, зменшується до 10 МПа, а температура до 500 °C. Потім через проміжок часу паропроводи знову працюють в попередньому режимі. Таким чином мають місце цикли зміни напруження і температури. Вивчення осо-



Рис. 1. Руйнування паропроводу зі сталі 12X1МФ по механізму повзучості. Ресурс 276 тис. год.

Дмитрик В.В. <https://orcid.org/0000-0002-1085-3811>, Касьяненко І.В. <https://orcid.org/0000-0003-1375-3522>,

Латинін Ю.М. <https://orcid.org/0000-0003-4160-6001>

© В.В. Дмитрик, І.В. Касьяненко, Ю.М. Латинін, 2021

бливостей пошкоджуваності за механізмом втоми надається винятково важливим. Зазначимо, що накопичення тріщин втоми відбувається переважно в поверхневих шарах металу зварних з'єднань і їх розвиток проходить за крихким механізмом.

Початковий період пошкоджуваності за механізмом повзучості відбувається переважно на ділянках неповної перекристалізації, сплавлення і перегріву ЗТВ. Водночас пошкоджуваність за механізмом втоми спочатку переважно відбувається на ділянці сплавлення, потім на ділянці перегріву, і в меншій мірі, на ділянці неповної перекристалізації. Надається необхідним встановити, як пошкоджуваність пов'язана з величиною аустенітного зерна.

Пошкоджуваності значною мірою сприяють відповідні структурно-фазові перетворення, що відбуваються в металі довготривало працюючих зварних з'єднань. Звернемо увагу, що рівень проходження структурно-фазових перетворень в металі зварних з'єднань зі сталей 15X1M1Ф і 12X1MФ є значно вищим ніж в їх основному металі, що не зазнав зварювального нагрівання.

В процесі довготривалого напрацювання зварних з'єднань паропроводів в умовах повзучості їх вихідна структура, що зазвичай відповідає нормативним вимогам, перетворюється у феритно-карбідну суміш. Вивчення таких перетворень стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год., враховуючи їх набуті особливості, надається актуальним. Структурно-фазові перетворення забезпечуються фізико-хімічними процесами: самодифузією хрому, молібдену і ванадію; утворенням сегрегацій; коагуляцією карбідів $M_{23}C_6$; наявністю карбідних реакцій $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$; утворенням нових карбідів MC та M_2C . Відповідно відбувається знеміцнення зерен α -фази. Зазначені процеси проходять і в металі зварних з'єднань стосовно їх напрацювання менше 270 тис. год. Проте їх прояв при напрацюванні понад наведеного терміну набуває відчутної відмінності.

Метою роботи є дослідження прояву фізико-хімічних процесів, які відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, що довготривало працюють в умовах повзучості і втоми та приводять до його деградації.

Визначення надійності роботи стикових зварних з'єднань і їх залишкового ресурсу проводили стосовно прямолінійних ділянок паропроводу, які навантажені внутрішнім тиском. Наведену задачу вирішували з усвідомленням положень нормативної документації [5, 6]. Враховували, що пошкоджуваність металу зварних з'єднань зумовлена наявністю накопичення в металі структурно-фазових змін і його деформації.

В умовах повзучості релаксація напружень сприяє проходженню в металі паропроводів тер-

мічно активованих процесів, які також вносять відповідне прискорення в структурно-фазові перетворення зварних з'єднань. При довготривалому (понад 270 тис. год.) напрацюванні зварних з'єднань і наявності їх деформації в металі зварних з'єднань проходять процеси повернення і початку стадії первинної рекристалізації. Рушійною силою повернення і рекристалізації є перехід структурного стану металу на більш низький енергетичний рівень. Зменшується щільність дислокацій у зернах α -фази. Термічно активовані процеси повернення і рекристалізації сприяють зменшенню міцності (на 8...12 %) і ударної в'язкості (на 10...15 %) металу ділянок сплавлення, перегріву і нормалізації зони термічного впливу зварних з'єднань [2, 4]. Знеміцнення можна пояснити зменшенням щільності дислокацій, яка відбувається при зіткненні ковзаючих дислокацій з сидячими дислокаціями наведених ділянок ЗТВ. При масовій деформації паропроводів (0,4...0,6 %) деформація ділянок ЗТВ може складати 2...3 % [3] і навіть 3...6 % [4].

При розгляді дії змінних напружень на метал зварних з'єднань не враховували пуски-зупинки енергоблоків, кількість яких регламентується нормативною документацією [5, 6].

Встановили, що знеміцнення окремих ділянок ЗТВ (наприклад, ділянки неповної перекристалізації) довготривало працюючих зварних з'єднань в умовах повзучості і втоми проходить в більшій мірі, ніж металу шва і основного металу (рис. 2). Повернення в процесі роботи паропроводів зумовлює загальне знеміцнення металу зварних з'єднань. Водночас при напрацюванні зварних з'єднань 150...200 тис. год. спостерігається незначне тимчасове підвищення міцності зерен структурно-вільного фериту.

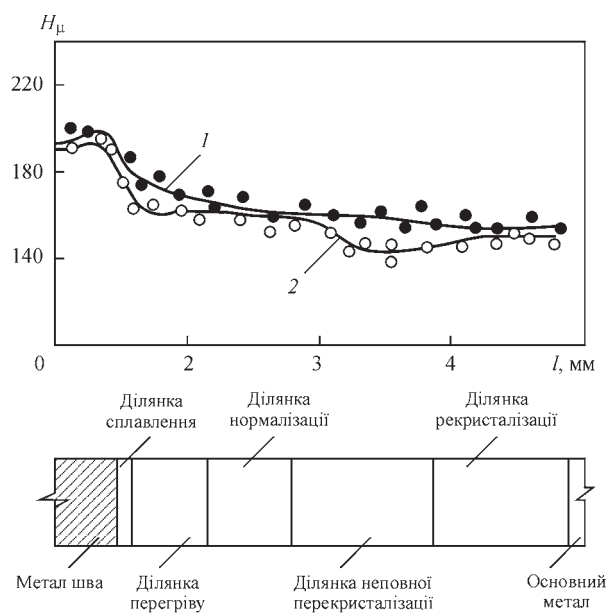


Рис. 2. Мікротвердість зварних з'єднань зі сталі 15X1M1Ф: 1 – вихідна; 2 – після напрацювання 276 тис. год.

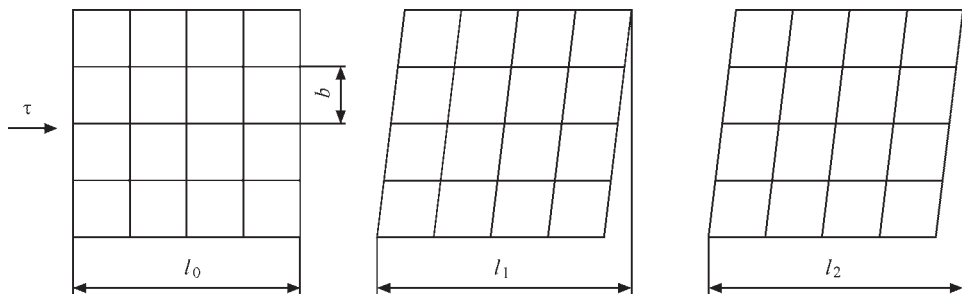


Рис. 3. Зміна кристалу під дією дотичного напруження: l_0 – параметр кристалу до його деформації; l_1 – після деформації при $T = 545\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 25,5\text{ МПа}$; l_2 – після деформації при $T = 500\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 10\text{ МПа}$; b – параметр решітки кристалу

Після напрацювання зварних з’єднань понад 250 тис. год. прояв незначного зміцнення зерен фериту змінюється на їх знеміцнення. Стосовно напрацювання в маневровому режимі напруження внутрішнього тиску, що зумовляють деформацію металу зварних з’єднань, складають

$$d\tau = \left[\frac{\partial \tau}{\partial t} dt + \left(\frac{\partial \tau_1}{\partial l_1} \right) dl_1 + \left(\frac{\partial \tau_2}{\partial l_2} \right) dl_2 \right], \quad (1)$$

де τ – напруження, МПа; t – час, год.; $\frac{\partial \tau}{\partial t}$ – швидкість зміни напруження; $\frac{\partial \tau_1}{\partial l_1}$ – деформація при напруженні 25,5 МПа і температурі 545 °C; $\frac{\partial \tau_2}{\partial l_2}$ – деформація при напруженні 10 МПа і температурі 500 °C; $l_{1,2}$ – зміна параметру кристалу (рис. 3).

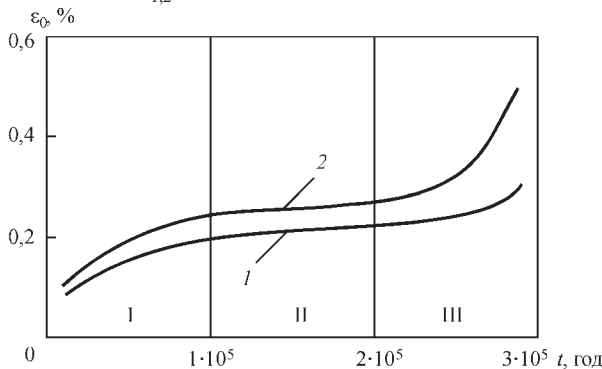


Рис. 4. Залежність деформації металу зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ від терміну їх напрацювання: 1 – метал шва; 2 – ділянка неповної перекристалізації ЗТВ. I–III – стадії повзучості

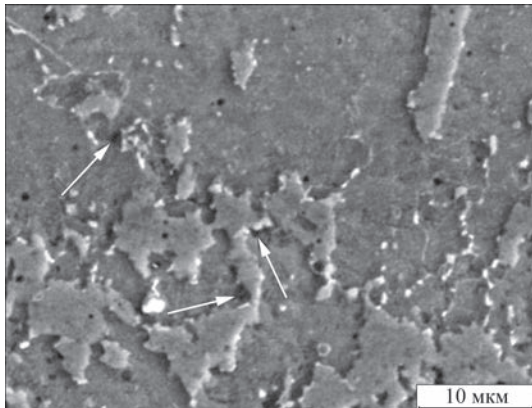


Рис. 5. Мікропори повзучості (стрілки) в металі зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс напрацювання 280 тис. год.

Деформація, що збільшується в умовах повзучості і втоми, при напрацюванні зварних з’єднань понад 270 тис. год., пов’язана зі знеміцненням металу зварних з’єднань

$$\left(\frac{\partial l}{\partial t} \right) d\tau = \left[\left(\frac{1}{h_1} + \frac{1}{h_2} \right) dl \right] \frac{\partial \tau}{\partial t}, \quad (2)$$

де $h_{1,2}$ – коефіцієнт зміни міцності при $\tau_{1,2}$ та $l_{1,2}$. Збільшення параметра кристалу l внаслідок його деформування (рис. 3), що пов’язано з його знеміцненням, запишемо

$$\left(\frac{\partial l}{\partial t} \right) d\tau = \left[\left(\frac{Gb_1}{h_1 l_1^2} \cdot \frac{\partial l_1}{\partial t_1} \right) + \left(\frac{Gb_2}{h_2 l_2^2} \cdot \frac{\partial l_2}{\partial t_2} \right) \right] dl, \quad (3)$$

де G – модуль зсуву, Па; $b_{1,2}$ – параметр решітки кристалу, мм.

При знеміцненні зерен α -фази (менше 10 %) швидкість деформації (рис. 4, стадія II), є близькою до постійної. На стадії II структурно-фазові зміни в металі зварних з’єднань проходять в незначному ступені. Водночас такі зміни надаються спроможністю накопичуватися. Встановили, що накопичення структурно-фазових змін в металі зварних з’єднань є найбільшим на ділянках неповної перекристалізації, перегріву і сплавлення ЗТВ [1–4]. Таке накопичення сприяє збільшенню рівня деформації наведених ділянок в порівнянні з металом шва і основним металом, де накопичення структурно-фазових змін є відчутно меншим.

При переході від II до III стадії деформації (рис. 4) спостерігається прискорена пошкоджува-

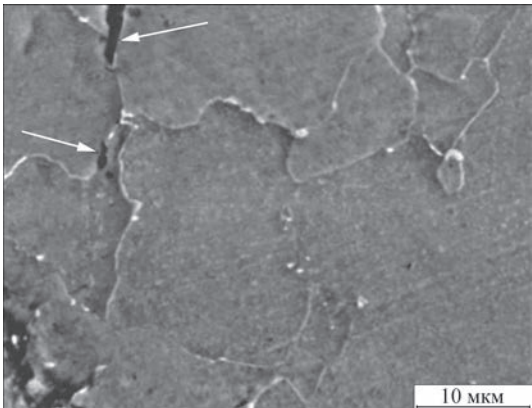


Рис. 6. Тріщини втоми (стрілки) в металі зварного з’єднання зі сталі 12Х1МФ. Ресурс напрацювання 280 тис. год.

ність металу зварних з'єднань мікропорами повзучості (рис. 5), які при збільшенні деформації перетворюються в тріщини повзучості. В зазначений термін відбувається пошкодження металу зварних з'єднань і тріщинами втоми (рис. 6). Знаходить підтвердження, що мікропори повзучості і мікротріщини втоми здебільшого утворюються на границях зерен, де знаходяться коагулюючі карбід [1]. В меншій мірі пори і тріщини утворюються на границях трьох зерен, а ще в меншій – по їх тілу. Зазначимо, що корозійновтомні тріщини, які утворюються на внутрішній поверхневій ділянці паропроводів, заслуговують окремого розгляду. Таким чином, перехід від II до III стадії деформування характеризується прискоренням пошкоджуваності за механізмами повзучості і втоми. Стосовно II стадії деформації руйнування зварних з'єднань відбувається переважно за механізмом повзучості (рис. 7). Водночас, починаючи з переходу від II до III стадії деформації, пошкоджуваність за механізмом втоми, яка істотно доповнює пошкоджуваність за механізмом повзучості, загалом призводять до стрімкого руйнування зварних з'єднань. Зауважимо, що наведена пошкоджуваність здебільшого має крихкий характер і тому її виявлення є винятково важливим.

Зменшення інтенсивності структурних перетворень в металі зварних з'єднань зумовлює збільшення терміну їх напрацювання стосовно II стадії повзучості (див. рис. 4). Беручи до уваги, що зміна параметру кристалу пов'язана зі швидкістю руху дислокацій u , запишемо

$$\frac{\partial b}{\partial t} = cu, \quad (4)$$

де c – коефіцієнт, який в умовах, близьких до рівновісної повзучості, складає для металу зварних з'єднань 0,7...0,9; b – параметр решітки кристалу (див. рис. 3), мм.

Використовуючи (1)–(4), а також враховуючи [7], запишемо рівняння рівномірної повзучості металу зварних з'єднань

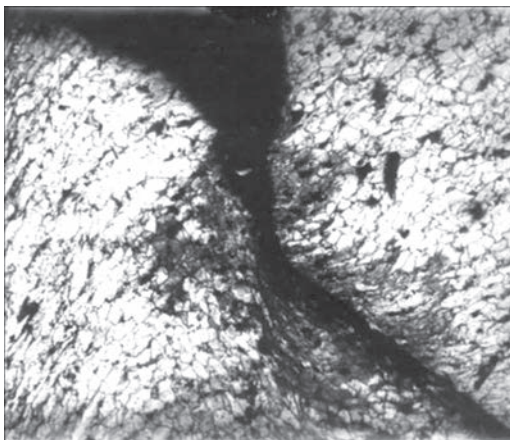


Рис. 7. Руйнування зварного з'єднання зі сталі 12X1МФ за механізмом повзучості. Ресурс 220 тис. год.

$$\frac{dl}{dt} = \bar{k} \cdot \tau \left[\frac{b^2 \bar{c} v}{G h \bar{l}} \cdot \exp \left(- \frac{Q_0 - \frac{1}{3} G b^2 \bar{l}}{kT} \right) \right], \quad (5)$$

де $\bar{k}$ – коефіцієнт, що враховує структурно-фазові зміни при повзучості; Q_0 – енергія утворення точкових дефектів, Дж; v – частота коливань атомів в кристалі ($\sim 10^{12} \text{ c}^{-1}$); k – постійна Больцмана; T – температура, °C; $\bar{c}$ – коефіцієнт, що характеризує узагальнену зміну параметрів ґратки при повзучості; $\bar{l}$ – середня відстань між порогами на дислокаціях, що складає близько 300...900b.

Розрахунок деформації узгоджується з відповідними експериментальними даними стосовно зварних з'єднань паропроводів, напрацювання яких в умовах повзучості склало понад 270 тис. год. (див. рис. 4). Встановили, що енергія утворення точкових дефектів є близькою до енергії самодифузії хрому, молібдену і ванадію [1]. Відповідність пояснюється і тим, що при переході від II до III стадій повзучості самодифузія прискорюється. Одночасно прискорюється і пересування дислокацій за механізмом ковзання та за механізмом переповзання. Водночас при переміщенні вакансій в напрямку, протилежному дії напруження, утворюються мікронесуцільності, які збільшуються і перетворюються в зародкові пори і тріщини. Беручи до уваги структурно-фазові зміни в металі зварних з'єднань, а також особливості його деформації, визначили співвідношення рівня пошкоджуваності металу зварних з'єднань до його критичного рівня

$$\bar{k} \left(\frac{d\varepsilon}{dt} \right) = \frac{m}{t_f}, \quad (6)$$

де m – рівень пошкоджуваності металу зварного з'єднання порами повзучості і тріщинами втоми визначений згідно положень [5, 6]; t_f – час до настання критичного рівня пошкоджуваності металу зварних з'єднань, який складає 0,20...0,25 від його об'єму [5–8]; ε – рівень деформації по відношенню до вихідного стану.

Стосовно нормативних положень, при настанні наведеного рівня пошкоджуваності, такі зварні з'єднання протягом терміну 5...7 тис. год. їх напрацювання потребують заміни.

Висновки

1. Виявили вплив прояву фізико-хімічних процесів, які відбуваються в металі зварних з'єднань паропроводів, на наявність його деформації стосовно напрацювання зварних з'єднань понад 270 тис. год. в умовах повзучості і втоми.

2. Встановили, що пошкодження за механізмом втоми, починаючи з закінчення II стадії деформації

ції, суттєво доповнює пошкоджуваність металу зварних з'єднань за механізмом повзучості, що прискорює їх руйнування.

3. Внесли уточнення в зв'язок між фізико-хімічними процесами та структурними змінами, які проходять в металі зварних з'єднань і їх пошкоджуваність за механізмами повзучості і втоми.

Список літератури

1. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Сиренко Т.О. (2017). Структурні зміни в металі зварних з'єднань паропроводів після тривалої експлуатації. *Автоматическая сварка*, 7, 19–23.
2. Дмитрик В.В., Глушко А.В., Сыренко Т.А., Григоренко С.Г. (2018). Особенности разупрочнения сварных соединений эксплуатируемых паропроводов. *Там же*, 5, 9–14.
3. Глушко А.В., Дмитрик В.В., Сыренко Т.А. (2018). Ползучесть сварных соединений паропроводов. *Металлофизика. Новейшие технологии*, 40, 683–700.
4. Хромченко Ф. А. (2002). *Ресурс сварных соединений паропроводов*. Москва, Машиностроение.
5. (1995) ГKD 34.17.401-95. *Контроль та продовження строку служби металу устаткування теплових електростанцій. Типова інструкція. Ч. 1. Котли, турбіни та трубопроводи з тиском 9 МПа і вище*.
6. (1998) ДНАОП 0.00-1.11-98. *Правила будови і безпечної експлуатації трубопроводів пари та гарячої води*.
7. Дмитрик В.В., Царюк А.К., Гаращенко О.С., Сиренко Т.О. (2020). Структурний стан та втомлювана пошкоджу-

ваність зварних з'єднань паропроводів. *Автоматичне зварювання*, 6, 17–22.

8. Фельтам П. (1978). *Деформация и прочность металлов*. Москва, Металлургия.

References

1. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Sirenko, T.O. (2017) Structural changes in the metal of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 7, 15-18.
2. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Syrenko, T.A., Grigorenko S.G. (2018) Peculiarities of welded joints weakening in operating steam pipelines. *Ibid.*, 5, 7-11.
3. Glushko, A.V., Dmitrik, V.V., Syrenko, T.A. (2018) Creep of welded joints of steam pipelines. *Metallofizika. Noveyshie Tekhnologii*, 40, 683–700 [in Russian].
4. Khromchenko, F.A. (2002) *Life of welded joints of steam pipelines*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
5. (1995) IGD 34.17.401-95: *Control and extension of the service life of metal equipment of thermal power plants. Typical instructions. Pt 1. Boilers, turbines and pipelines with a pressure of 9 MPa and higher* [in Ukrainian].
6. (1998) SROLP 0.00-1.11-98: *Rules of construction and safe operation of steam and hot water pipelines* [in Ukrainian].
7. Dmytryk, V.V., Tsariuk, A.K., Harashchenko, O.S., Syrenko, T.O. (2020) Structural condition and fatigue damageability of welded joints of steam pipelines. *The Paton Welding J.*, 6, 14-19.
8. Feltam, P. (1978). *Deformation and strength of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

STRUCTURAL CONDITION AND DAMAGE OF METAL OF WELDED JOINTS OF STEAM PIPELINES

V.V. Dmitrik, I.V. Kasyanenko, Yu.M. Latynin

National Technical University «Kharkiv Polytechnic Institute». 2 Kyrpychova Str., 61002, Kharkiv, Ukraine.

E-mail: igorkasyanen@gmail.com

In the process of long-term operation (over 270 thou. h) in the conditions of creep and fatigue, the initial structure of welded joints of steels 15Kh1MF and 12Kh1MF of HPP steam pipelines turns into a ferrite-carbide mixture. The rate of mentioned structural-phase transformation in the areas of the heat-affected-zone, as well as in the weld metal and in the base metal of welded joints differs significantly. At the same time, the α -phase grains are softened, segregation precipitations are formed, carbide reactions and coagulation of carbides of the first group take place, new carbides of the II group are formed (VC , Mo_2C). The presence of softening areas in the heat-affected-zone of welded joints facilitates an increase in their deformation capacity. For example, the level of deformation of the area of partial recrystallization in the HAZ is higher than the similar level in other areas, as well as the weld metal and the base metal. It was established that the presence of the corresponding structural-phase state, deformation and softening of the metal of welded joints in general accelerates its damage by the mechanism of fatigue and creep. At the stage of transition from the II to the III stages of deformation, the damage to the metal of welded joints by the abovementioned mechanisms grows, which requires appropriate repairs. The carried out investigations allow revealing which structural-phase state namely corresponds to the transitional stage of deformation, as well as the level of deformation of the metal of welded joints and the state of its softening. 8 Ref., 7 Fig.

Keywords: welded joints of steam pipelines, creep, fatigue, heat-affected-zone, deformation, area of partial recrystallization

Надійшла до редакції 06.07.2021

ЖУРНАЛИ для професіоналів



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



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



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



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

МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ІНДУКЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ З РЕЙКОВИХ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ

Р.С. Губатюк, С.В. Римар, О.С. Прокоф'єв, В.А. Костін, О.В. Дідковський, Є.В. Антіпін

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

Вибір технологічних параметрів режиму процесу термічної обробки, що забезпечує отримання необхідних структурно-фазових перетворень зварного стику рейок, є досить затратним процесом, який вимагає проведення великої кількості експериментів із значними затратами енергетичних, часових, трудових та фінансових ресурсів. В статті запропоновано метод математичного і фізичного моделювання теплових процесів для визначення оптимальних параметрів термічної обробки зварного з'єднання рейок на модельних зразках на основі теорії подібності з урахуванням взаємопов'язаних властивостей і фізичних явищ з оригіналом дослідження. Отримані при реалізації даного методу рішення дають можливість суттєво скоротити ресурси при визначенні оптимальних режимів нагріву виробів з високоміцних вуглецевих сталей, зокрема, рейок. На основі масштабних коефіцієнтів критеріїв електромагнітної та теплової подібності розроблена математична модель індукційної системи для чисельного розрахунку розповсюдження електромагнітних та теплових полів. Застосовувався метод скінченних елементів, який є інструментом для сполучення інтегральних характеристик із значеннями векторних характеристик досліджуваних електромагнітних полів. Враховано залежність фізичних властивостей матеріалів від температури. В ході параметричного дослідження визначено параметри і конфігурацію системи «індуктор–виріб» та визначено просторово-часовий розподіл температурного поля в процесі моделювання термічної обробки. Отримані дані чисельного розрахунку повинні використовуватися при фізичному моделюванні відпрацювання режимів термічної обробки зразка і дозволять істотно скоротити кількість експериментів по визначенню впливу термічного нагріву на фазові перетворення і механічні властивості сталі в зоні зварного з'єднання. Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: індукційний нагрів, термічна обробка, зварний стик залізничних рейок, математичне моделювання, теорія подібності

На сьогодні при будівництві та реконструкції залізничних магістралей здійснюється укладання безстикових колій. Це викликано загальною тенденцією зростання швидкості рухомого складу, особливо високошвидкісних пасажирських поїздів, збільшеною інтенсивністю руху і вантажнонапруженістю. Для забезпечення підвищеної надійності та експлуатаційної стійкості рейок при укладанні безстикових колій використовують високоміцні рейкові сталі нового покоління з підвищеним вмістом вуглецю [1].

При будівництві залізничних колій з'єднання високоміцних рейок здійснюють за допомогою зварювання їх торців. У більшій частині з'єднання виконуються способом контактно-стикового зварювання оплавленням, розробленим в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України [2] або автоматичного електродугового зварювання плавленням. Світовий досвід показує, що у вилучених дефектних рейках зварний шов є місцем, де спостерігається до 30 % дефектів. Хоча дефекти в зварному шві не є переважаючими, вони заслуговують на пильну увагу при контролі якості рейкового шляху. У зоні зварного з'єднання присутня неоднорідність мікроструктури металу, а також

спостерігаються несприятливі залишкові напруження, що продукують умови для утворення внутрішніх дефектів, які послаблюють ділянку рейки зі зварним швом. Зона термічного впливу (ЗТВ) зварного з'єднання рейки має різні ділянки, яким характерна наявність м'яких шарів металу на поверхні катання рейки і шарів з меншою пластичністю і в'язкістю, більш схильних до крихких руйнувань, в порівнянні з основним металом рейки.

Підвищена кількість вуглецю кардинально змінює зварюваність сталей. По одному з головних показників зварюваності сталі – вуглецевому еквіваленту C_e – рейкова сталь близька до високоміцних середньолегованих сталей з вмістом вуглецю 0,30...0,45 %. Значення показників вуглецевого еквіваленту для цих сталей приблизно однакове – $C_e = 0,8...1,0$ %. Це вказує на те, що сучасні високоміцні рейкові сталі за критерієм зварюваності відносяться до задовільних, тобто до таких, яким необхідні спеціальні режими зварювання і технологічні заходи, без яких неможливо забезпечити гарантовану цілісність і якість зварного з'єднання [1].

Одним з таких заходів є термічна обробка (ТО) зварного з'єднання рейок, яка мінімізує наслідки високотемпературного нагріву металу в процесі

зварювання, подрібнює його мікроструктуру, підвищує міцність зварного з'єднання, знімає залишкові напружки. Застосування ТО позитивно позначається на терміні служби зварного стику рейок [3].

Мета і завдання дослідження. Метою і завданням дослідження є розробка математичної моделі для чисельного моделювання процесу високочастотного індукційного нагріву модельного зразка із високовуглецевої високоміцної рейкової сталі зі зварним з'єднанням з визначенням параметрів і конфігурації системи «індуктор–вибір» для подальшого виконання реальної індукційної ТО модельного зразка, а також визначення просторово-часового розподілу температурного поля в процесі виконання ТО.

При цьому для зменшення часу розрахунку процес математичного моделювання доцільно розділити на два етапи: перший – моделювання процесу високочастотного індукційного нагріву системи «індуктор–вибір»; другий – моделювання структури фазових перетворень і властивостей металу шва в виробі в залежності від термічного циклу.

Для досягнення цілі були поставлені наступні задачі:

- розробити концепцію фізичного моделювання індукційної ТО зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок на модельних зразках;
- на базі фізичної моделі розробити математичну модель для чисельного розрахунку індукційного нагріву модельного зразка зі зварним з'єднанням із високоміцної рейкової сталі;
- розробити макет та виконати експериментальні дослідження фізичного моделювання індукційного нагріву модельного зразка.

Аналіз літературних даних та постановка задачі. Аналіз застосування розрахункових моделей систем індукційного нагріву показує збільшення застосування чисельних методів моделювання при вирішенні задач оптимізації технологічних параметрів процесу ТО. Завдяки чисельному моделюванню індукційних систем з'явилася можливість досліджувати не тільки окремі аспекти поширення електромагнітних і теплових полів, а також супутніх явищ і процесів, таких як напружено-деформований стан та структурні перетворення металу, розробляти мультифізичні моделі, які враховують нерозривний зв'язок даних процесів і фізичних явищ.

В роботі [4], при розробці математичної моделі системи індукційного нагріву, пропонуються методи аналізу індукційної системи, які дають можливість послідовно врахувати нелінійні залежності теплофізичних властивостей металу, що нагрівається, а в роботі [5] застосувати метод параметричної оптимізації з розподіленими пара-

метрами. Однак при цьому не враховуються перетворення в сталі при перевищенні температури точки магнітних перетворень, що вносить похибку при розрахунку енергетичних характеристик досліджуваної індукційної системи.

У роботах [6, 7] при розробці чисельної моделі індукційного нагріву тіл різного поперечного перерізу з пригніченням крайових і кінцевих ефектів для отримання більш рівномірного температурного поля в заготовці застосовуються технологічні прийоми зміни кількості секцій індуктора, частоти струму, різні конструкції магнітних концентраторів, регулювання швидкості переміщення заготовки тощо. При цьому не враховується залежність магнітної проникності заготовки як від температури, так і від напруженості магнітного поля.

В моделях індукційного нагріву робіт [8, 9] застосовують температурозалежні $B-H$ криві, нелінійні залежності теплофізичних властивостей матеріалу і зміни фазового перетворення в процесі термічної обробки зразка при швидкому нагріванні і охолодженні. Матеріалом модельного зразка слугує однорідний по всьому перетину основний метал досліджуваного об'єкта, який попередньо не піддавався ні термічному, ні механічному впливу. При моделюванні застосовуються зразки у відповідності до нормативних стандартів, або зразки довільної форми і геометричних розмірів без зазначення критеріїв вибору того чи іншого параметра, що впливає на точність отриманих результатів при переході від фізичного моделювання на модельних зразках до реальних об'єктів і реально-го технологічного процесу.

З огляду на те, що сучасні технології індукційної ТО не завжди оптимальні і не в повній мірі дозволяють отримати необхідні характеристики металу в зоні зварних з'єднань рейок [1], виникає необхідність проведення подальших досліджень і вивчення особливостей фазових перетворень в зварному з'єднанні рейки після здійснення ТО. Для виконання якісної ТО потрібно відпрацювання режимів і оптимізація параметрів, що впливають на процеси нагріву, проведення великої кількості вартісних досліджень щодо впливу швидкостей нагріву, часу витримки і охолодження на особливості структуроутворення в зоні зварного з'єднання. Рішення такого роду задач вимагає комплексного підходу, що включає раціональне застосування для дослідження методів математичного та фізичного моделювання і визначення ключових параметрів процесу ТО. Таке завдання актуально і доцільно спочатку вирішувати шляхом моделювання на малих модельних зразках зварних з'єднань з рейкової сталі. Для цього на основі теорії подібності необхідно розробити математичну модель процесу ТО модельних зразків з ураху-

ванням взаємопов'язаних властивостей і фізичних явищ з оригіналом дослідження. На малому модельному зразку можна відпрацювати оптимальні режими нагріву і досліджувати властивості обробленого металу шва, після чого здійснити перехід до уточнення режимів ТО зварного стику реальної рейки [10]. Запропонований підхід дає можливість значно скоротити ресурси при визначенні оптимальних режимів нагріву виробів з високоміцних вуглецевих сталей, зокрема, рейок. Розроблені моделі індукційного процесу ТО дозволяють оптимізувати конструкцію індуктора для забезпечення необхідного температурного поля в зоні зварного з'єднання об'єкта, що нагрівається, і дозволяє більш ефективно виконувати процес ТО.

Методологія та методи дослідження індукційної системи. При індукційному нагріві електромагнітні та теплові процеси взаємопов'язані і описуються нелінійними диференціальними рівняннями, які не вирішуються аналітично. Вирішення такого роду задач можливо лише чисельними методами. Для моделювання систем індукційного нагріву широко застосовують метод скінченних елементів, який є інструментом для сполучення інтегральних характеристик зі значеннями векторних характеристик досліджуваних полів. Завдання з моделювання індукційного нагріву відносяться до мультифізичних задач, що включає взаємопов'язані розрахунки поширення електромагнітних і теплових полів [11].

При зміні температури в широких межах важливо враховувати і зміну фізичних властивостей матеріалів, оскільки це суттєво впливає на електромагнітні і теплові характеристики системи «індуктор–виріб». Для коректного вирішення шляхом математичного моделювання процесу індукційного ТО та розв'язання пов'язаних між собою задач розповсюдження електромагнітних і теплових полів доцільно використовувати мультифізичні програмні пакети скінченно-елементного аналізу, наприклад, Comsol Multiphysics.

Об'єктом дослідження є індукційна система «індуктор–виріб», яка складається з циліндричного багатовиткового індуктора, що охоплює циліндричний зразок у вигляді суцільного стрижня з високоміцної рейкової сталі з підвищеним вуглецевим еквівалентом, що має поперечне зварне з'єднання.

Введені спрощення. Складна форма поперечної перетину рейки та різні масогабаритні параметри її основних частин не дають змоги проводити математичне моделювання процесу індукційної ТО в двовимірній чи вісесиметричній постановці задачі, а лише в 3D формулюванні, що потребує значного розрахункового ресурсу обчислювальної техніки та досить значного машинного часу. Для отримання більш швидкого оціночного результату

математичного і фізичного моделювання процесу індукційного нагріву зварного стику рейки було запропоновано звести поперечний перетин рейки до простішого вигляду та досліджувати індукційний нагрів основних елементів рейки – головки, шийки і підшви окремо. При цьому ці елементи замінюються простими фігурами – суцільним (для головки) і порожнистими (для шийки і підшви) циліндричними стрижнями з рівністю периметрів, площ поверхонь і мас елементів рейки і стрижнів. До того ж, з метою спрощення фізичного моделювання нагріву, прості фігури можна ще і зменшити, застосовуючи теорію подібності [12, 13].

Як приклад, розглянемо головку рейки, яка найбільш схильна до динамічних навантажень, зносу поверхні кочення і схильна до зародження в зоні поперечного зварного шва дефектів і тріщин. Головка містить шари загартованого, перехідного і основного металу.

Поперечний переріз головки рейки на рис. 1 представляється у вигляді суцільного циліндричного стрижня з діаметром D_1 , периметром L_1 і площею S_1 , які дорівнюють відповідно периметру зони нагріву під індуктором головки L_g та площі головки S_g . Таке геометричне перетворення дозволяє зберегти масогабаритні параметри головки та стрижня і забезпечує коректні результати фізичного моделювання. У місці передбачуваного осьового перерізу P рейки прийнята умова, що температура даної області така ж, як і на поверхні головки і відтік тепла в цьому напрямку не відбувається.

За критеріями геометричної, електродинамічної подібності та подібності теплових процесів можна визначити параметри математичної і фізичної моделі, геометричні розміри досліджуваного циліндричного зразка із поперечним зварним з'єднанням, частоту живлячого індукторного струму. Геометричні параметри індуктора визначаються в ході рішення задачі.

Для спрощення подальшого фізичного моделювання індукційного нагріву зменшено габарити циліндричного натурного стрижня, що на рис. 1, до модельного стрижня, вводячи в розгляд масштабні коефіцієнти [13, 14].

Масштабні коефіцієнти, подібність електромагнітних процесів. Для індукційної системи, що

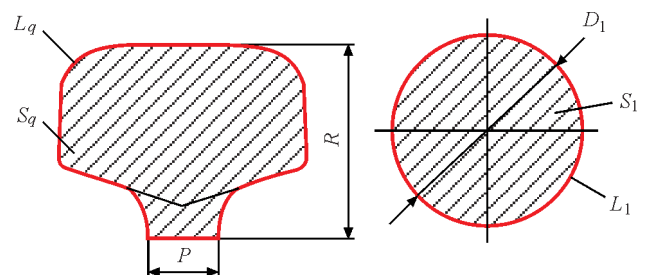


Рис. 1. Поперечні перетини головки рейки і суцільного циліндричного стрижня, що заміщує її

розглядається, прийmemo масштаби магнітної індукції m_B , магнітної проникності сталі m_μ , напруженості магнітного поля m_H і питомої електричного опору m_ρ натурального 1 і модельного 2 стрижнів рівними одиниці, що справедливо в разі використання сталі з однаковими електрофізичними характеристиками:

$$m_B = \frac{B_1}{B_2} = 1, \quad m_\mu = \frac{\mu}{\mu_2} = 1, \quad m_H = \frac{H_1}{H_2} = 1, \quad m_\rho = \frac{\rho_1}{\rho_2} = 1, \quad (1)$$

де B_1, B_2 ; μ_1, μ_2 ; H_1, H_2 ; ρ_1, ρ_2 – відповідно магнітні індукції, магнітні проникності, напруженості магнітного поля й питомі електричні опори в натурному та модельованому стрижнях, які відповідно рівні між собою.

В якості основних лінійних l геометричних розмірів прийmemo: діаметри натурального і модельного циліндричних стрижнів d_1, d_2 ; довжини магнітних силових ліній в стрижнях під індуктором l_1, l_2 (в розглянутих моделях близьких до довжини індуктора); глибини проникнень магнітних потоків і індуктованих струмів в стрижні Δ_1, Δ_2 . Масштаб лінійних розмірів m_l рівний відношенню названих геометричних розмірів, буде дорівнювати:

$$m_l = \frac{d_1}{d_2} = \frac{\Delta_1}{\Delta_2} = \frac{l_1}{l_2}. \quad (2)$$

Глибина проникнення індуктованих струмів у натурному та модельному стрижнях для сталі [15]:

$$\Delta_{1,2} = \frac{1}{k_R} \sqrt{\frac{2\rho}{2\pi f_{1,2} \mu_0 \mu_r}}, \quad (3)$$

де $k_R \approx 1,4$ – коефіцієнт зменшення глибини проникнення для феромагнітного середовища; f_1, f_2 – частоти індуктованих струмів у натурному і модельному стрижнях; $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$ Гн/м – магнітна постійна; μ_r – відносне значення магнітної проникності сталі. Для неферомагнітної сталі, яка втратила магнітні властивості, коли її температура перевищила точку Кюрі (приблизно 740 °C), $k_R = 1$ і $\mu_r = 1$.

Розділивши Δ_1 на Δ_2 , використовуючи вирази (1)–(3), отримаємо:

$$m_l = \frac{\Delta_1}{\Delta_2} = \sqrt{\frac{f_2}{f_1}} = \frac{1}{\sqrt{m_f}}, \quad (4)$$

де m_f – масштаб частоти струму,

$$m_l = \frac{f_1}{f_2} = \frac{1}{m_f^2}, \quad (5)$$

Час обернено пропорційний частоті $t \sim 1/f$. Тому масштаб часу за один період коливання струму m_t , при врахуванні виразу (5), буде дорівнювати:

$$m_t = \frac{t_1}{t_2} \sim \frac{f_2}{f_1} = \frac{1}{m_f} = m_l^2. \quad (6)$$

Згідно із законом електромагнітної індукції напруга в натурному та модельному циліндричних стрижнях (в першому наближенні):

$$U_{1,2} = 2\pi f_{1,2} B_{1,2} S_{1,2}, \quad (7)$$

де S_1, S_2 – площі перетинів, по яких проходить магнітний потік в стрижнях. При високих частотах

$$S_{1,2} = \pi k_d d_{1,2} \Delta_{1,2}, \quad (8)$$

де k_d – коефіцієнт зменшення діаметра стрижня, приблизно на глибину проникнення магнітного потоку. Цей коефіцієнт однаковий для обох стрижнів.

Масштаб напруги m_U , з урахуванням виразів (1), (2), (5), (7) і (8), дорівнює:

$$m_U = \frac{U_1}{U_2} \approx \frac{f_1 d_1 \Delta_1}{f_2 d_2 \Delta_2} = m_f m_l m_l, \quad (9)$$

що відповідає масштабу m_e .

Електричний опір ділянок стрижнів, по яких протікає струм:

$$R_{1,2} = \rho \pi k_d \frac{d_{1,2}}{S'_{1,2}}, \quad (10)$$

де S'_1, S'_2 – площі перетинів, за якими протікає струм в стрижнях. При високих частотах:

$$S'_1 \approx \Delta_{1,2} l_{1,2}. \quad (11)$$

Масштаб електричного опору m_R , з урахуванням виразів (2), (10) і (11), дорівнює:

$$m_R = \frac{R_1}{R_2} \approx \frac{d_1 \Delta_2 l_2}{d_2 \Delta_1 l_1} = \frac{m_l}{m_l m_l} = \frac{1}{m_l}. \quad (12)$$

Згідно із законом Ома струм:

$$I_{1,2} = \frac{U_{1,2}}{R_{1,2}}. \quad (13)$$

Масштаб струму m_I , з урахуванням виразів (9), (12) і (13), дорівнює:

$$m_I = \frac{I_1}{I_2} = \frac{m_U}{m_R} = m_l. \quad (14)$$

Щільність струму:

$$J_{1,2} = \frac{I_{1,2}}{S'_{1,2}}. \quad (15)$$

Масштаб щільності струму m_J , з урахуванням виразів (2), (11), (14) і (15), дорівнює:

$$m_J = \frac{J_1}{J_2} \approx \frac{I_1 \Delta_2 l_2}{I_2 \Delta_1 l_1} = \frac{m_I}{m_l m_l} = \frac{1}{m_l}. \quad (16)$$

Повна та активна потужність:

$$S_{1,2} = U_{1,2} I_{1,2}; \quad P_{1,2} = I_{1,2}^2 R_{1,2}. \quad (17)$$

Масштаби повної m_S и активної m_P потужності, з урахуванням виразів (9), (12), (14) і (17), дорівнюють:

$$m_s = \frac{S_1}{S_2} = m_U m_I = m_l;$$

$$m_P = \frac{P_1}{P_2} = m_I^2 m_R = \frac{m_U^2}{m_R} = m_l. \quad (18)$$

Енергія за один період коливання струму пропорційна потужності і часу $W \sim Pt$, при цьому її масштаб m_W :

$$m_W = \frac{W_1}{W_2} \sim \frac{P_1 t_1}{P_2 t_2} = m_P m_t = m_l^3. \quad (19)$$

Потокозчеплення Ψ :

$$\Psi_{1,2} = w \Phi_{1,2} = w B_{1,2} S_{1,2}, \quad (20)$$

де w – кількість витків, для стрижнів $w = 1$; Φ_1, Φ_2 – магнітні потоки в стрижнях. При цьому масштаб потокозчеплення m_Ψ і магнітних потоків m_Φ з виразів (1), (8) і (20):

$$m_\Psi = \frac{\Psi_1}{\Psi_2} = \frac{d_1 \Delta_1}{d_2 \Delta_2} = m_l m_l = m_l^2; L_{1,2} = \frac{\Psi_{1,2}}{I_{1,2}}. \quad (21)$$

Індуктивність:

$$L_{1,2} = \frac{\Psi_{1,2}}{I_{1,2}}. \quad (22)$$

Масштаб індуктивності m_L , з урахуванням виразів (1), (14), (20) і (22), дорівнює:

$$m_L = \frac{L_1}{L_2} = \frac{\Psi_1 I_2}{\Psi_2 I_1} = \frac{m_\Psi}{m_I} = m_l. \quad (23)$$

Індуктивний (реактивний) опір:

$$X_{1,2} = 2\pi f_{1,2} L_{1,2}. \quad (24)$$

Масштаб індуктивного опору m_X , з урахуванням виразів (5), (23) і (24), дорівнює:

$$m_X = \frac{X_1}{X_2} = \frac{f_1 L_1}{f_2 L_2} = m_f m_l = \frac{1}{m_l}. \quad (25)$$

Масштаб повного опору m_Z , з урахуванням виразів (23) і (25):

$$m_Z = \frac{Z_1}{Z_2} = \sqrt{m_R^2 + m_X^2} = \frac{1}{m_l}. \quad (26)$$

Подібність теплових процесів. Критерій Фур'є [16] для нестационарних теплових процесів має вигляд:

$$Fo = \frac{at'}{l^2}, \quad (27)$$

де a – коефіцієнт температуропровідності:

$$a = \frac{\lambda'}{\gamma c}, \quad (28)$$

де λ – теплопровідність; γ – щільність; c – теплоємність (a, λ, γ і c однакові для натурального та модельного стрижнів); t' – час нагріву (або охолодження).

$$m_t' = \frac{t_1'}{t_2'} = \left(\frac{l_1}{l_2} \right) = m_l^2. \quad (29)$$

Швидкість нагріву v ділянок стрижнів прямо пропорційна температурі T і обернено пропорційна часу t' , $v \sim T/t'$. Оскільки температури повинні бути однакові, то масштаб швидкості для теплових процесів нагріву стрижнів m_v , з урахуванням виразу (29):

$$m_v = \frac{v_1}{v_2} \sim \frac{t_2'}{t_1'} = \frac{1}{m_t'} = \frac{1}{m_l^2}. \quad (30)$$

Масштабування моделі. Для натурального зразка частота струму тиристорного перетворювача частоти становить $f_1 = 2,4$ кГц, для модельного зразка транзисторний перетворювач частоти має частоту струму $f_2 = 130$ кГц. Масштабний коефіцієнт частоти за формулою (5) $m_f = 18,462 \cdot 10^{-3}$, а масштабний коефіцієнт лінійних розмірів за формулою (4) $m_l = 7,36$.

Глибини проникнення індукованих струмів у натурному і модельному стрижнях за формулою (3) (при $\rho_{850C} \approx 7,76 \cdot 10^{-7}$ Ом·м) – $\Delta_1 = 9,05$ мм, $\Delta_2 = 1,23$ мм в разі, коли сталь втратила магнітні властивості.

Діаметр натурального зразка $d_1 = 62,7$ мм. За допомогою масштабного коефіцієнта лінійних розмірів визначаємо діаметр модельного зразка $d_2 = d_1/m_l \approx 8,5$ мм.

У табл. 1 наведено значення масштабних коефіцієнтів для модельного стрижня, а в табл. 2 – вихідні дані для чисельного моделювання даної індукційної системи «індуктор–стрижень».

Розрахункова область досліджуваної моделі індукційної системи представлена на рис. 2. Вона містить тривитковий водоохолоджуваний індуктор Ω_1 з мідного провідника у вигляді круглої трубки

Таблиця 1. Значення масштабних коефіцієнтів індукційної системи

Параметр	Коефіцієнт переходу	Масштабний коефіцієнт
Лінійні розміри l	$m_l = 1/\sqrt{m_f}$	7,360
Частота струму f	$m_f = 1/m_l^2$	$18,46 \cdot 10^{-3}$
Період струму T	$m_t = m_l^2$	54,200
Струм I	$m_I = m_l$	7,360
Електричний опір R	$m_R = 1/m_l$	0,135
Щільність струму J	$m_J = 1/m_l$	0,135
Потужність S	$m_S = m_l$	7,360
Потужність P	$m_P = m_l$	7,360
Енергія W	$m_W = m_l^3$	398,680
Потокозчеплення Ψ	$m_\Psi = m_l^2$	54,20
Індуктивність L	$m_L = m_l$	7,360
Реактанс X	$m_X = 1/m_l$	7,360
Імпеданс Z	$m_Z = 1/m_l$	0,135

Таблиця 2. Вихідні дані для чисельного моделювання системи «індуктор–стрижень»

Параметр	Високовуглецева сталь (0,8 % С)
Довжина зразка, мм	110
Діаметр зразка, мм	8,5
Температура оточуючого середовища, °С	20
Початкова температура зразка, °С	20
Частота живлячого струму, кГц	130
Струм індуктора, А	200
Задана температура нагріву зони, °С	850...900
Зовнішній діаметр індуктора, мм	28...33*
Внутрішній діаметр індуктора, мм	8,75...10,75*
Ширина індуктора, мм	28...38*
Відстань між витками індуктора, мм	7...10*
Діаметр трубки, мм	6
Примітка. * – початкові значення для параметричного дослідження геометричних розмірів індуктора.	

з внутрішнім прямокутним концентратором магнітного поля і є джерелом змінного електромагнітного поля заданої частоти. Виріб, що нагрівається – зразок у вигляді суцільного циліндричного стрижня Ω_2 з високовуглецевої феромагнітної рейкової сталі з імітацією ЗТВ зварного з'єднання Ω_3 по його центру і навколишнього повітряного середовища Ω_4 . Математична модель з огляду осьової симетрії представлена у двовимірній циліндричній вісесиметричній системі координат rOz . Електромагнітна задача розглядалася в частотній області, а теплова нестационарна задача в часовій області. При моделюванні приймалися до уваги наступні фізичні процеси: джоулів нагрів металу зразка за рахунок індуктованих в ньому індуктором вихрових струмів, теплопровідності в об'ємі металу, втрати тепла за рахунок випромінювання і конвекції.

Процес індукційного нагріву описується нелінійною взаємозалежною системою рівнянь Максвелла і Фур'є для електромагнітного і теплового полів з відповідними граничними умовами [16].

Для вирішення електромагнітної частини розрахунку система рівнянь Максвелла представлена в диференційній формі:

$$\begin{aligned} \text{rot} \vec{H} &= \vec{J} + \frac{\partial \vec{D}}{\partial t}; \text{rot} \vec{E} = -\frac{\partial \vec{B}}{\partial t}; \\ \text{div} \vec{D} &= \rho_e; \text{div} \vec{B} = 0, \end{aligned} \quad (31)$$

де $\vec{H}$, $\vec{E}$ – вектори напруженості магнітного і електричного полів; $\vec{D}$, $\vec{B}$ – вектори електричної та магнітної індукції; $\vec{J}$ – вектор щільності струму провідності, $\vec{J} = \sigma \vec{E}$; σ – питома електропровідність; ρ_e – щільність стороннього електричного заряду.

Щільність струму зміщення $\frac{\partial \vec{D}}{\partial t}$ помітно не впливає до мегагерцового діапазону частот,

оскільки щільність струму провідності набагато більше щільності струму зміщення, тому можна їм знехтувати, тоді рівняння приймає вид:

$$\text{rot} \vec{H} = \vec{J}. \quad (32)$$

Система рівнянь (31) доповнювалася матеріальними рівняннями для зв'язку між напруженістю магнітного поля і магнітною індукцією, електричного зміщення і напруженості електричного поля, які характеризують електричні і магнітні властивості середовища:

$$\vec{B} = \mu_0 \mu_r \vec{H}; \vec{D} = \epsilon_0 \epsilon_r \vec{E}, \quad (33)$$

де ϵ_0 – абсолютна діелектрична проникність речовини; ϵ_r – відносна діелектрична проникність речовини.

Чисельний розрахунок електромагнітних полів індукційної системи методом кінцевих елементів виконується з використанням представлення розподілу векторів $\vec{H}$, $\vec{E}$ у вигляді функцій потенціалів, і рівняння записуються з використанням векторного магнітного потенціалу $\vec{A}$ і скалярного електричного потенціалу $\vec{V}$, які визначаються наступним чином [17]:

$$\vec{B} = \text{rot} \vec{A}; \vec{E} = -\frac{\partial \vec{A}}{\partial t} - \text{grad} \vec{V}. \quad (34)$$

Так як у вісесиметричній моделі струми спрямовані нормально до площини геометричної моделі, то векторний магнітний потенціал $\vec{A}_\phi$ має єдину складову (0, ϕ , 0), на відміну від полів $\vec{H}$, $\vec{B}$, які мають в цій площині дві складові (r , z).

Із системи рівнянь Максвелла з урахуванням прийнятих припущень і зв'язків для провідних областей (індуктора і сталевго стрижня) диференціальні рівняння запишуться у вигляді:

$$\begin{aligned} \nabla \left(\frac{\nabla}{\mu_0 \bar{A}} \right) &= \vec{J}_0; \\ j\omega \sigma(T) \bar{A} + \nabla \left(\frac{\nabla}{(\mu_0 \mu_r(T)) \bar{A}} \right) &= 0, \end{aligned} \quad (35)$$

де ∇ – оператор Набла; $\vec{J}_0$ – вектор щільності струму; $j = \sqrt{-1}$ – уявна одиниця; ω – кутова частота поля, $\omega = 2\pi f$. Тут σ і μ_r залежать від температури T .

Для коректного розрахунку параметрів індукційної системи необхідно врахувати залежність електрофізичних властивостей сталі від температури T , а також втрату нею магнітних властивостей при досягненні температури точки Кюрі – T_K , що змінить глибину проникнення магнітного поля і вихрових струмів в сталь, резонансну частоту і добротність контуру індукційної системи.

Для визначення магнітної проникності μ сталевго зразка з вмістом вуглецю в межах 0,5...1,0 %

від напруженості магнітного поля $\bar{H}_0$ і температури, була прийнята апроксимаційна функція виду [18]:

$$\mu(H_0, T) = \begin{cases} 1 + \frac{\alpha' H_0^{\beta'} - 1}{\left[1 + \left(\frac{T}{T_K - T}\right)^{\chi'}\right]^{\delta'}}, & \text{if } T < T_K; \\ 1, & \text{if } T \geq T_K, \end{cases} \quad (36)$$

де $\alpha' = 3 \cdot 10^5$; $\beta' = -0,85$; $\chi' = 1,9$; $\delta' = 0,16$ – коефіцієнти апроксимації.

При моделюванні процесу індукційного нагріву в якості граничних умов електромагнітної частини задачі задавалися: на осі симетрії ∂z умова Неймана $\frac{\partial \bar{H}}{\partial t} = 0$ – відсутність тангенціальної складової напруженості магнітного поля; умова Діріхле $\bar{A}_\varphi = 0$ – наявність магнітної ізоляції на зовнішніх границях, коли поле локалізоване в межах розрахункової області. Так само приймалася умова постійної температури (30 °C) в витках індуктора завдяки їх охолодженню.

Для вирішення нестационарної теплової задачі в часовій області [16] використовувалося рівняння Фур'є, що описує розподіл температурного поля:

$$\gamma c(T) \frac{\partial T}{\partial t} - \nabla \lambda \nabla T = Q, \quad (37)$$

де Q – питома потужність джерел теплоти.

З огляду на нелінійність залежностей фізичних параметрів γ , c , λ і σ від температури T , вони в рівнянні (37) були задані інтерполяційними функціями на основі довідкових даних для високовуглецевої сталі.

Розрахунок питомої потужності внутрішніх джерел тепла пов'язує електромагнітну та теплову задачу за допомогою визначення омичних втрат від вихрових індуктованих струмів в зразку, що має ненульовий опір, і ненульову щільність по закону Джоуля-Ленца:

$$P = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{\bar{J}_i}{\sigma}, \quad (38)$$

де P – об'ємна потужність, що виділяється; $\bar{J}_i$ – повна щільність струму в точці інтегрування i .

Для врахування теплових втрат від конвекції і випромінювання з бічної і торцевих поверхонь стрижня, задавався вираз:

$$q = -\bar{n}(-k \nabla T) = k(T - T_0) + \varepsilon \delta (T^4 - T_0^4), \quad (39)$$

де $\bar{n}$ – одиничний вектор зовнішньої нормалі; k – конвективний коефіцієнт тепловіддачі; T_0 – температура навколишнього середовища; ε – постійна Стефана-Больцмана; δ – коефіцієнт випромінювання.

Для коректного обліку поверхневого ефекту в провідниках і виробі, в тонкому шарі глибини проникнення магнітного поля і вихрових струмів,

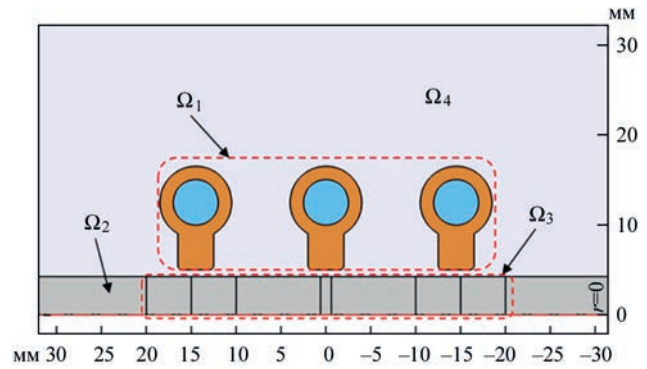


Рис. 2. Віссиметрична модель індукційної системи

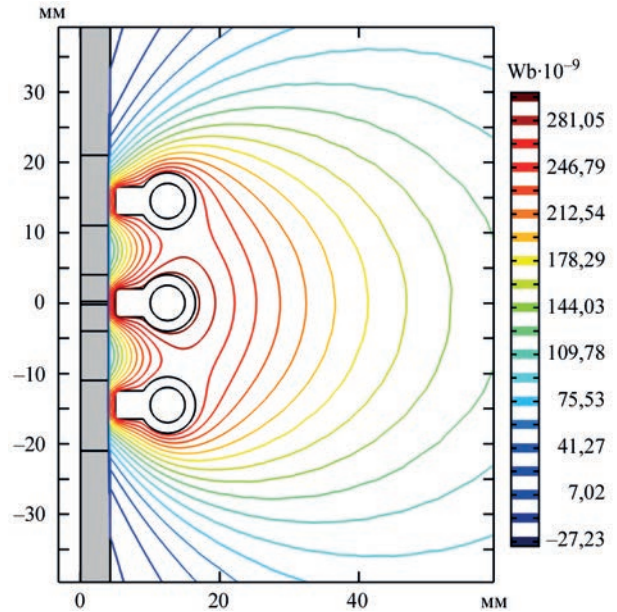


Рис. 3. Розподіл силових ліній магнітного поля індукційної системи

осередки розрахункової сітки обрані прямокутними і дуже дрібними. В інших областях осередки сітки мають вигляд трикутників.

Результати дослідження математичного моделювання індукційної системи процесу термічної обробки. В результаті вирішення задачі в частотній області отримано розподіл електромагнітного поля індукційної системи (рис. 3). Внаслідок кільцевого ефекту силові лінії магнітного поля згущуються поблизу внутрішньої поверхні індуктора і зовнішньої поверхні стрижня з високою напруженістю магнітного поля. Струм так само концентрується в цій області на внутрішній поверхні провідників індуктора – на краях прямокутних концентраторів магнітного поля поблизу стрижня, а у стрижні – на поверхні під індуктором.

На рис. 4, а показано розподіл магнітної індукції $\bar{B}$, а на рис. 4, б – розподіл щільності струму $\bar{J}$. На представлених рисунках яскраво виражений кільцевий ефект і скін-ефект в провідниках індуктора і стрижня.

На рис. 5, а показано розподіл щільності струму в поперечному перерізі стрижня від його центру до бічної поверхні при його магнітному і не-

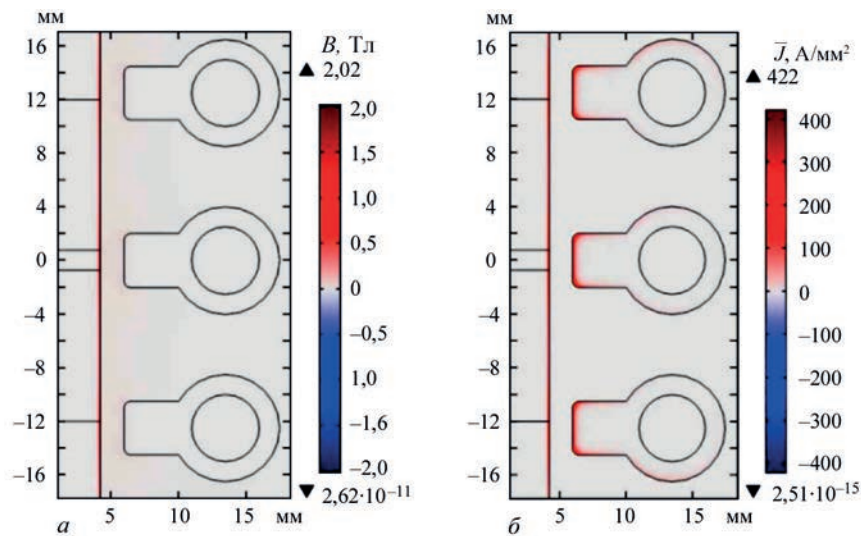


Рис. 4. Розподіл енергетичних характеристик індукційної системи: *a* – магнітної індукції; *б* – щільності струму

магнітному (температура вище точки Кюрі) стані. На поверхні стрижня в магнітному стані щільність струму максимальна і досягає значення 422 А/мм², у міру просування до центру стрижня щільність струму різко зменшується і на глибині 0,02 мм її значення становить 313 А/мм², на глибині 0,04 мм – 234 А/мм², на глибині 0,1 мм – 96 А/мм² і на глибині 0,4 мм – всього 2 А/мм². У немагнітному стані на поверхні стрижня щільність струму найбільша і дорівнює 49 А/мм², на відстані 4 мм від

центру стрижня – 30 А/мм², на відстані 3 мм – 8 А/мм², на відстані 2 мм – 1 А/мм². Розподіл щільності струму в осьовому напрямку на поверхні стрижня представлено на рис. 5, *б*. Його пікові значення знаходяться під прямокутними концентраторами магнітного поля витків індуктора, де відстань до поверхні стрижня найменша. В ході моделювання були досліджені енергетичні параметри індукційної системи в залежності від частоти струму індуктора $f = 0,05 \dots 130,0$ кГц.

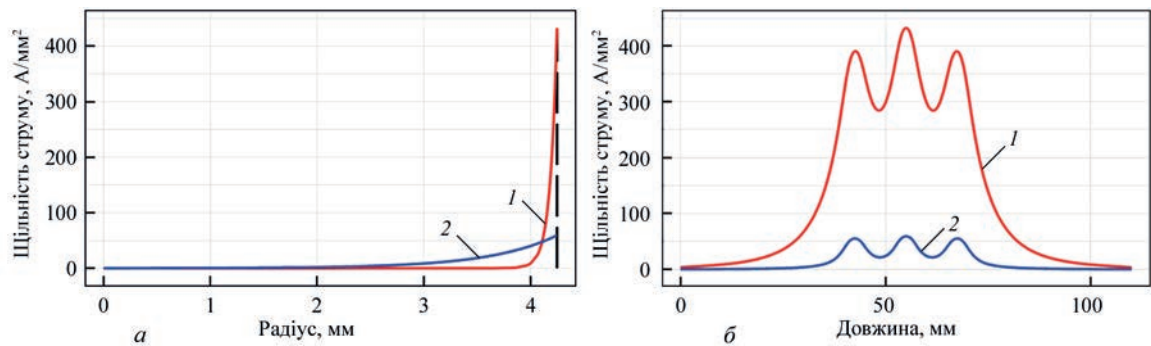


Рис. 5. Розподіл щільності струму у модельному зразку: *a* – в поперечному перерізі стрижня від його центру до поверхні при його магнітному (1) і немагнітному (2) стані; *б* – в осьовому напрямку на поверхні стрижня

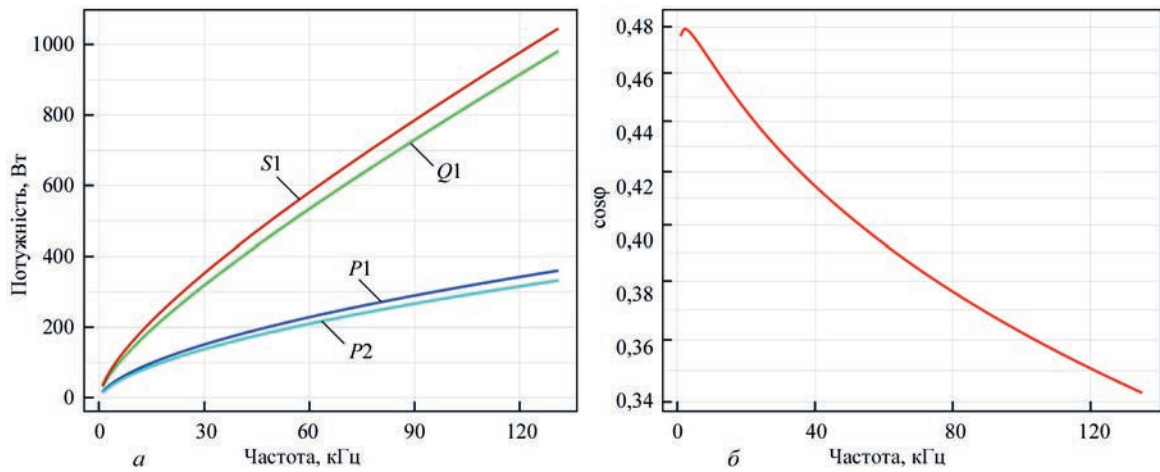


Рис. 6. Енергетичні параметри індукційної системи в залежності від частоти струму індуктора: *a* – S_1 , Q , P_1 і P_2 ; *б* – коефіцієнта потужності $\cos\varphi$

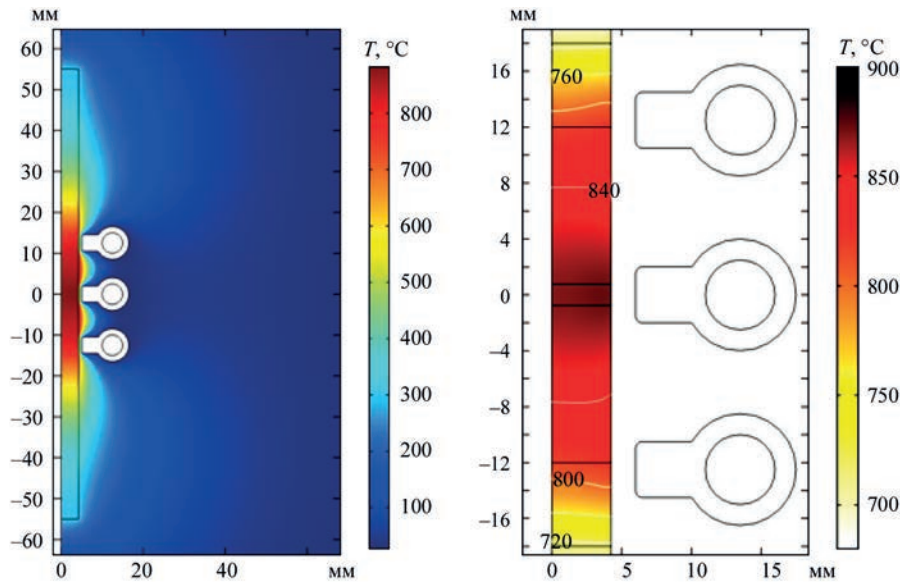


Рис. 7. Розподіл температурного поля в поздовжньому перетині зразка

На рис. 6, а представлені розрахункові залежності повної S_1 , реактивної Q_1 і активної $P_1 = P \cdot R$ потужності індуктора, активної потужності в модельному стрижні $P_2 = Q$, коефіцієнта потужності $\cos \varphi = P_1/S_1$ (рис. 6, б). З ростом частоти струму збільшується виділення активної потужності, що пов'язано зі зменшенням скін-слою і збільшенням активного опору по шляху проходження струмів.

При розрахунку процесів в часовій області електромагнітні і теплові розрахунки проводилися послідовно, з уточненням параметрів, що залежать від температури на кожному кроці ітерації. У електромагнітній частині розрахунку найбільш важливим параметром, який передається в теплову частину розрахунку, є електрична потужність, що виділяється в виробі, за рахунок якої відбувається нагрів. Кінцевою метою розрахунку є отримання сприятливого розподілу температурного поля в виробі, при термічній обробці зразка з мінімізацією термічного впливу на основний метал за межами зварного з'єднання. Саме зварне з'єднання складається з декількох різних зон: лінії сплавлення (білої полоси), зон великого та малого зерна, зони знеміцнення. Метал в цих зонах має різну структурну складову і різні механічні характеристики, що відрізняються від зони основного металу, який не піддається термічній дії зварювання. В процесі моделювання термічної обробки металу зони зварного з'єднання її нагрів здійснювався до температури дещо більшої за точку структурних перетворень A_{c3} близько 850...900 °С, при якій відбуваються необхідні структурні перетворення металу в зоні зварного з'єднання для забезпечення однорідності структури металу.

В ході параметричного рішення задачі для отримання необхідного температурного поля були визначені конструктивні геометричні параметри індуктора – його ширина – 33 мм, міжосьова від-

стань – 8 мм, внутрішній діаметр – 9,75 мм та зовнішній діаметр – 30 мм.

На рис. 7 показано розподіл теплового поля індукційної системи в кінці циклу нагріву. Дані геометричні параметри індуктора забезпечують необхідне температурне поле і температуру нагріву вище температури початку фазових перетворень в області зварного з'єднання зразка, що дозволить отримати необхідні структурні перетворення в металі з'єднання.

На рис. 8, б відображено розташування точок для контролювання температури в ході рішення теплової задачі в різних зонах зварного з'єднання і зоні основного металу стрижня.

На рис. 9 побудовані графіки зміни температур від часу в даних точках. Видно, що процес

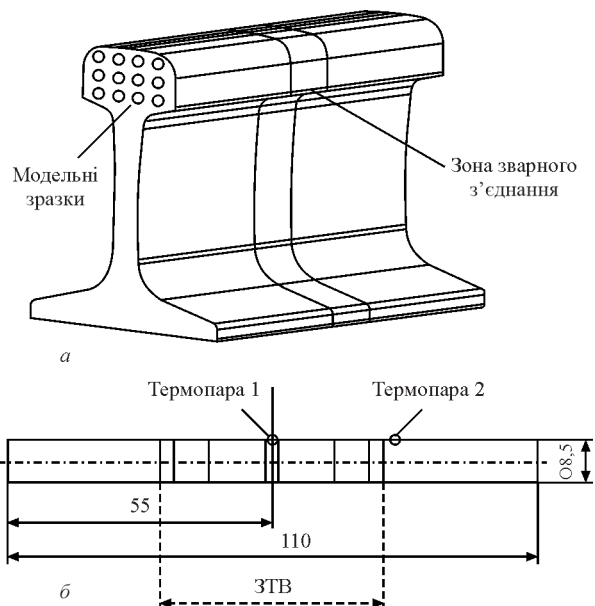


Рис. 8. Зразок для фізичного моделювання індукційної ТО: а – ілюстрація схеми вирізки модельних зразків зі зварного з'єднання залізничної рейки; б – розташування точок контролю температури модельного зразка

нагріву зразка можна розділити на дві характерні ділянки: на першій – нагрівання феромагнітного металу до точки магнітних перетворень (точки Кюрі), на якій відбувається найбільш інтенсивний нагрів за рахунок поглинання електромагнітної енергії тонким скін-шаром і великою щільністю індукованого струму, що протікає в ньому, з істотним виділенням теплової потужності і поширенням температури в глибинні шари за рахунок теплопровідності; на другій ділянці спостерігається зниження інтенсивності нагріву через втрати металом магнітних властивостей і збільшенням глибини проникнення струму при зменшенні його щільності зі зниженням виділеної теплової потужності і зниженням інтенсивності нагріву.

Фізичне моделювання процесу індукційної термічної обробки модельного зразка. За визначеними параметрами з попередньо виконаного математичного моделювання було проведено експерименти по фізичному моделюванню процесу індукційної ТО. Фізичне моделювання відбувалося на зразку діаметром 8,5 мм та довжиною 110 мм, який був вирізаний з головки залізничної рейки з високоміцної рейкової сталі К76Ф зі зварним з'єднанням, що знаходиться по центру зразка (рис. 8, а).

Для індукційного нагріву модельного зразка використовувався розроблений малопотужний лабораторний макет високочастотного джерела живлення на базі мостового інвертору. Резонансний коливальний контур лабораторного макета працює по послідовному типу підключення RLC-кола, де навантаженням є дослідний модельний зразок. Мідний тривитковий водоохолоджуваний індуктор з концентратором магнітного поля розміщений над зоною зварного з'єднання. Підключена батарея компенсуючих ємностей та узгоджувальний трансформатор. Потужність лабораторного макета джерела високочастотного струму для індукційної ТО складає 2 кВт, частота струму 130 кГц. Для контролювання сили струму індук-

тора, частоти, форми та амплітуди напруги на індукторі використовувався пояс Роговського і цифровий осцилограф Siglent SDS 1102CLM+. Для контролю зміни температури в модельному зразку було визначено дві контрольні точки, перша – термопара 1 (рис. 8) в центральній частині зразка на його поверхні для визначення максимальної температури нагріву зразка, та друга – термопара 2 на кінці ЗТВ зварного з'єднання для контролю розповсюдження температурного поля у відповідності до математичного моделювання. В якості датчиків контролю температури використовували хромель-алюмелеві термопари типу К діаметром 0,75 мм, які приварювалися у визначені місця на поверхні зразка за допомогою конденсаторного зварювання. Перетворення сигналу з термопарних датчиків у реальному часі відбувалося за рахунок АЦП L-Card E20-10 та блоку гальванічної розв'язки Promsag PSA0101 і спеціального програмного забезпечення для візуалізації отриманих даних на комп'ютері.

При проведенні експериментів по фізичному моделюванню індукційної ТО дослідного модельного зразка з високоміцної рейкової сталі був отриманий термічний цикл процесу індукційного нагріву (рис. 9). При фізичному моделюванні максимальна температура зразка в першій контрольній точці склала 882 °С на 180 с процесу нагріву, в другій контрольній точці на 180 с склала 578 °С. При порівнянні розрахункових та експериментальних термічних циклів найбільша похибка склала близько 10 %. З отриманих розрахункових даних при використанні методу скінчення елементів та виміряних даних при фізичному моделюванні термічних циклів можливо зробити висновок, що розрахункова зміна температури в математичній моделі добре узгоджується з експериментальними даними. Це дає можливість застосовувати її для наступного етапу моделювання – визначення структурних перетворень в металі зварного з'єднання при впливі технологічних параметрів термічної обробки, що дає змогу оптимізувати технологічні процеси індукційної термічної обробки зварних стиків залізничних рейок.

Результати дослідження при моделюванні індукційної системи. Аналіз представлених результатів показує коректне рішення задачі з урахуванням фізичних процесів і явищ в ході моделювання процесу індукційного нагріву. Розроблена математична модель для чисельного моделювання процесу високочастотного індукційного нагріву модельного зразка зварного з'єднання з високовуглецевої високоміцної рейкової сталі, отриманого на основі теорії подібності, дозволяє визначати параметри і конфігурацію системи «індуктор–виріб» для виконання індукційної ТО зразка, і визначати про-

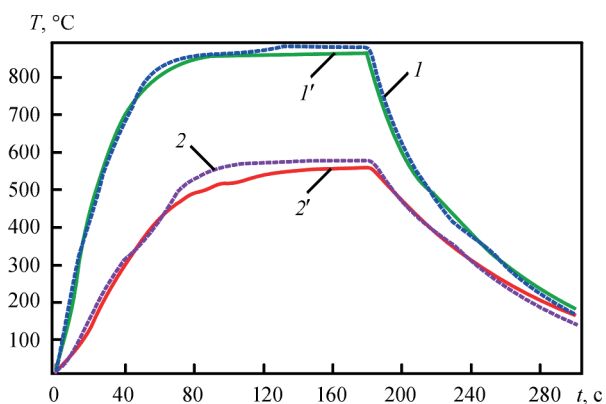


Рис. 9. Зміна температур в часі в контрольних точках модельного зразка: 1, 2 – термічний цикл процесу фізичного моделювання; 1', 2' – розрахункові дані математичного моделювання

сторово-часовий розподіл температурного поля в процесі виконання його ТО. Надалі результати першої частини задачі моделювання необхідно передавати в другу частину, де буде виконано моделювання кінетики фазових перетворень і властивостей металу шва в залежності від термічного циклу процесу, що дозволить визначити діапазон оптимально необхідних параметрів процесу ТО. Отримані дані після чисельного розрахунку будуть використані в ході фізичного моделювання з відпрацювання оптимальних режимів ТО зразка і допоможуть істотно скоротити кількість проведення експериментів по визначенню впливу термічного циклу на особливості кінетики фазових перетворень і механічних властивостей в зоні зварного з'єднання. При досягненні задовільних результатів на модельному зразку необхідно переходити до дослідження процесу індукційного нагріву при ТО металу шва і навколошовної зони реального виробу – рейки, виконуючи при цьому перерахунок параметрів по теорії подібності й дотримуючись отриманих режимів ТО і уточнюючи їх, а також коригуючи конфігурацію індуктора.

Висновки

1. Для спрощення фізичного моделювання індукційного нагріву за допомогою теорії подібності електромагнітних процесів зменшені габарити модельного циліндричного стрижня за допомогою масштабних коефіцієнтів.
2. Розроблена математична модель для чисельного моделювання процесу високочастотного індукційного нагріву зразка зварного з'єднання з високовуглецевої високоміцної рейкової сталі дозволяє визначити оптимальні геометричні та енергетичні параметри системи «індуктор – виріб».
3. Чисельне рішення вісесиметричної задачі з урахуванням основних нелінійних залежностей індукційної моделі дозволяє моделювати просторово-часовий розподіл температурного поля.
4. На підставі визначення оптимальних енергетичних параметрів системи «індуктор–виріб» було виконано параметричний пошук оптимальних геометричних параметрів індуктора і отримано необхідний розподіл температурного поля в зоні зварного з'єднання зразка.
5. При проведенні моделювання термічного нагріву зразка зварного з'єднання визначено температурне поле зразка із зварним швом, що дозволяє моделювати зміну просторово-часового структурно-фазового стану металу при процесі термічної обробки.
6. Запропоновані математичні і фізичні моделі нагріву модельного зразка можуть застосовуватися при вирішенні задачі оптимізації індукційної термічної обробки зварних з'єднань залізничних рейок. Використання цих даних при визначенні ключових

параметрів процесу термічної обробки на модельних зразках дозволяє за теорією подібності переходити до термічної обробки зварних з'єднань реальних залізничних рейок в зоні зварного з'єднання.

Список літератури

1. 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>
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Antipin, E.V., Didkovskiy, O.V. et al. (2020) Evaluation of quality of welded joints of high-strength railway rails of modern production taking into account the requirements of ukrainian and european standards. *Ibid*, 7, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.07.01>
3. Резанов В.А., Федин В.М., Башлыков А.В. и др. (2013) Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов. *Вестник ВНИИЖТ*, 2, 28–34.
4. Долгих И.Ю., Королев А.Н., Захаров В.М. (2014) Моделирование динамики тепловых процессов при индукционном нагреве. *Вестник ИГЭУ*, 5, С. 1–7.
5. 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, 40–50. DOI: <https://doi.org/10.24143/2072-9502-2019-1-40-50>.
6. Chao, Yu, Hong, Xiao, Zi-chen, Qi, Yun-peng, Zhao (2019) Finite element analysis and experiment on induction heating process of slab continuous casting-direct rolling. *Metallurgical Research & Technology*, 116 (4), 403. doi: <https://doi.org/10.1051/metal/2018117>
7. Li, F., Ning, J., Liang, S. (2019) Analytical Modeling of the Temperature Using Uniform Moving Heat Source in Planar Induction Heating Process. *Applied Sciences*, 9, 14–45. doi: <https://doi.org/10.3390/app9071445>
8. Takeuchi, H., Yogo, Y. (2019) An Induction Heating Analysis with Consideration of Temperature Dependent B-H Curves and Change in Phase Transformation under Rapid Heating. *ISIJ International*, 59, 551–558. doi: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.isijint-2018-552>
9. Javaheri, V., Asperheim, J.L., Grande, B. et al. (2020) Simulation and experimental studies of induction hardening behavior of a new medium-carbon, low-alloy wear resistance steel. *COMPEL – the international journal for computation and mathematics in electrical and electronic engineering*, 39 (1), 158–165. DOI: <https://doi.org/10.1108/COMPEL-06-2019-0227>
10. Gubatyuk, R.S. Rymar S.V., Prokofiev O.S. et al. (2021) 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. *The Paton Welding J.*, 1, 44–49. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.01.08>
11. Roppert, K., Toth, F., Kaltenbacher, M. (2020) Modeling Nonlinear Steady-State Induction Heating Processes. *IEEE Transactions on Magnetics*, 56(3). DOI: <https://doi.org/10.1109/tmag.2019.2957343>
12. Веников В.А. (1966) *Теория подобия и моделирование применительно к задачам электроэнергетики*. Москва, Высш. школа.
13. Патон Б.Е., Лебедев В.К. (1969) *Электрооборудование для контактной сварки*. Москва, Машиностроение.
14. Пентегов И.В., Рымар С.В., Левин М.И., Лавренюк А.В. (2015) Определение магнитных индукций в магнитопроводах силовых трансформаторов при совместном использовании анизотропной и изотропной электротехнических сталей. *Электротехника и электромеханика*, 6, 31–35. DOI: <https://doi.org/10.20998/2074-272X.2015.6.05>
15. Кутателадзе С.С. (1982) *Анализ подобия в теплофизике*. Новосибирск, Наука.
16. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. (2006) *Теория поля. Теоретическая физика. Том II*. Москва, Физматлит.
17. Пентелят М.Г., Шульженко Н.Г. (2007) Использование векторного магнитного потенциала в конечноэлементном анализе нестационарных трехмерных электромаг-

нитных полей в проводящих средах. *Электротехника и электромеханика*, 7, 42–47.

18. Владимиров С.Н., Земан С.К., Рубан В.В. (2009) Аналитические соотношения, аппроксимирующие температурно-полевую зависимость магнитной проницаемости конструктивных сталей. *Известия Томского политехнического университета*, 315 (4), 100–104.

References

1. Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of high-strength railway rails (Review). *The Paton Welding J.*, 2, 41–48. doi: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.02.07>
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Antipin, E.V., Didkovskiy, O.V. et al. (2020) Evaluation of quality of welded joints of high-strength railway rails of modern production taking into account the requirements of ukrainian and european standards. *Ibid.*, 7, 3–11. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.07.01>
3. Rezanov, V.A., Fedin, V.M., Bashlykov, A.V. (2013) Differentiated hardening of rail welded joints. *Vestnik VNIIZhT*, 2, 28–34 [in Russian].
4. Dolgikh, I.Yu., Korolyov, A.N., Zakharov, V.M. (2014) Simulation of thermal processes dynamics under induction heating. *Vestnik ISEU*, 5, 1–7 [in Russian].
5. Pleshivtseva, Yu. E., Popov, A. V., Popova, M. A., Derevyanov, M. Yu. (2019) Optimal inductor design for surface hardening of cylindrical billets based on numerical two-dimensional model. *Vestnik of Astrakhan State Technical University. Series: Management, Computer Science and Informatics*, 1, 40–50. DOI: <https://doi.org/10.24143/2072-9502-2019-1-40-50>
6. Chao, Yu, Hong, Xiao, Zi-chen, Qi, Yun-peng, Zhao (2019) Finite element analysis and experiment on induction heating process of slab continuous casting-direct rolling. *Metallurgical Research & Technology*, 116 (4), 403. doi: <https://doi.org/10.1051/metal/2018117>
7. Li, F., Ning, J., Liang, S. (2019) Analytical modeling of the temperature using uniform moving heat source in planar induction heating process. *Applied Sci.*, 9, 14–45. DOI: <https://doi.org/10.3390/app9071445>
8. Takeuchi, H., Yogo, Y. (2019) An induction heating analysis with consideration of temperature dependent B-H curves and change in phase transformation under rapid heating. *ISIJ Int.*, 59, 551–558. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.isijint-2018-552>
9. Javaheri, V., Asperheim, J.I., Grande, B. et al. (2020) Simulation and experimental studies of induction hardening behavior of a new medium-carbon, low-alloy wear resistance steel. *COMPEL – the international journal for computation and mathematics in electrical and electronic engineering*, 39 (1), 158–165. DOI: <https://doi.org/10.1108/COMPEL-06-2019-0227>
10. Gubatyuk, R.S., Rymar, S.V., Prokofiev, O.S. et al. (2021) 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. *The Paton Welding J.*, 1, 44–49. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2021.01.08>
11. Roppert, K., Toth, F., Kaltenbacher, M. (2020) Modeling nonlinear steady-state induction heating processes. *IEEE Transact. on Magnetics*, 56 (3). DOI: <https://doi.org/10.1109/tmag.2019.2957343>
12. Venikov, V.A. (1966) *Similarity theory and modeling as applied to the problems of the electric power industry*. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
13. Paton, B.E., Lebedev, V.K. (1969) *Electrical equipment for resistance welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
14. Pentegov, I.V., Rymar, S.V., Levin, M.I., Lavrenyuk, A.V. (2015) Determination of magnetic inductions in the magnetic circuits of power transformers with the combined use of anisotropic and isotropic electrical steels. *Elektrotehnika i Elektromekhanika*, 6, 31–35 [in Russian]. DOI: <https://doi.org/10.20998/2074-272X.2015.6.05>
15. Kutateladze, S.S. (1982) *Similarity analysis in thermal physics*. Novosibirsk, Nauka [in Russian].
16. Landau, L.D., Lifshits, E.M. (2006) *Field theory. Theoretical physics*. Moscow, Fizmatlit [in Russian].
17. Pentelyat, M.G., Shulzhenko, N.G. (2007) Use of vector magnetic potential in finite element analysis of non-stationary three-dimensional electromagnetic fields in conducting media. *Elektrotehnika i Elektromekhanika*, 5, 42–47 [in Russian].
18. Vladimirov, S.N., Zeman, S.K., Ruban, V.V. (2009) Analytical relations approximating the temperature-field dependence of the magnetic permeability of structural steels. *Izv. TPU*, 315(4), 100–104 [in Russian].

MODELLING OF THE PROCESS OF INDUCTION HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS FROM RAIL HIGH-STRENGTH STEELS

R.S. Hubatyuk, S.V. Rymar, O.S. Prokofiev, V.A. Kostin, O.V. Didkovsky, E.V. Antipin

E.O. Paton Electric Welding Institute of National Academy of Sciences of Ukraine, 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The choice of technological parameters of heat treatment process, which provides the necessary structural and phase transformations of rail welded joint, is a very expensive process that requires a large number of experiments with a significant consumption of power, time, labor and financial resources. The article proposes the method of mathematical and physical modeling of thermal processes to determine the optimal parameters of heat treatment of rail welded joint on model specimens based on the theory of similarity, taking into account the interrelated properties and physical phenomena with the original study. The decisions obtained during realization of this method provide a considerable reduction in resources at determination of optimum modes of heating of products from high-strength carbon steels, in particular, rails. Based on the scale factors of criteria of electromagnetic and thermal similarity, a mathematical model of the induction system for numerical calculation of propagation of electromagnetic and thermal fields was developed. The finite element method was used, which represents a tool for combining integral characteristics with the values of vector characteristics of the studied electromagnetic fields. The dependence of physical properties of materials on temperature was taken into account. In the course of parametric study, the parameters and configuration of the «inductor-product» system were determined and the space-time distribution of the temperature field in the process of heat treatment modeling was determined. The obtained data of numerical calculation should be used during physical modeling of the modes of heat treatment of the specimen and will significantly reduce the number of experiments to determine the effect of thermal heating on phase transformations and mechanical properties of steel in the area of welded joint. 18 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: induction heating, heat treatment, welded joint of railway rails, mathematical modeling, similarity theory

Надійшла до редакції 12.07.2021

ВИКОРИСТАННЯ ЄМНІСНИХ НАКОПИЧУВАЧІВ ЕНЕРГІЇ ДЛЯ СТВОРЕННЯ ВИСОКОЕФЕКТИВНИХ БАГАТОПОСТОВИХ ЗВАРЮВАЛЬНИХ СИСТЕМ

О.Є. Коротинський, М.І. Скопюк

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

Проведено аналіз структур багатопостових джерел для дугового зварювання, виконаних на основі ємнісних накопичувачів енергії. Показана їх перспективність для створення високоефективних зварювально-технологічних систем. Розглянуто структури централізованих систем живлення зварювальних постів, в яких використовується один потужний накопичувач електричної енергії. Більш гнучкою є децентралізована система живлення постів, коли на кожному робочому місці встановлюється власний накопичувач електричної енергії. Її перевага полягає в тому, що можна використовувати стандартний випрямляч типу ВДГМ. Для суднобудування може використовуватися комбінована система живлення, в якій реалізовані позитивні якості обох систем живлення і яка забезпечує високу якість і енергоефективність процесу зварювання. Як приклад використання багатопостових джерел живлення приведена схема, яка побудована на основі методу переносу заряду. Бібліогр. 13, рис. 6.

Ключові слова: імпульсно-дугове зварювання, ємнісний накопичувач енергії, конденсатор з подвійним електричним шаром, метод переносу заряду, багатопостові зварювальні системи, конвертор понижуючого типу

Відомо, що на великих підприємствах машинобудівної промисловості широко застосовуються багатопостові зварювальні системи (БЗС), особливо це стосується суднобудування. Еволюція цих систем йшла шляхом підвищення їх енергоефективності. На першому етапі це були роботи, пов'язані з виключенням з їх складу баластних реостатів, застосування яких зменшувало к.к.д. БЗС в ряді випадків до 40 %. Розробки цього напрямку базувалися, головним чином, на створенні різних типів конверторів [1, 2], які суттєво скорочували втрати електроенергії і доводили к.к.д. до 80...85 %.

Використання БЗС при зварюванні надає користувачеві ряд переваг, таких як:

- скорочення енергоспоживання в два-три рази в порівнянні зі зварюванням однопостовими зварювальними пристроями [1];
- зниження витрат від холостого ходу [3];
- зменшення витрат на придбання обладнання [1];
- підвищення безпеки праці при проведенні зварювальних робіт, оскільки енергія підводиться до зварювального поста при напрузі 60...70 В (при однопостовому зварюванні 220 або 380 В) [2]. БЗС на сучасному етапі вирішується застосуванням напівпровідникових понижуючих перетворювачів [3, 4], тому забезпечення стабільної роботи зварювальних постів по підтримці заданої точності технологічних режимів зварювання в умовах зовнішніх впливів вимагає більш докладного розгляду.

Є відомим спосіб керування БЗС, згідно якого, для стабілізації рівня напруги на низьковольтних шинопроводах використовують одне, стабілізо-

ване за рівнем вихідної напруги, джерело зварювального струму і кілька нестабілізованих джерел. Всі зазначені джерела підключені до промислової мережі трифазного струму (380 В, 50 Гц), їх виходи підключені постійно до ділянок низьковольтного шинопровода. Напруга холостого ходу на шинопроводі створюється цим, стабілізованим за рівнем вихідної напруги, сумарним джерелом. При збільшенні струмового навантаження на зварювальній дузі падіння напруги на шинопроводі компенсується шляхом додаткового підключення до шинопровода нестабілізованих джерел живлення. Якщо струм в загальному шинопроводі зменшується, відключення додаткових нестабілізованих джерел здійснюється в зворотньому порядку [5, 6]. Таким чином, стабілізація напруги на загальному шинопроводі досягається ціною збільшення масогабаритних показників зварювального устаткування без підтримки заданої точності технологічних режимів зварювання, їх програмування, а також, за відсутності можливостей по реалізації процесів зварювання модульованим струмом.

Останнім часом спостерігається все більше і більше спроб використати для стабілізації енергетичних потоків в зварювальних процесах різні накопичувачі електричної енергії. Зокрема, є відомими пристрої для перетворення енергії електрохімічних накопичувачів в енергію горіння електрозварювальної дуги [7, 8] і способи управління енергетичними потоками з метою їх стабілізації в БЗС з використанням електрофізичних накопичувачів [9].

Однак слід зазначити, що БЗС мають певні недоліки, пов'язані із залежністю зварювального струму від коливань напруги і зміни довжини

дугового проміжку; взаємним впливом зварювальних постів один на одного при їх одночасній роботі, відсутністю можливостей підтримки заданої точності технологічних режимів зварювання та їх програмування; а також з відсутністю можливості зварювання модульованим струмом.

Застосування високочастотних перетворювачів в якості зварювальних постів, в яких стабілізація технологічних режимів здійснюється ШІМ-регуляторами, не забезпечує повною мірою неперервність зварювального струму і напруги на виході пристрою.

Істотним недоліком таких БЗС, побудованих на використанні конверторів, є погіршення параметрів електромагнітної сумісності (ЕМС). А це призводить до значних витрат по електроенергії підприємств, зайнятих виробництвом зварних конструкцій.

У зв'язку з цим метою даної роботи є розвиток нових підходів у створенні БЗС, побудованих як це буде показано далі, на основі ємнісних накопичувачів енергії (ЄНЕ) БЗС які, виконані на основі ємнісних накопичувачів енергії (ЄНЕ), можуть використовувати схеми відповідно трьом топологічним структурам. На рис. 1, а показана структура з централізованим ЄНЕ [9]. Децентралізована структура БЗС, де на кожному посту встановлено окремий накопичувач, наведена на рис. 1, б. І нарешті, комбінована схема живлення постів пока-

зана на рис. 2 [10]. Тут використовуються загальні ЄНЕ, а на кожному посту встановлюються додаткові накопичувачі. Ця структура БЗС забезпечує максимальну стабільність енергії постів, а також високу якість формування зварних з'єднань.

До складу централізованої системи живлення постів (рис. 1, а) входить керований випрямляч (КВ), датчик контролю напруги (ДН) на шинопроводі, до нього підключений ємнісний накопичувач енергії, основне призначення якого формування стабільної напруги живлення постів. Стабілізація напруги живлення в даному випадку здійснюється блоком керування (БК), який підключений до виходу ДН.

Децентралізована структура (рис. 1, б) може використовувати звичайний випрямляч (В) без особливо жорстких вимог до стабільності вихідної напруги. Однак за це доводиться платити ускладненням обладнання постів, на яких додатково встановлюються зарядні пристрої (ЗП) і постові накопичувачі ЄНЕ/п. Її переважно використовувати при створенні малопостових систем (2 – 4 поста), наприклад, для створення автономних польових зварювально-технологічних комплексів для зварювання трубопроводів.

Найкращою є комбінована система живлення постів (рис. 2), в якій з'єднані позитивні якості описаних вище систем багатопостового зварювання [10]. Тут є спільний накопичувач, електрична ємність

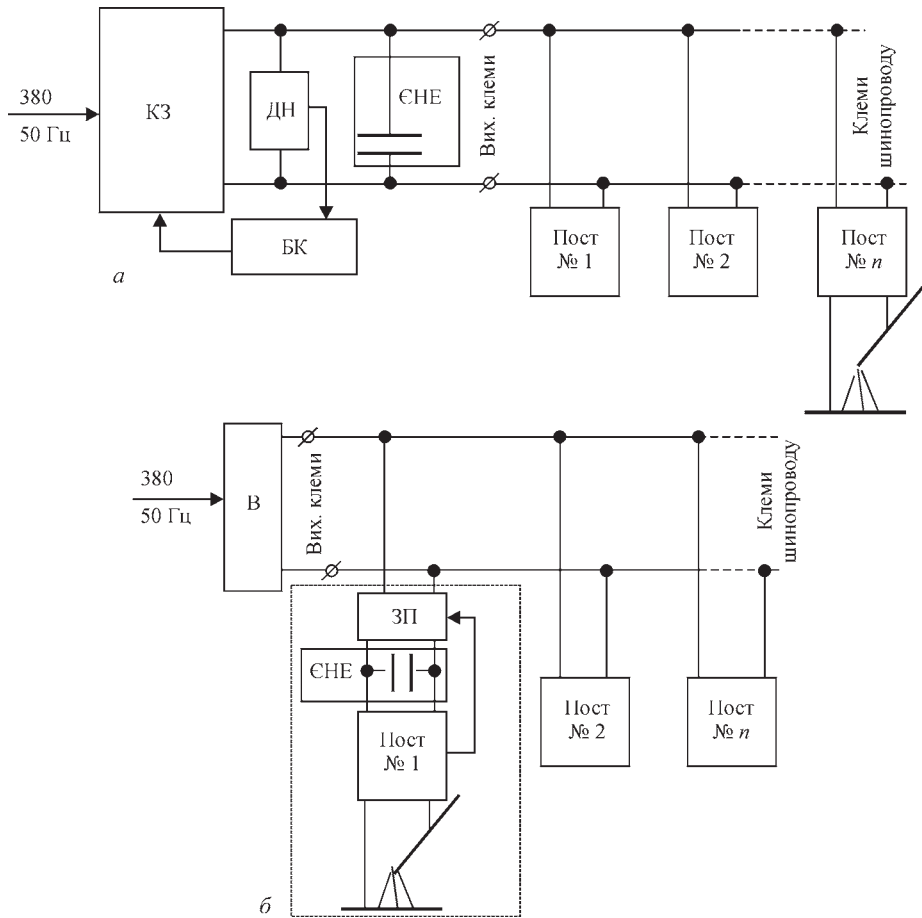


Рис. 1. Структури багатопостових зварювальних систем з ємнісними накопичувачами: а – централізована; б – децентралізована

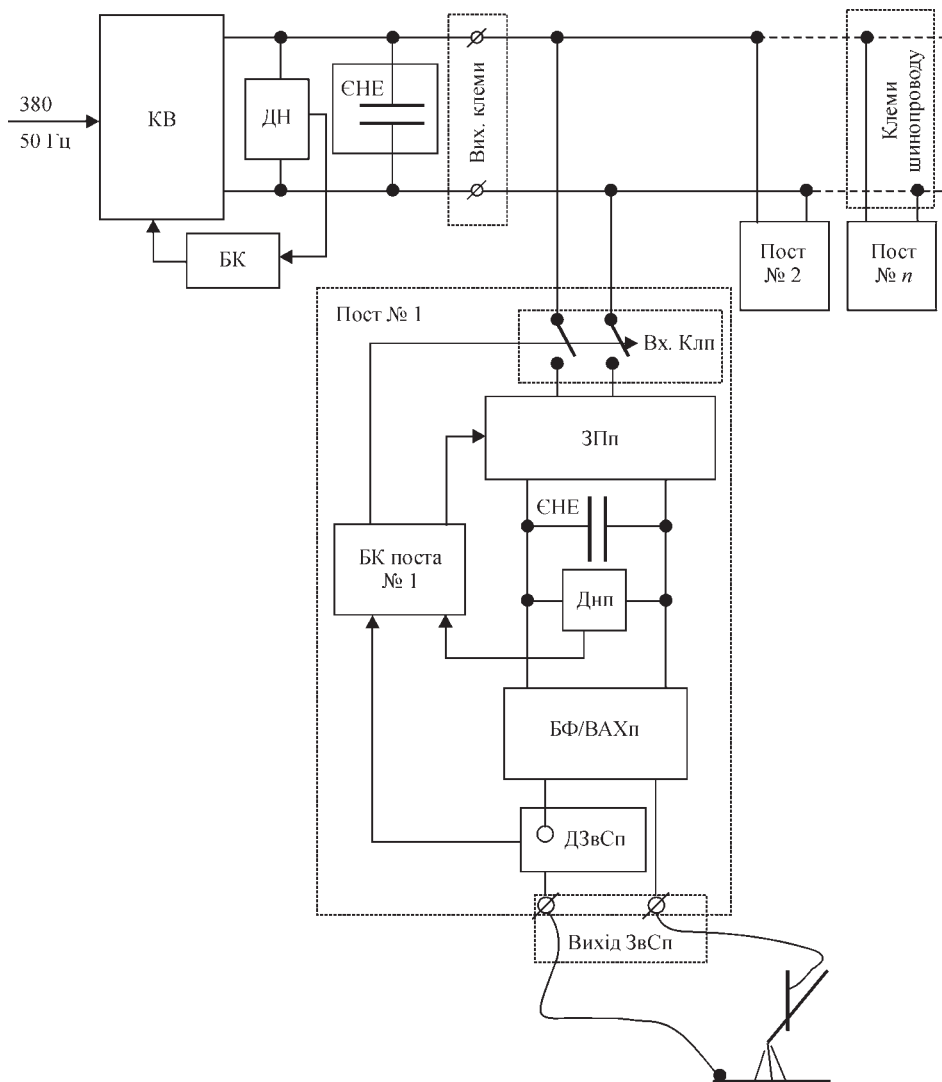


Рис. 2. Багатопостова зварювальна система з комбінованою схемою живлення постів

якого значно нижче в порівнянні з централізованою системою живлення, а на кожному пості встановлений індивідуальний накопичувач ЄНЕ/п, функція якого додаткова стабілізація живлячої напруги. Опис роботи цієї структури БЗС наводимо нижче.

Напруга промислової мережі живлення (380 В, 50 Гц) понижується до безпечного рівня силовим понижуючим трансформатором, що входить до складу керованого випрямляча КВ. Понижена напруга випрямляється та перетворюється в струм заряду накопичувача ЄНЕ. Рівень енергії накопичувача, в даному прикладі, це конденсатор, контролюється датчиком напруги ДН (визначається як $U = Q/C_n$, де C_n – ємність накопичувача; U – рівень напруги на його клеммах; Q – рівень накопиченого заряду), причому сигнал датчика напруги, який приходить на вхід блоку керування БК, встановлює таку швидкість (величину струму) заряду, при якій виконується умова $R_{з\psi}(I_{ш}) \leq R_{д}(I_{ш})$, де $R_{з\psi}$ – внутрішній опір керованого випрямляча КВ, $I_{ш}$ – струм шинопроводу, $R_{д}$ – сумарний опір зварювальних постів, які підключені до шинопроводу.

Напруга шинопроводу через силові клепи вхідного ключа поста ВхКлп підключається до зарядного пристрою поста ЗПп, виходи якого підключені до клем накопичувача поста ЄНЕ/п (батарея конденсаторів надвисокої ємності), рівень напруги на клеммах якого контролюється датчиком напруги ДНп. До клем накопичувача ЄНЕ/п підключені входи блока формування вольтамперних характеристик поста БФ/ВАХп. Величина зварювального струму, яка необхідна для виконання конкретного технологічного процесу зварювання, контролюється ДЗвСп, сигнал якого керує частотою перемикань вхідного ключа ВхКлп для підтримання необхідного рівня заряду накопичувача ЄНЕ/п, який необхідний для виконання конкретного технологічного процесу зварювання.

ЄНЕ на основі конденсаторів з подвійним електричним шаром мають істотні відмінності від класичних конденсаторів, які необхідно враховувати при їх використанні в БЗС. Однією з таких характеристик суперконденсаторів (СК) є кулонівська енергоефективність, суть якої полягає в тому, що з причини електрохімічних процесів, що супро-

воджують їх роботу, ці пристрої не можна розряджати до рівня нижче деякого наперед заданого рівня заряду. Як правило його величина складає 25...30 % від максимального рівня заряду.

Саме тому енергія, яка передається в навантагу, забезпечується частковим розрядом накопичувача. Пояснимо це простим прикладом.

$$W_3 = \frac{C_n U_3^2}{2} \text{ і } W_p = \frac{C_n U_p^2}{2}.$$

Енергія, що передається в навантагу ΔW , визначається різницею між ΔW_3 та ΔW_p :

$$\Delta W = \frac{C_n}{2} (U_3^2 - U_p^2).$$

Якщо позначити $U_p = \alpha U_3$, де α характеризує рівень напруги при розряді C_n , то отримаємо:

$$\Delta W = \frac{C_n U_3^2}{2} (1 - \alpha^2).$$

Враховуючи те, що заряд накопичувача дорівнює $Q = C_n U_3$ останній вираз можна представити наступним чином:

$$\Delta W = U_3 Q \frac{(1 - \alpha^2)}{2} = U_3 Q K_E,$$

де $K_E = \frac{(1 - \alpha^2)}{2}.$

Якщо ввести параметр γ_3 (рис. 3), який характеризує ефективність використання заряду накопичувача та позначити його співвідношенням $\gamma_3 = \frac{Q}{\Delta Q}$, то в результаті отримаємо:

$$\gamma_3 = \frac{1}{K_E} = \frac{2}{1 - \alpha^2}$$

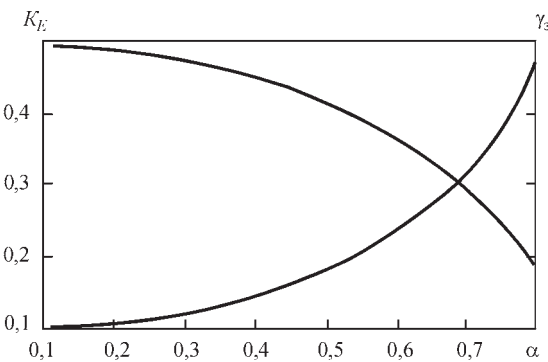


Рис. 3. Кулонівська енергоефективність накопичувачів на основі конденсаторів з подвійним електричним шаром в залежності від коефіцієнта α

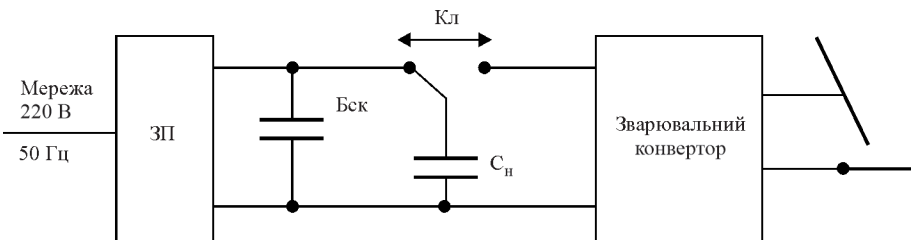


Рис. 4. Структурна схема зварювального джерела на основі перетворювачів з переносом заряду

В якості постових перетворювачів для описаних вище топологічних структур БЗС нами запропоновані і експериментально досліджені такі зварювальні модулі: пристрій для живлення неплавкого зварювального електрода [11]; пристрій для перетворення змінної напруги промислової частоти в змінну напругу довільної частоти [12] або пристрій для формування різнополярних зварювальних імпульсів струму [13].

З урахуванням викладеного вище розглянемо більш докладно реалізацію методу переносу заряду в постових конверторах.

В основі топології джерел, виконаних на базі перетворювачів з переносом заряду (ППЗ) покладений ємнісний накопичувач енергії (ЄНЕ), оснащений зарядним пристроєм (ЗП) з високими динамічними параметрами та модулем керування (МК). Останній реалізує алгоритми керування в зарядному колі ЄНЕ, а також процеси переносу заряду в зварювальному контурі.

Для того щоб функціонально зв'язати процеси, які мають місце в джерелах з переносом заряду, скористаємося наступними міркуваннями. Як відомо, заряд (g_n) у накопичувачі можна визначити виразом

$$g_n = C_n U_3,$$

де C_n – ємність накопичувача; U_3 – напруга його заряду.

З іншого боку заряд витрачається зварювальним ланцюгом:

$$g = I_{зв} t,$$

де $I_{зв}$ – зварювальний струм; t – час зварювання.

Тоді умовою існування безперервного зварювального струму буде співвідношення

$$C_n U_3 = I_{зв} t.$$

Якщо припустити, що процес перетворення енергетичного потоку проходить кожен період, тобто $t = 1/f$, то останній вираз можна привести до вигляду

$$C_n U_3 = I_{зв} / f.$$

Отже струм зварювання $I_{зв}$ визначається співвідношенням

$$I_{зв} = C_n U_3 f.$$

Вираз зварювального струму пов'язує всі основні параметри джерел на основі ППЗ. Він є базою для розрахунку всіх процесів і вузлів даного типу джерел для дугового зварювання.

Реалізація вище описаного алгоритму роботи зварювального джерела представлена на рис. 4.

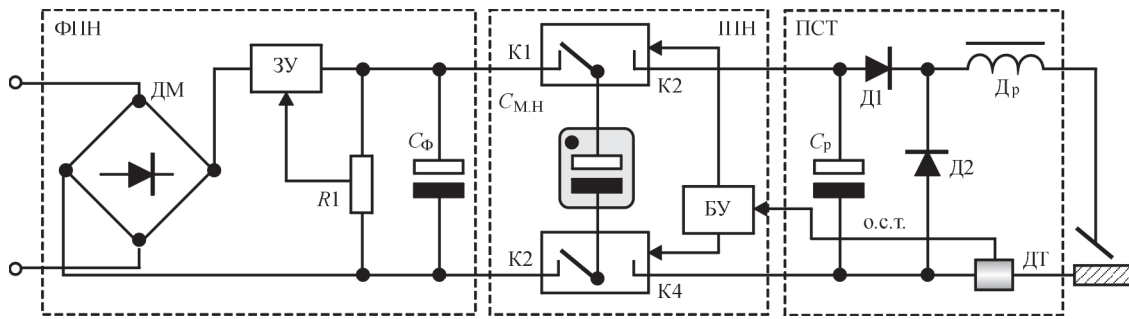


Рис. 5. Перетворювач з переносом заряду



Рис. 6. Результати експериментального дослідження постового перетворювача з переносом заряду: а – 10; б – 100 Гц

У його склад входить зарядний пристрій (ЗП), батарея суперконденсаторів (Бск), дозуючий накопичувач ($C_{\text{н}}$), який власне живить зварювальний конвертор. Вибір частоти роботи пристрою задається комутатором.

В якості практичного використання описаного вище підходу на рис. 5 показана схема джерела зварювального струму, що представляє собою топологію конвертора понижуючого типу (КПТ). Пристрій складається із трьох основних вузлів: формувача постійної напруги (ФПН), імпульсного перетворювача напруги (ІПН) і перетворювача зварювального струму (ПЗС). До складу ФПН входить випрямляч діодного моста (ДМ), зарядний пристрій (ЗУ), рівень спрацювання якого задається потенціометром $R1$ і фільтруючий конденсатор ($C_{\text{ф}}$). Імпульсний перетворювач напруги складається із молекулярного накопичувача $C_{\text{мн}}$ і блоку ключів К1-К4, алгоритм комутації яких задається блоком управління (БУ). Режим функціонування останнього визначається сигналом зворотнього зв'язку по зварювальному струму о.с.т. В ІПН реалізується відомий режим «літаючого» конденсатора, за допомогою якого забезпечується квазігальванічна розв'язка між вхідним контуром і зварювальним ланцюгом. Робота блоку ПЗС аналогічна роботі перетворювача понижуючої напруги, тому її опис ми не приводимо. Детальний опис його роботи можна знайти в [4]. Аналогічно можна реалізувати метод переносу заряду в будь-яких топологіях джерел зварювального струму.

Результати експериментального дослідження постового перетворювача, виконаного відповід-

но до схеми, представленої на рис. 5, показані на рис. 6. Наплавлення виконувалося електродами марки УОНИ-13 / Н1-БК, які зазвичай використовуються для корозійностійкої арматури. Нами використовувався режим динамічного горіння дуги на двох фіксованих частотах: а – 10 та б – 100 Гц. Зварювальні струми в обох випадках були рівні і відповідали величині в 120 А, причому був підключений режим меандру.

Висновки

На закінчення даної роботи слід зазначити, що використання ємнісних накопичувачів в структурі багатопостових зварювальних систем має комплекс позитивних результатів. До них в першу чергу відносяться:

- висока енергетична ефективність, яка обумовлена низьким внутрішнім опором суперконденсаторів;
- можливість створення різних топологічних структур багатопостових зварювальних систем в залежності від технологічних задач, які відрізняються простотою і надійністю технічної реалізації;
- забезпечення високої стабільності режимів зварювання завдяки швидкій реакції на дестабілізуючі чинники, що пов'язано з високою швидкодією постових комплексів;
- істотно покращеними параметрами електромагнітної сумісності, завдяки чому в живильну електромережу підприємств не генеруються високочастотні гармоніки.

Список літератури

- Бункин П.Я., Донской А.В. (1985) *Многопостовые сварочные системы*. Ленинград, Судостроение.
- (1986) *Оборудование для дуговой сварки. Справочное пособие*. Смирнов В.В. (ред.). Ленинград, Энергоатомиздат.
- Коротинский А.Е., Махлин Н.М., Полосков С.И. (2009) Высокоэффективные многопостовые сварочные системы с расширенными технологическими возможностями. *Сварка и диагностика*, **1**, 5–8.
- Коротинский А.Е., Махлин Н.М., Богдановский В.А. (2002) К расчету электронных регуляторов сварочного тока для многопостовых сварочных систем. *Автоматическая сварка*, **12**, 19–27.
- Андросенко В.И., Сергеевнин Б.И. (1989) А.с. СССР № 1473923. Оpubл. 23.04.89, бюл. № 15.
- Андросенко В.И., Сергеевнин Б.И. (1986) А.с. СССР № 1276453. В.И. Оpubл. 15.12.86, бюл. № 46.
- Магерль К., Биндер Ю., Штигльбаур В., Артельсмайр Б. (2013) *Способ и устройство для преобразования энергии, а также сварочный аппарат*. Пат. RU 2495734. Оpubл. 20.10.2013, бюл. № 29.
- Магерль К., Биндер Ю., Штигльбаур В., Артельсмайр Б. (2014) *Способ и устройство для преобразования энергии, а также сварочный аппарат*. Пат. RU 2507043. Оpubл. 20.02.2014, бюл. № 5.
- Патон Б.Є., Коротинський О.Є., Скопюк М.І. (2017) *Спосіб керування багатопостовою системою дугового електричного зварювання з накопичувачем*. Пат. UA № 116573. Оpubл. 25.05.2017, бюл. № 10.
- Патон Б.Є., Коротинський О.Є., Скопюк М.І. (2019) *Спосіб керування багатопостовою системою дугового електричного зварювання з накопичувачем*. Пат. UA 119296. Оpubл. 27.05.2019, бюл. № 10.
- Коротинський О.Є., Скопюк М.І., Драченко М.П., Вертецька І.В. (2015) *Пристрій для живлення неплавкого зварювального електрода*. Пат. UA № 99852. Оpubл. 25.06.2015, бюл. № 12.
- Коротинський О.Є., Скопюк М.І., Драченко М.П., Шапка В.О. (2015) *Пристрій для перетворення змінної напруги промислової частоти в змінну напругу довільної частоти*. Пат. UA № 103509. Оpubл. 25.12.2015, бюл. № 24.
- Коротинський О.Є., Скопюк М.І. (2015) *Пристрій для конденсаторного точкового зварювання*. Пат. UA 9657. Оpubл. 10.02.2015, бюл. №3.

References

- Bunkin, P.Ya., Donskoj, A.V. (1985) *Multistation welding systems*. Leningrad, Sudostroenie [in Russian].
- (1986) *Arc welding equipment: Refer. Book*. Ed. by V.V. Smirnov. Leningrad, Energoatomizdat [in Russian].
- Korotynsky, A.E., Makhlin, N.M., Poloskov, S.I. (2009) High-efficient multistation welding systems with extended technological possibilities. *Svarka i Diagnostika*, **1**, 5–8 [in Russian].
- Korotynsky, A.E., Makhlin, N.M., Bogdanovsky, V.A. (2002) About design of electronic controllers of welding current for multistation welding systems. *The Paton Welding J.*, **12**, 16-24.
- Androsenko, V.I., Sergevnin, B.I. (1989) In: USSR author's cert. 1473923. Publ. 23.04.89 [in Russian].
- Androsenko, V.I., Sergevnin, B.I. (1989) In: USSR author's cert. 1276453. Publ. 15.12.86 [in Russian].
- Magerl, K., Binder, Yu., Shtiglbaur, V., Artelsmair, B. (2013) *Method and device for energy conversion and welding apparatus*. Patent 2495734 RU. Publ. 20.10.2013 [in Russian].
- Magerl, K., Binder, Yu., Shtiglbaur, V., Artelsmair, B. (2014) *Method and device for energy conversion and welding apparatus*. Patent 2507043 RU. Publ. 20.02.2014 [in Russian].
- Paton, B.E., Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I. (2017) *Control mode of multistation arc welding system with accumulator*. Patent 116573 UA. Publ. 25.05.2017 [in Ukrainian].
- Paton, B.E., Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I. (2019) *Control mode of multistation arc welding system with accumulator*. Patent 119296 UA. Publ. 25.05.2019 [in Ukrainian].
- Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I., Drachenko, M.P., Vertetska, I.V. (2015) *Supply device for nonconsumable welding electrode*. Patent 99852 UA. Publ. 25.06.2015 [in Ukrainian].
- Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I., Drachenko, M.P., Shapka, V.O. (2015) *Device for conversion of alternating voltage of commercial frequency into alternating voltage of arbitrary frequency*. Patent 103509 UA. Publ. 25.12.2015 [in Ukrainian].
- Korotynskyi, O.E., Skopyuk, M.I. (2015) *Device for capacitor-discharge spot welding*. Patent 9657 UA. Publ. 10.02.2015 [in Ukrainian].

USE OF CAPACITIVE ENERGY STORAGES TO CREATE HIGHLY-EFFICIENT MULTISTATION WELDING SYSTEMS

O.Ye. Korotynsky, M.I. Skopyuk

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

E-mail: office@paton.kyiv.ua

The analysis of structures of multi-station sources for arc welding, designed on the base of capacitive energy storages, was carried out. Their prospects for creation of highly-efficient welding and technological systems are shown. The structures of centralized power supply systems of welding stations are considered, in which one powerful electric energy capacitor is used. A decentralized power supply system is more flexible, when the own electric energy capacitor is installed at each workplace. Its advantage consists in the fact that a standard rectifier of type VDGM can be used. For shipbuilding, a combined power supply system can be used, which implements the positive qualities of both power supply systems and provides a high quality and power efficiency of the welding process. As an example of the use of multi-station power sources, a scheme is given, which is based on the method of charge transfer. 13 Ref., 6 Fig.

Keywords: pulse-arc welding, capacitive energy storage, capacitor with double electric layer, charge transfer method, multistation welding systems, step-down converter

Надійшла до редакції 13.07.2021



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

Замовлення на книги прохання надсилати до редакції журналу.

Тел.: (044) 200-82-77, E-mail: journal@paton.kiev.ua

ІНТЕРВ'Ю З ПРЕЗИДЕНТОМ ТОВ «АПІС ХОЛДІНГ» А.І. ПАНФІЛОВИМ

Андрій Панфілов – засновник ТОВ «Стіл Ворк», президент ТОВ «АПІС ХОЛДІНГ» розповів про кризу в промисловій галузі та діяльність компаній в період боротьби з коронавірусною інфекцією COVID-19.



Андрій Іванович, які кроки Ви вживаєте зараз, щоб бізнес залишався на плаву?

Бізнес стійкий тільки тоді, коли в змозі швидко адаптуватися, міняти свої процеси і моделі при істотно мінливому зовнішньому середовищі. Ми теж розуміємо, що сьогодні так, як було вчора, вже не буде, наш ринок в Україні буде падати, складно спрогнозувати наскільки – 10...20...30 %. Ми приймаємо антикризові заходи, які полягають в різкому скороченні витрат, оптимізації оргструктури, підвищенні операційної ефективності.

Що зараз з колективом: робота в штатному режимі, відпустки за свій рахунок, звільнення?

Ми продовжуємо працювати. З огляду на карантин істотно посилили захисні заходи для персоналу. Наша основна задача – зберегти основу колективу, тих співробітників, які створюють базову цінність нашого продукту. Ми знаємо, що з осені почалася несприятлива ситуація на всіх ринках для нашої промисловості. Тому суттєво скорочуємо витрати, проводимо оптимізацію організаційної структури, це необхідно в існуючих умовах. Але зупинку ми не розглядаємо.

Які збитки несуть Ваші компанії через карантин? Наскільки впав попит?

Наші основні клієнти – це гірничо-металургійні комбінати, шахти і цементні заводи. На сьогоднішній день ми покриваємо практично всю лінійку деталей обладнання, які підлягають зносу і часто виступаємо генеральним підрядником – від проектування до здачі проекту «під ключ».

Ми зараз відчуваємо як падіння попиту на 40...50 %, так і незадовільну платіжну дисципліну, всі знаходяться в режимі очікування по капремонті, інвестиційним проектам. Ми чекали весни, але новий «чорний лебідь» вніс ще більше невідзначеностей, перспективи ринку досить туманні, як довго це триватиме в нашій країні – поки мало хто може передбачити. За прогнозами вірус буде активний в Україні до літа, а далі ми припускаємо роботу в режимі менш жорстких карантинних обмежень до року – двох. Збитки ми зараз оцінюємо...

Як вдається в складних економічних умовах утримувати ринки збуту? Які ринки для вас важливіші?

Для нас пріоритетним завжди залишається внутрішній ринок України. Разом з тим, ми активно розвиваємо свої позиції в країнах ЄС. Пріоритетними експортними напрямками є Польща, Франція, Німеччина. В першу чергу ми сфокусовані на металургійній і гірничо-видобувній галузях. Ми маємо великий досвід розробки та імплементації рішень щодо вирішення завдань підвищення зносостійкості на підприємствах України і знаємо що потрібно нашим зарубіжним клієнтам і як цього досягти. Також ми постійно шукаємо партнерів, постачальників матеріалів для наплавки, альтернативної зносостійкої продукції для спільних проектів як в Україні, так і на зарубіжних ринках.

Що Ви порекомендуєте як керівник і власник бізнесу в умовах цього карантину і кризи?

Незважаючи на все, що відбувається, потрібно працювати і продовжувати планувати свою діяльність. Зараз ми формуємо стратегію на найближчі 3–5 років з урахуванням нових обставин. Наш бізнес консервативний, він не піде в діджитал, але ми знаємо, що необхідно вдосконалювати свою роботу відносно розвитку взаємин з клієнтами, перебудовувати свою бізнес-модель під їх актуальні завдання, випереджати в чомусь ринок, створювати передумови до створення нових трендів на нашому ринку.

Ми на ринку в нашому бізнесі вже більше 20-ти років і переживали не одну кризу, це завжди болісно, але ми ставимося як до чергової її прояви і не робимо з цього катастрофи. Ми концентруємося на тому, на що можемо вплинути, що в наших силах змінити, що точно від нас залежить. І зі свого боку намагаємося цю філософію поширювати і на наших партнерів.



НОВА ГЛАВА В ІСТОРІЇ ПІДПРИЄМСТВА STEEL WORK

Представники компанії Sandvik Ukraine і Steel Work підписали Угоду про надання дилерства в Україні по ряду перспективних видів продуктів. У їх число увійшли: наземне бурове обладнання, буровий інструмент, запчастини та сервіс наземного бурового обладнання, підземне обладнання.

Зустріч пройшла в українському представництві Sandvik в Києві за участю керівника регіонального представництва Sandvik Ukraine Олександра Демченка і менеджера з продажу Анатолія Хілла з боку Sandvik, а також радника по комунікації з ключовими клієнтами Андрія Панфілова, директора з інвестицій Андрія Богатирьова і начальника відділу продажів Євгена Буркацького з боку Steel Work.

Переговори тривали близько року і були цілком побудовані на взаємному інтересі. Sandvik відома своїми унікальними технологіями створення матеріалів з підвищеними параметрами ходимості і високої зносостійкості, що збігається з основним напрямком діяльності підприємства Steel Work – комплексні рішення в сфері захисту технологічного обладнання від різних видів зносу.

В рамках обговорення положень Угоди були розроблені етапи та інструменти, необхідні для досягнення загальних цілей. В першу чергу це стосується розвитку нових компетенцій в продажах гірського устаткування і сервісу. Високотехнологічний якісний сервіс передбачає формування штату інженерів з обслуговування обладнання, що і являє собою перший етап – навчання персоналу при повній підтримці від фахівців Sandvik. Супервайзінг як він є, з підтримкою безперервного спілкування, взаємний обмін інформацією, кон-

троль і направлення дій Steel Work по виконанню плану розвитку дилерства, а також допомога при ремонтах обладнання з наданням консультацій від фахівців Sandvik.

Дана Угода про дилерство – це колосальний крок вперед для обох компаній. Sandvik – найбільша світова високотехнологічна науково-інженерна компанія, яка є синонімом якісного обладнання в області гірничих робіт, різання металів, матеріалознавства, відмінною рисою якої є наявність одних з найвищих стандартів бізнесу в світі. І якщо за свою полуторавекову історію Sandvik міцно зміцнили позиції на світовому ринку, то ринок України для них – новий вектор розвитку і нові можливості. Природно, що представники такої компанії на внутрішньому ринку України повинні відповідати заданому рівню, володіти необхідними компетенціями та мати досвід роботи з гірничодобувними підприємствами.

Для Steel Work робота в цій області є специфічною, тому що раніше компанія такий сервіс не надавала і продажем такого обладнання не займалася. Втім, зустріч зі складними завданнями анітрохи не зупиняє, адже є розуміння потенціалу, можливостей і компетенцій, а також наявність багаторічних партнерських відносин Steel Work по частині роботи з ГЗК.

Зустріч закінчилася під девізом: нам цікаво, нам потрібно, ми можемо. Компанія Steel Work безмежно вдячна представництву Sandvik в Україні за надану довіру і за те, що бачать в компанії потенціал для успішної діяльності на ринку України, а тобто розцінюють як ефективних гравців.

20.08.2021

За матеріалами пост-релізу компанії

ВИКОРИСТАННЯ БІМЕТАЛЕВИХ ЛИСТІВ SWIP ДЛЯ ЗАХИСТУ ВІД ЗНОСУ У ВЕНТИЛЯТОРНІЙ ТЕХНІЦІ

Питання екології у наш час стоїть перед всім світом особливо гостро. У широких масштабах пануючу позицію займає тенденція декарбонізації, але кожна велика подія складається з маленьких кроків, які роблять локальні підприємства.

Гірничо-збагачувальні підприємства – це великий комплекс складних структурних елементів, кожен з яких перманентно експлуатується в умовах інтенсивного зносу. Серед поширених функціональних елементів обладнання гірничо-збагачувального та металургійного виробництва є тягодуттєві пристрої (ТДП), які задіяні на операціях транспортування, повітрообміну, нагнітання тощо,

відповідно є рушійним елементом систем усунення продуктів згорання з котлів та витяжних труб.

Під впливом газоабразивного потоку який, в залежності від місця розташування пристрою та технологічного призначення комунікації, може відрізнятися гранулометричним та хімічним складом завислих часток, в першу чергу саме поверхневий шар ТДП піддається найбільшому руйнуванню. Лопатки та несучий (центральный) диск нагнітачів і вентиляторів також піддаються інтенсивному абразивному зносу, що носить нерівномірний характер, а вирішальним фактором, що визначає термін експлуатації багатьох деталей та вузлів, є саме опірність контактних поверхонь

знос. Інтенсивність останнього залежить від відповідності структури та властивостей матеріалу характеру руйнуючих впливів, що супроводжують роботу відповідних машин і механізмів.

Було вивчено джерела з питання покращення якості та властивостей окремих елементів ТДП про шляхи вдосконалення існуючих способів підвищення опірності газоабразивному зносу контактних поверхонь зазначених деталей, а також визначення резервів у збільшенні міжремонтних періодів їх роботи. У дослідженні бралися до уваги результати прямих замірів втрати геометричних розмірів зносу елементів захисту (лопаток і накладок несучого диску) вентиляторів та нагнітачів до моменту настання їх заміни (відновлення).

Підхід у дослідженні був задіяний комплексний, тому що знос лопаток у різних ТДП не є типовим і повторюваним, а розуміння машини та особливостей конкретних видів визначають оптимальні варіанти підвищення ресурсу зазначених деталей. Це обумовлено в першу чергу рядом технічних особливостей в залежності від виду машини: радіальні (відцентрові) та осьові тягодуттєві пристрої за конструкцією одностороннього або двостороннього типів за способом всмоктування газів, за призначенням – вентиляторів та димотягів. Іншим важливим фактором є розмір частинок, який, в залежності від ступеню і способу очистки пилу, що проходить вздовж центрального диску, може досягати 100 мкм у понад 73 % випадків. Втім, найбільш небезпечними для поверхневої стійкості деталей ТДП виявляються частинки розмірами більше ніж 50 мкм. За інших рівних параметрів газопилового потоку визначальним може виявитися спосіб фільтрації: при переході від мокрої фільтрації до сухої (використовуючи електрофільтр) стійкість деталей до ремонту або заміни зростає у декілька разів.

Процес зношення починається з найменших дефектів поверхневого шару (нерівності, западини, поверхневі тріщини, місцеві випини тощо). Спочатку зношується вхідна кромка лопатки зі сторони патрубку всмоктування. Проведені заміри лопатки ультразвуковим товщиноміром УТ-31 показали знос вхідної кромки до повного її руйнування — лопатка зменшилася на 30 мм в довжину. Через такий знос відбулося розкриття основного металу лопатки, тому і подальше зношування деталі відповідно прискорилося. При виготовленні ТДП на поверхню лопатки та захисної накладки несучого диску зазвичай наноситься зносостійкий шар порошковим дротом типу 500Х27. Такий же матеріал застосовується при накладанні облицювального шару зварного шва між деталями. Критичним для подальшої експлуатації є знос наплавленого шару до 3 мм (25 % товщини лопатки).

Для попередження зносу та збільшення терміну служби ТДП за рахунок зниження абразивного зносу окремих елементів їх проточних частин застосо-

вують ряд заходів, таких як поверхневе зміцнення перед експлуатацією та в ремонтний період, використання додаткових лопаток тощо. Найпоширенішим з них залишається поверхневе зміцнення нанесенням сплаву типу Сормайт з використанням електродів типу Т-590 й Т-620. За такою схемою ефективно наносити шари металу товщиною, що буде сумірна з втратою геометрії деталей, кваліфікуватиметься неприпустимою і вимагатиме ремонту. Зважаючи на різний режим роботи ТДП, надтемпературу, та нерівномірний характер зношування, слід надавати перевагу диференційованому підходу під час вибору складу металу, що наплавляється, тобто при нормальних температурах слід надавати перевагу матеріалу 450Х30, а при підвищених — 500Х22Б7. Рівень зносостійкості також визначається мікротвердістю карбідів у складі наплавленого металу, кількістю карбідів на одиницю площі, густиною кристалічної ґратки, твердістю матриці тощо. З інших рівних умов чим вище твердість карбідів, тим вище зносостійкість наплавленого металу.

Нанесення при відновленні або початковому зміцненні матеріалів з комбінованою системою легування, з диференціацією внесення карбідів по зонах зносу, може підвищити ресурс роботи деталей ТДП. Крім однозначного лідера за мікротвердістю – карбиду ніобію, для найбільш інтенсивно зношуваних зон доцільним буде також застосування карбиду вольфраму, що має велику однорідність і практично не спричиняє тріщин у наплавлених шарах.

Оскільки одним з напрямків роботи підприємства є наплавлення біметалевих листів, було розглянуто один спосіб захисту від зносу – використання при виготовленні лопаток з листів із зносостійким шаром біметалевих листів, двокомпонентного матеріалу, що складається з низьковуглецевої (низьколегованої) сталі в якості основи, а також зносостійкого наплавленого шару, який виконується з матеріалу, адаптованого до вимог експлуатації. Як електродний наплавний матеріал для виробництва біметалевих листів використовується і порошковий дріт, і порошкова стрічка, а наплавлена поверхня деталей забезпечує високу твердість та зносостійкість при різних температурах – і нормальних, і підвищених.

Стає зрозумілим, що у разі виконання футерування деталей ТДП біметалом, прикріпленого до несучого (центрального) диску зазвичай зварюванням, в місцях прилягання лопатки та захисних накладок центрального та покривного диску (якщо такі необхідні за умовами експлуатації) зі сторони наплавленого шару поверхню необхідно захищати зносостійким шаром, аналогічним наплавленому шару біметалевого футерування, або матеріалом з більшим опором зносу.

*ЄВДОКИМОВ А.В., ТОВ «Стіл Ворк»
ПЕРЕМІТЬКО В.В., Дніпровський державний
технічний університет*

ПЕРЕДПЛАТА 2022

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

*Вартість з урахуванням доставки рекомендованою банделоллю.

** Журнал «The Paton Welding Journal» містить статті, отримані від авторів з усього світу і вибірково перекладі на англійську мову статей з журналів «Автоматичне зварювання», «Сучасна електрометалургія», «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

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

Передплата на електронну версію журналів.

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

Передплата через сайт видавництва:

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

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

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

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

На сайті видавництва у 2022 р. доступні для вільного копіювання випуски журналів з 2007 по 2020 рр.



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



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



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

РЕКЛАМА В ЖУРНАЛАХ

Реклама публікується на обкладинках і внутрішніх вклейках журналів.

Перша сторінка обкладинки – 200x200 мм.

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

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

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

Розміри журналів після обрізу 200x290 мм.

Всі файли в форматі IBM PC, кольорова модель CMYK, 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>