

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

05
2020

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Берднікова О.М., Костін В.А., Позняков В.Д., Гайворонський О.А., Алексеєнко Т.О., Алексеєнко І.І. Структура та тріщиностійкість спеціальних сталей з вмістом вуглецю 0,25...0,31 % в умовах імітації термічних циклів зварювання..... 3

Скрябінський В.В., Нестеренков В.М., Русиник М.О., Страшко В.Р. Вплив режиму електронно-променевого зварювання, термічної обробки і пластичної деформації на міцність з'єднань алюмінієвого сплаву 1570 10

Бабінець А.А., Рябцев І.О., Лентюгов І.П., Рябцев І.І., Демченко Ю.В., Панфілов А.І. Проблеми та перспективи наплавлення зносостійких шарів на мідь та мідні деталі (Огляд)..... 16

Щетинін С.В., Щетиніна В.І., Десятський С.П. Підвищення тріщиностійкості бандажованих опорних валків при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії..... 25

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Нестеренков В.М., Русиник М.О., Берднікова О.М., Матвійчук В.А., Страшко В.Р. Мікроструктура зразків титанового сплаву марки Ti6Al4V, отриманих методом пошарового електронно-променевого наплавлення дротом 31

Лобанов Л.М., Махлін Н.М., Попов В.Є., Оліяненко Д.С., Ковалюк О.В. Автоматичне дугове зварювання при виготовленні та відновлювальному ремонті трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС 37

Прокоф'єв О.С., Губатюк Р.С., Письменний О.С., Римар С.В., Пантелеймонов Є.О. Розробка індукторів для об'ємної та поверхневої термічної обробки зварних стиків залізничних рейок 45

Масючок О.П., Юрженко М.В., Колісник Р.В., Кораб М.Г. Адитивні технології полімерних матеріалів (Огляд)..... 53

ІНФОРМАЦІЯ

Установки ЕПЗ для гранульної металургії 61

Дуплексні нержавіючі сталі 62

По закордонним журналам 65

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Berdnikova O.M., Kostin V.A., Pozdnyakov V.D., Gaivoronskii O.A., Alekseenko T.O., Alekseenko I.I. Structure and crack resistance of special steels with 0.25...0.31 % carbon under the conditions of simulation of thermal cycles of welding 3

Skryabinsky V.V., Nesterenkov V.M., Rusynuk M.O., Strashko V.R. Effect of mode of electron beam welding, heat treatment and plastic deformation on strength of joints of aluminum 1570 alloy 10

Babinets A.A., Ryabtsev I.O., Lentyugov I.P., Ryabtsev I.I., Demchenko Yu.V., Panfilov A.I. Problems and prospects of surfacing copper and copper parts by wear-resistant layers (Review) 16

Shchetinin S.V., Shchetinina V.I., Desyatskii S.P. Improvement of crack resistance of banded support rolls at high-speed surfacing with low energy input 25

INDUSTRIAL

Nesterenkov V.M., Rusynuk M.O., Berdnikova O.M., Matviychuk V.A., Strashko V.R. Microstructure of titanium alloys produced by the method of layered electron beam surfacing using the wire of grade Ti6Al4V 31

Lobanov L.M., Makhlin N.M., Popov V.Ye., Oliyanenko D.S., Kovalyuk O.V. Automatic arc welding in manufacture and renovation repair of pipe elements of spirals of high-pressure heaters of NPP power units 37

Prokof'ev O.S., Gubatyuk R.S., Pysmenii O.S., Rymar S.V., Panteleimonov Ye.O. Development of inductors for bulk and surface heat treatment of welded butt joints of railway rails 45

Masyuchok O.P., Yurzhenko M.V., Kolisnyk R.V., Korab M.G. Additive technologies of polymeric materials (Review) 53

INFORMATION

EBW equipment for granular metallurgy 61

Duplex stainless steels 62

According to foreign welding journals 65



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:
Б.Є. Патон (головний редактор),
С.І. Кучук-Яценко (заст. гол. ред.),
В.М. Ліподаєв (штатний заст. гол. ред.)
О.М. Берднікова, Ю.С. Борисов,
В.В. Книш, В.М. Коржик, І.В. Кривцун,
Ю.М. Ланкін, Л.М. Лобанов,
С.Ю. Максимов, М.О. Пашин,
В.Д. Позняков, І.О. Рябцев,
К.А. Ющенко;
В.В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків;
В.В. Квасницький, Є.П. Чвертко,
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ;
М.М. Студент, Фізико-механічний інститут
ім. Г.В. Карпенка НАНУ, Львів;
М. Зініград, Аріельський університет, Ізраїль;
У. Райсген, Інститут зварювання та з'єднань,
Аахен, Німеччина;
Я. 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 6302, 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

Передплатний індекс 70031.

12 випусків на рік (видається щомісячно).

Друкована версія: 2400 грн. за річний комплект
з урахуванням доставки рекомендованою банделорією.

Електронна версія: 2400 грн. за річний комплект
(випуски журналу надсилаються електронною поштою
у форматі .pdf або для IP-адреси комп'ютера
передплатника надається доступ до архіву журналу).

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

Founders

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

Address

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU
03150, Ukraine, Kyiv-150,
11 Kasymyr Malevych Str.
Tel.: (38044) 200 6302, 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

Subscription index 70031.

12 issues per year (issued monthly), back issues available.
\$180, subscriptions for the printed (hard copy) version,
air postage and packaging included.

\$150, subscriptions for the electronic version
(sending issues of Journal in pdf format
or providing access to IP addresses).

«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.

СТРУКТУРА ТА ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ СПЕЦІАЛЬНИХ СТАЛЕЙ З ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ 0,25...0,31 % В УМОВАХ ІМІТАЦІЇ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ

О.М. Берднікова, В.А. Костін, В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, Т.О. Алексеєнко, І.І. Алексеєнко

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

Вивчено вплив термодформаційного циклу зварювання на структурно-фазові перетворення в металі зони термічного впливу броньової сталі типу 30X2H2MФ з різним вмістом вуглецю (0,25; 0,29 та 0,31 %). На наступному етапі вивчено структурні зміни модельних зразків-імітаторів з вмістом вуглецю 0,31 % при різних швидкостях охолодження (3,8; 12,5 та 21 °C/c) та характер їх руйнування після випробування на вигин. В результаті проведених досліджень встановлено, що структура, яка забезпечує оптимальний рівень міцності та в'язкості руйнування, формується при використанні низьких швидкостей охолодження (нижче 3,8 °C/c). Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: спеціальна високоміцна сталь, термодформаційний цикл зварювання, термокінетичні діаграми перетворення, зона термічного впливу, мікроструктура, характер руйнування, тріщиностійкість

В середині минулого століття спеціальна броньова техніка виготовлялася переважно з сталей систем легування: Cr–Mn–Mo, Cr–Ni–Mn–V, Cr–Ni–Mn–Mo та ін., що містили 0,7...1,5 % Mn, 0,7...2,5 % Cr, 1,1...3,0 % Ni, 0,1...0,2 % V, 0,2...0,6 % Mo та вуглець 0,25...0,5 %, [1]. Подальший розвиток спеціальних сталей йшов шляхом оптимізації їх хімічного складу та використання спеціальних режимів термічної обробки, що дозволило збільшити твердість, межу міцності та знизити вміст вуглецю і сірки, зменшити ризики утворення холодних тріщин. Основною структурною складовою цих сталей є структура відпущеного мартенситу. Такі сталі є високоміцними сталями з $\sigma_{0,2} \geq 1300$ МПа та $\sigma_b \geq 1500$ МПа.

В даний час при виготовленні зварних вузлів і корпусів колісної броньової техніки широко застосовуються термозміцнені високоміцні сталі, леговані Cr, Ni, Mn, Mo з вмістом вуглецю від 0,25 до 0,50 %, які додатково мікролеговані V, Al, B. Залежно від призначення спеціальні сталі можуть мати середню ≥ 2850 МПа, підвищену ≥ 3350 МПа та високу ≥ 3630 МПа твердість, яку вони набувають після відповідної термічної обробки [2, 3].

Одна з основних вимог, що пред'являється до зварних з'єднань зі спеціальних сталей, полягає в тому, що твердість металу зони термічного впливу (ЗТВ) з'єднань повинна бути не нижче твердості основного металу. Оскільки після зварювання конструкції з зазначених сталей не гартуються, а піддаються низькотемпературному відпуску, то стає очевидним, що необхідні показники твердості металу ЗТВ повинні формуватися після зварювання.

Відомо [4, 5], що механічні властивості металу визначаються його структурним складом. Крім того, формування структури в металі ЗТВ зварних з'єднань залежить не тільки від хімічного складу сталей, а й від температурно-часових режимів охолодження – термічних циклів зварювання. При певних умовах, коли метал після нагрівання охолоджується з малою швидкістю, він може знеміцнюватися. А з підвищенням швидкості охолодження його твердість і статична міцність, як правило, збільшуються.

Однак зварні з'єднання високоміцних середньовуглецевих легованих сталей схильні до утворення холодних тріщин. Це пов'язано з формуванням в металі ЗТВ гартівних структур і залишкових напружень [6–9]. Для зменшення ризику утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях цих сталей використовують локальний попередній підігрів. З одного боку, це дозволяє управляти кінетикою фазових перетворень і формувати структури з підвищеною стійкістю до утворення холодних тріщин, а з іншого – створювати умови для активної десорбції водню з металу зварного з'єднання. Але у ряді випадків зварювання високоміцних спеціальних сталей з вмістом вуглецю більше 0,25 % С стає нерозв'язною проблемою для багатьох розробників конструкцій броньової техніки.

Разом з тим, проблеми у розробці нових високоміцних сталей для броньованої техніки все ще залишаються актуальними. Так, останнім часом при виготовленні корпусів легкоброньованої техніки зі сталі типу 30X2H2MФ у ряді випадків спостерігаються наявні дефекти у зоні зварного з'єднання ще до їх використання [10]. Це вказує на те, що проблема отримання якіс-

них зварних з'єднань може бути пов'язана не тільки з технологічними особливостями зварювання броньових сталей, але і з якістю самої сталі – однорідністю її структури, хімічного складу, наявністю дефектів.

Для з'ясування можливих обставин появи неякісних зварних з'єднань корпусів броньової техніки для української армії потрібно досконально визначити структурний стан сталі, що використовується при виробництві, у стані постачання та можливі структурно-фазові зміни, які відбуваються під час зварювання цієї сталі. Необхідно також врахувати достатньо широкий діапазон вмісту вуглецю (від 0,25 до 0,35 %) , що притаманний цій сталі.

Також вагомим чинником, що обумовлює надійність технічних засобів з броньових сталей, є стійкість проти крихкого руйнування, що зазвичай оцінюється за критеріями механіки руйнування.

Тому основною метою роботи було оцінка впливу термодетормацийних циклів зварювання (ТДЦЗ) на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ броньової сталі, визначення її хімічної та структурної неоднорідності та встановлення взаємозв'язку між структурою, що формується, та схильністю до крихкого руйнування (тріщиностійкістю) цієї сталі з різним вмістом вуглецю.

Матеріали та методики досліджень. На першому етапі роботи досліджували структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ броньової

сталі типу 30Х2Н2МФ з різним вмістом вуглецю (табл. 1) при імітації ТДЦЗ з використанням комплексу «Gleeble 3800» [11, 12]. Відповідно до методу, застосовували циліндричні зразки сталі діаметром 6,0 мм та довжиною 80 мм, які нагрівали в вакуумі до температури 1250 °С. Цикли імітації вибирали згідно з встановленими параметрами термічного циклу у ЗТВ зварних з'єднань товщиною 20 мм при механізованому зварюванні в середовищі захисних газів. У відповідності до цього швидкість нагрівання зразків на комплексі «Gleeble 3800» складала приблизно 210 °С/с в інтервалі температур 20...1200 °С, швидкість охолодження $w_{6/5} = 2,5...30$ °С/с в інтервалі температур 600...500 °С. При вивченні кінетики розпаду аустеніту температуру початку і кінця перетворення визначали по дотичній до дилатометричної кривої, а співвідношення фаз, що утворилися в результаті перетворення, методом випадкової січної [13].

На другому етапі дослідження вивчали структурні зміни та характер руйнування броньової сталі з вмістом вуглецю 0,31 % в залежності від швидкості охолодження ($w_{6/5} = 3,8, 12,5$ та 21 °С/с) з використанням комплексу методів досліджень: світлової металографії (Versamet-2, Neophot-32) та аналітичної растрової мікроскопії (SEM-515, фірми «PHILIPS», Нідерланди). Зображення реєстрували за допомогою цифрової камери «Olympus».

Таблиця 1. Хімічний склад броньової сталі з різним вмістом вуглецю, мас. %

Матеріал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P
Броньова сталь	0,25	1,24	0,71	1,68	2,20	0,24	<0,02	0,18	0,032	0,019	0,007	0,01
	0,29	0,78	0,73	1,68	2,0	0,30	<0,02	0,18	0,036	0,016	0,009	0,012
	0,31	93,3	1,16	0,74	1,16	2,26	0,3	0,2	0,04	0,024	0,01	0,016

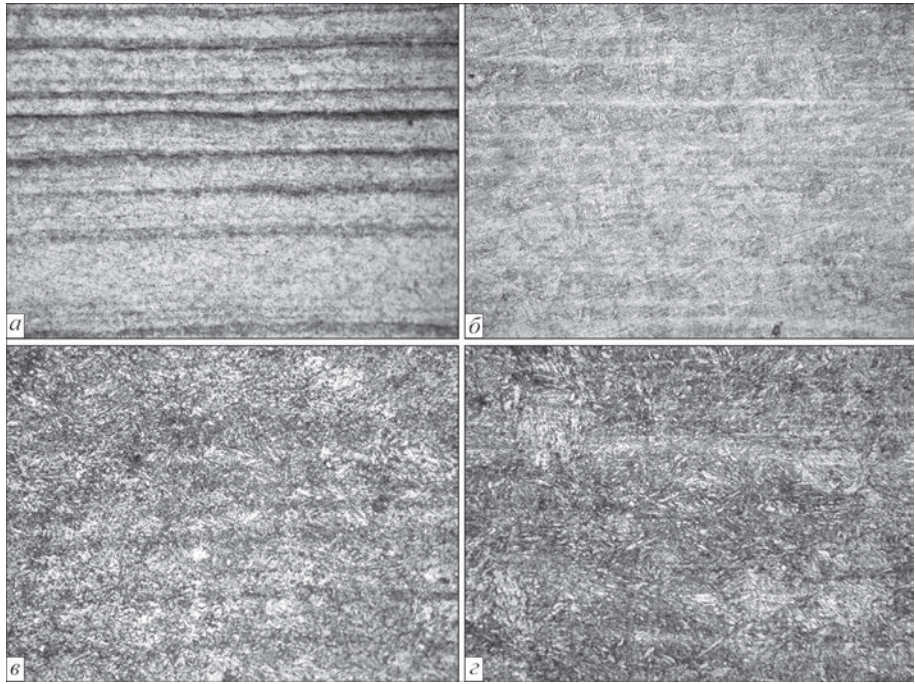


Рис. 1. Структура основного металу броньової сталі з різним вмістом вуглецю, % C: а – 0,25; б – 0,29; в, з – 0,31 (×200, при друку зменшено в 2 рази)

Мікротвердість структурних складових та інтегральну мікротвердість металу ЗТВ вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «Леко» при навантаженні відповідно 100 г ($HV_{0,1}$) та 1 кг (HV_1) за ГОСТ 2999–75.

Результати експериментів та їх аналіз. Для основного металу броньової сталі з вмістом вуглецю 0,25 % в стані поставки без термообробки (ТО) характерна текстура прокату, структура представлена переважно бейнітом верхнім (рис. 1, а). Інтегральна твердість металу становить $HV_1 = 2830...2960$ МПа.

Під дією ТДЦЗ структура металу змінюється. Узагальнені результати досліджень впливу швидкості охолодження на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ зварних з'єднань броньової сталі з вмістом вуглецю 0,25 % представлені на рис. 2, а у вигляді термкінетичної діаграми перетворення переохолодженого аустеніту. Як показали проведені дослідження, в діапазоні швидкостей охолодження $w_{6/5} = 2,5...30$ °C/с перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,25 % відбувається виключно в мартенситній області. Температура початку мартенситного перетворення складає 360 °C, за-

кінчення – 150 °C (рис. 2). Також слід зазначити, що при збільшенні швидкості охолодження розміри пакетів мартенситу зменшуються від 34 до 12,5 мкм, а інтегральна твердість HV_1 зростає від 3680 до 5070 МПа.

Дослідження броньової сталі з вмістом вуглецю 0,29 % (в стані після ТО) показали, що текстура прокату в металі виявляється не так різко, як в сталі без ТО. Структура металу більш однорідна, являє собою дисперсний мартенсит (рис. 1, б), інтегральна твердість металу становить $HV_1 = 4420...4560$ МПа. Узагальнені результати досліджень впливу швидкості охолодження на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ зварних з'єднань сталі з вмістом вуглецю 0,29 % представлено на рис. 2, б у вигляді термкінетичної діаграми перетворення переохолодженого аустеніту.

В металі ЗТВ броньової сталі з вмістом вуглецю 0,29 % перетворення переохолодженого аустеніту в діапазоні швидкостей охолодження $w_{6/5} = 2,5...30$ °C/с також відбувається в мартенситній області, як і в попередньому випадку. На відміну від сталі з вмістом вуглецю 0,25 %, в сталі з вмістом вуглецю 0,29 % температура початку мартенситного перетворення дещо нижче і скла-

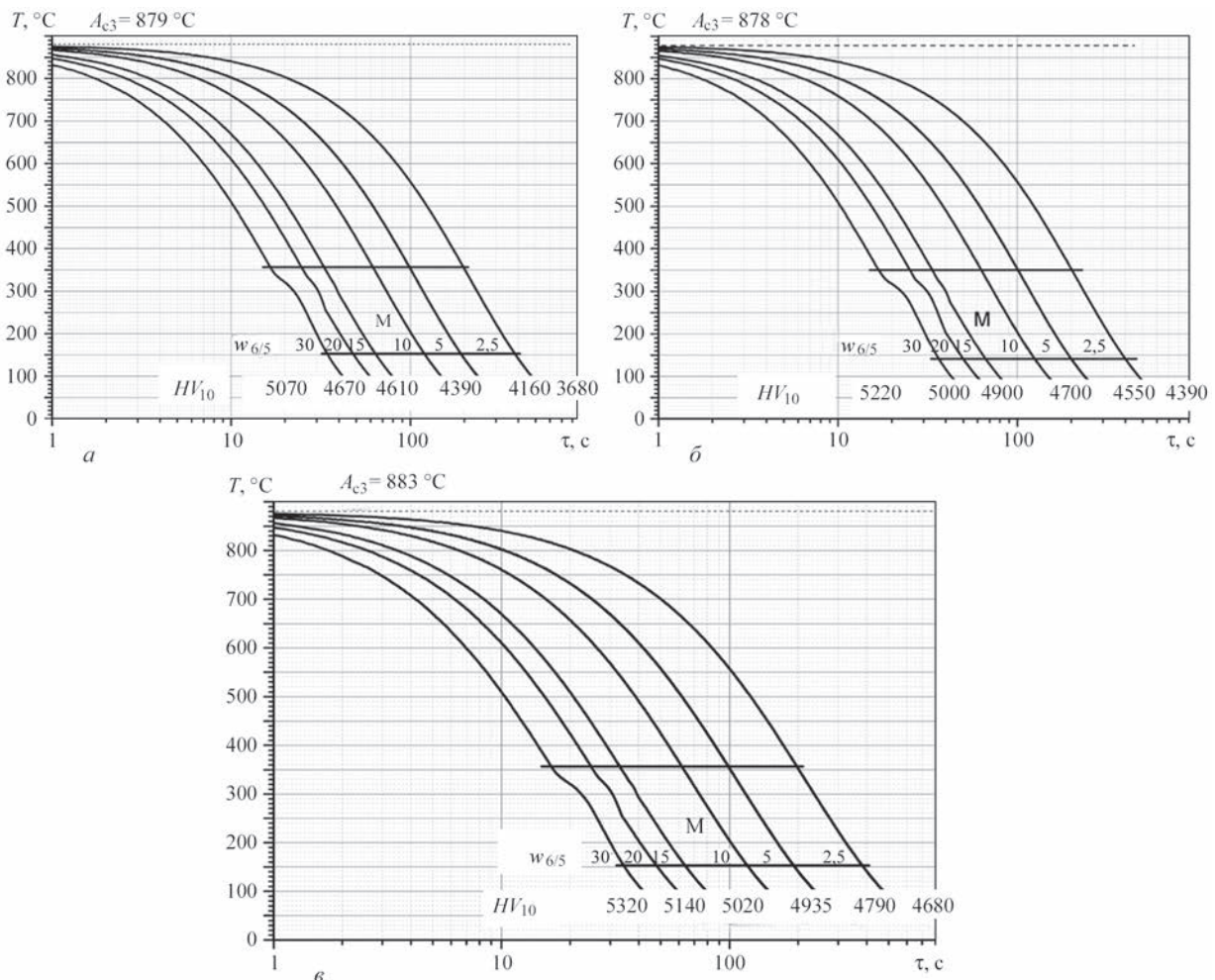


Рис. 2. Термкінетична діаграма перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ броньової сталі з вмістом вуглецю, %: а – 0,25; б – 0,29; в – 0,31

дає 350 °С, закінчення – 140 °С (рис. 2, а, б). При підвищенні швидкості охолодження розмір пакетів мартенситу зменшується в середньому від 35,6 до 12,5 мкм, інтегральне значення мікротвердості при цьому збільшується від 4390 до 5420 МПа.

Результати проведених досліджень показують, що на відміну від сталі, вміст вуглецю в якій складає 0,25 %, в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,29 % мартенситна структура підвищеної твердості і міцності формується при швидкості охолодження $w_{6/5} \geq 15$ °С/с.

Дослідженнями броньової сталі з вмістом вуглецю 0,31 % в стані поставки (без ТО) показано, що формується структура переважно верхнього бейніту при невеликій кількості нижнього бейніту (рис. 1, е). Після ТО (гартування та низькотемпературний відпуск) структура сталі змінюється і складається з мартенситу та нижнього бейніту (рис. 1, з).

Таким чином, в розглянутому діапазоні швидкостей охолодження перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,31 % відбуваються виключно в мартенситній області. Незалежно від швидкості охолодження зразків мартенситне перетворення починається при температурі 360 °С, а закінчуються при температурі 150 °С (рис. 2, в). З підвищенням швидкості охолодження розмір пакетів мартенситу зменшується, як і в попередніх випадках, в середньому від 34 до 12,5 мкм.

З метою детального вивчення структурно-фазових змін у зразках-імітаторах броньової сталі в залежності від швидкості охолодження ($w_{6/5} = 3,8; 12,5$ та 21 °С/с) були проведені дослідження сталі з 0,31 % С методами світлової та скануючої елек-

тронної мікроскопії. При металографічних дослідженнях були вивчені структури: бейніту, мартенситу, їх параметри – розмір пакетів (D_n), об’ємна частка структур (V_v , %), що формуються в металі ділянки перегріву ЗТВ, а також відповідні зміни мікротвердості (табл. 2).

Встановлено, що при збільшенні швидкості охолодження від $w_{6/5} = 3,8$ до $12,5$ °С/с та $w_{6/5} = 21$ °С/с збільшується об’ємна частка мартенситу при зменшенні частки бейнітної складової, подібні структури (в 2 рази зменшується розмір пакетів) та збільшені (в середньому на 13 %) мікротвердості (табл. 2, рис. 3).

Для оцінки тріщиностійкості металу ЗТВ зразків броньової сталі при різних швидкостях охолодження $w_{6/5}$ були проведені дослідження впливу структурних факторів на характер руйнування в умовах випробувань при зовнішньому навантаженні на трьохточковий вигин. Механічними випробуваннями показано, що найбільший показник в’язкості руйнування – критичний коефіцієнт інтенсивності напружень $K_{Ic} = 110$ МПа·м^{1/2} металу отримано при швидкості охолодження $w_{6/5} = 3,8$ °С/с (табл. 3). При збільшенні швидкості охолодження до $w_{6/5} = 12,5$ та 21 °С/с значення K_{Ic} знижується. Такі зміни показника в’язкості руйнування пов’язані з впливом швидкостей охолодження на структурно-фазові зміни в металі досліджуваних зразків, а саме зменшенням кількості нижнього бейніту та збільшенням кількості мартенситної складової.

Після механічних випробувань було проведено детальний фрактографічний аналіз структури зламів зразків з урахуванням типів руйнування та параметрів елементів мікрорельєфу поверхні

Таблиця 2. Структурні параметри: розмір пакетів (D_n); об’ємна частка (V_v , %); мікротвердість (HV) структурних складових в металі ЗТВ зразків броньової сталі (0,31 % С) при різних швидкостях охолодження ($w_{6/5}$)

Параметр	Швидкість охолодження $w_{6/5}$, °С/с		
	3,8	12,5	21
V_v , %*	88...90 % М 10...12 % Б _н	93...95 % М 5...7 % Б _н	95...98 % М 3...5 % Б _н
D_n , мкм	35...80	20...70	15...50
HV , МПа	4420 (Б _н) 4980...5600 (М)	4880 (Б _н) 5030...6060 (М)	4800 (Б _н) 5360...6810 (М)

*Об’ємну частку структурних складових визначено методом трансмісійної електронної мікроскопії (цей матеріал увійде у наступну публікацію).

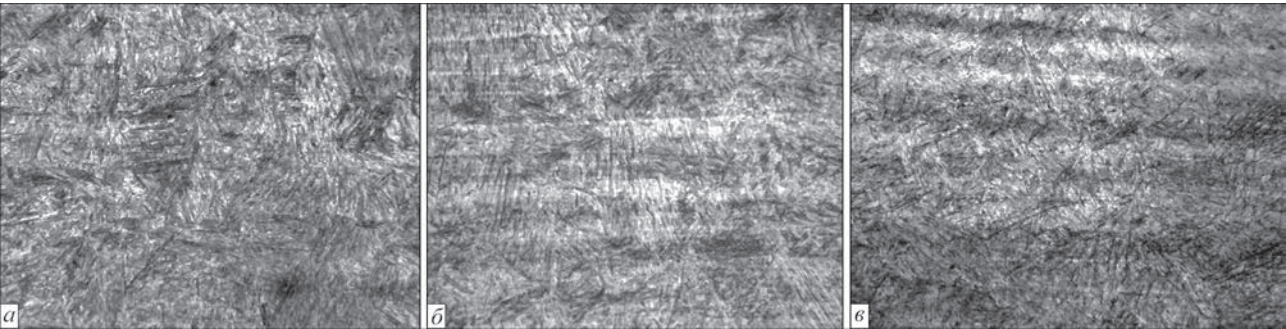


Рис. 3. Мікроструктура (×500) металу ЗТВ модельних зразків броньової сталі, охолоджених при різних швидкостях $w_{6/5}$, °С/с: а – 3,8; б – 12,5; в – 21

Таблиця 3. Результати випробувань на в'язкість руйнування броньової сталі (0,31 % С) при різних швидкостях охолодження ($w_{6/5}$)

Критичний коефіцієнт інтенсивності напружень	Швидкість охолодження $w_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{с}$		
	3,8	12,5	21
$K_{Ic}, \text{МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$	110	85	70

руйнування за характерними зонами зламів: зона втомної тріщини (біля надрізу); зона магістрального руйнування; зона долому (рис. 4–6).

Фрактографічними дослідженнями зразка, отриманого при швидкості охолодження $w_{6/5} = 3,8 ^\circ\text{C}/\text{с}$, встановлено, що в зоні втомної тріщини рівномірний тип квазікрихкого руйнування з розміром фасеток квазісколу $d_{\phi} = 2...7 \text{ мкм}$ та локальними ділянками в'язкої складової ($d_{\text{я}} = 2...5 \text{ мкм}$), рис. 4, а, б. При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно ($V_{\text{ч}} = 90 \%$) в'язкий з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...4 \text{ мкм}$ (рис. 4, в, г). Для зони магістральної тріщини характерна присутність одиничних вторинних тріщин довжиною $L_{\text{тр}} = 10...15 \text{ мкм}$ (рис. 4, д). В зоні долому також в'язкий тип руйнування з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...7 \text{ мкм}$ (рис. 4, е).

При збільшенні швидкості охолодження зразка до $w_{6/5} = 12,5 ^\circ\text{C}/\text{с}$ встановлено, що в зоні втомної тріщини квазікрихке руйнування з розміром фасеток квазісколу $d_{\phi} = 3...10 \text{ мкм}$ та локальни-

ми ділянками в'язкої складової ($d_{\text{я}} = 2...5 \text{ мкм}$), рис. 5, а, б. При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно в'язкий ($V_{\text{ч}} = 75...80 \%$) з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...6 \text{ мкм}$ (рис. 5, в, г, д), вторинні тріщини відсутні. В зоні долому – в'язкий тип руйнування з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...8 \text{ мкм}$ (рис. 5, е).

При $w_{6/5} = 21 ^\circ\text{C}/\text{с}$ в зоні втомної тріщини рівномірний тип квазікрихкого руйнування з розміром фасеток квазісколу $d_{\phi} = 3...15 \text{ мкм}$ та вторинними тріщинами довжиною $L_{\text{тр}} = 10...15 \text{ мкм}$, їх об'ємна частка складає $V_{\text{ч}} = 2\%$ (рис. 6, а–в). При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно в'язкий ($V_{\text{ч}} = 70 \%$) з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...6 \text{ мкм}$ (рис. 6, г, д). В зоні магістральної тріщини характерна присутність одиничних вторинних тріщин довжиною $L_{\text{тр}} = 8...15 \text{ мкм}$ (рис. 6, д). В зоні долому також в'язкий тип руйнування з розміром ямок $d_{\text{я}} = 2...8 \text{ мкм}$ (рис. 6, е).

Таким чином, встановлено, що при $w_{6/5} = 3,8...21 ^\circ\text{C}/\text{с}$ в зоні втомної тріщини характер руйнування квазікрихкий. Але в зоні магістрального розвитку тріщини при збільшенні швидкості охолодження характер руйнування змінюється: зменшується об'ємна частка в'язкого руйнування (від $V_{\text{ч}} = 90$ до 70%). На ділянках квазікрихкого руйнування ($V_{\text{ч}} = 10...30 \%$) збільшується розмір

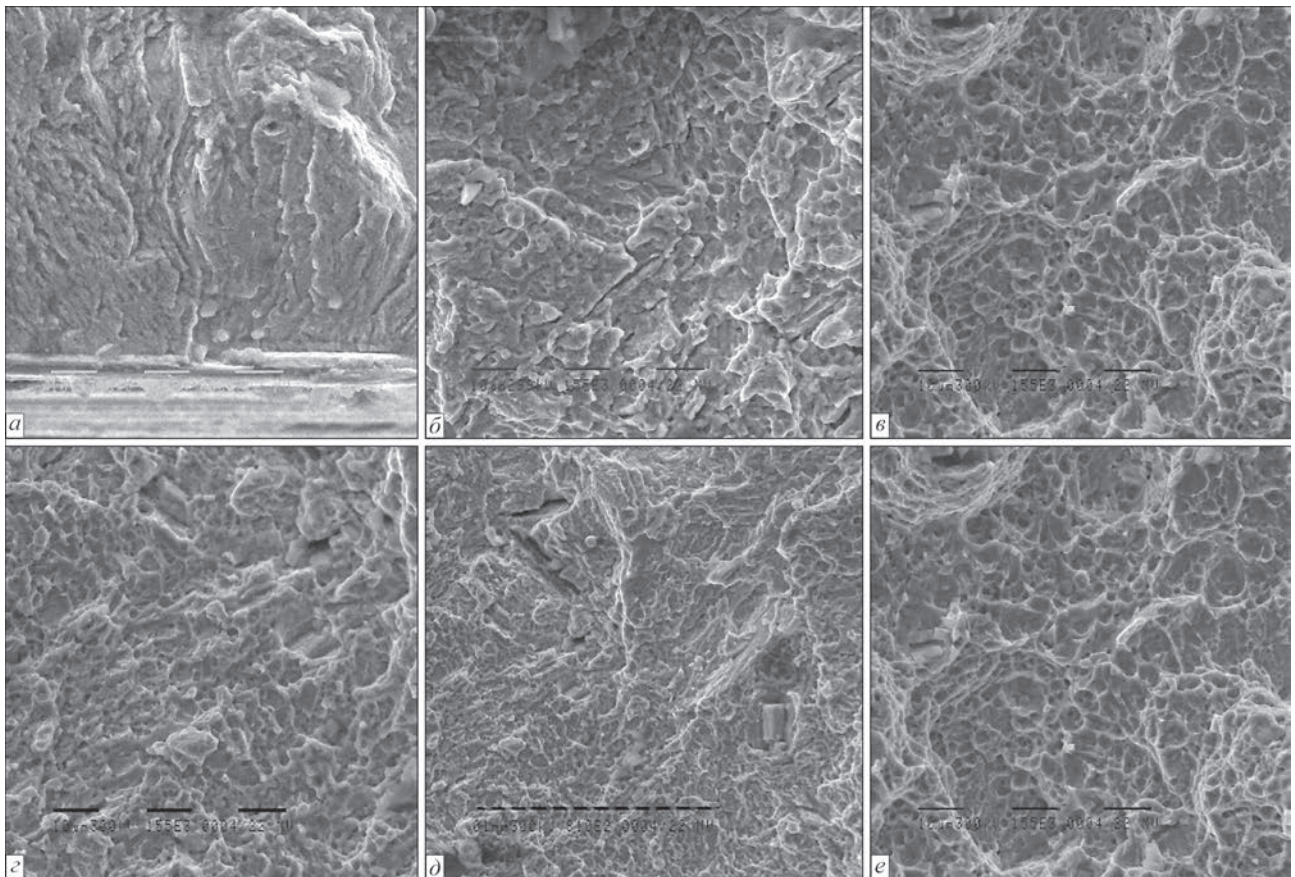


Рис. 4. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ($w_{6/5} = 3,8 ^\circ\text{C}/\text{с}$): а, б – в зоні втомної тріщини; в, г, д – в зоні магістрального розвитку тріщини; е – в зоні долому (а–г, е – $\times 1550$; д – $\times 810$)

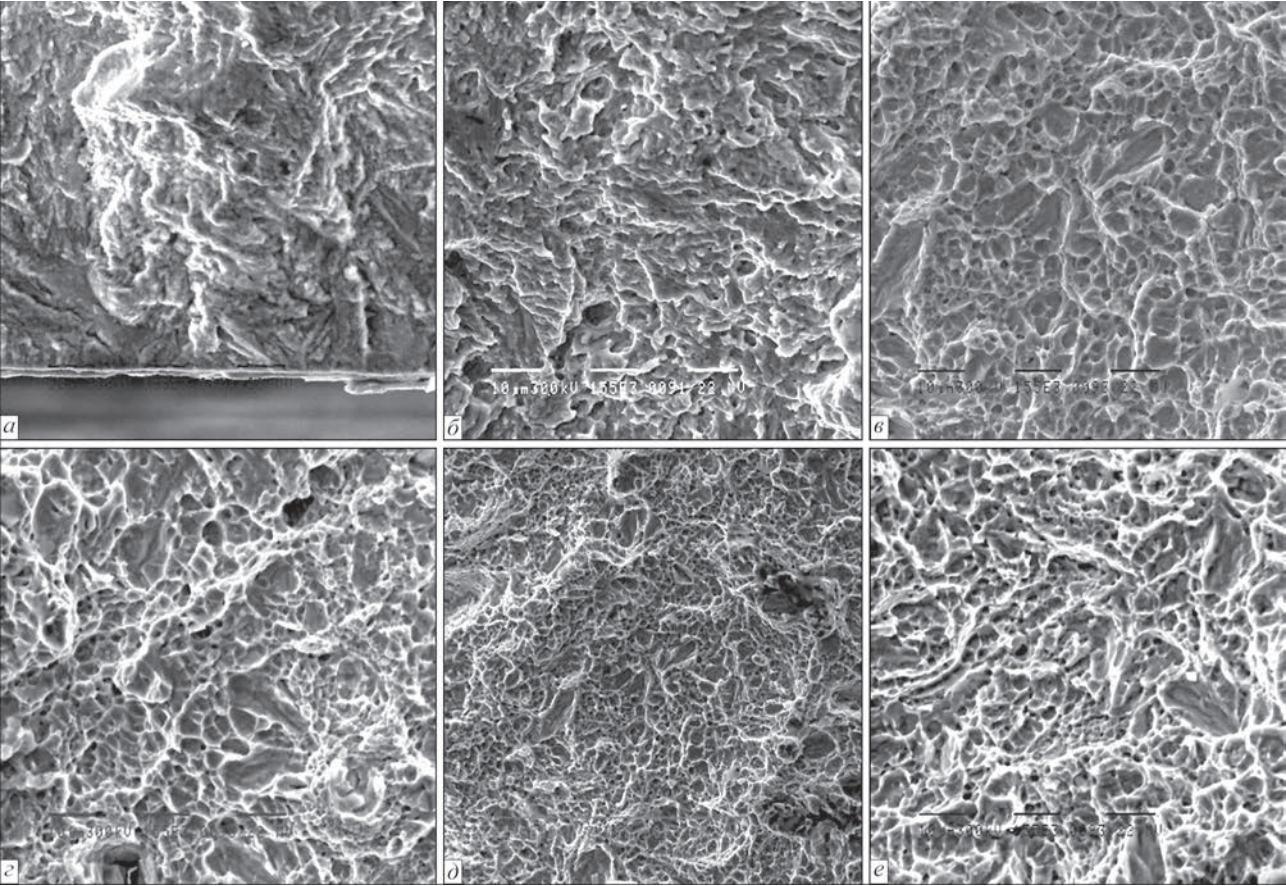


Рис. 5. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ($w_{6/5} = 12\text{ }^{\circ}\text{C/s}$): *a, б* – в зоні втомної тріщини; *в, г, д* – в зоні магістрального розвитку тріщини; *е* – в зоні долому (*a–г, е* – $\times 1550$; *д* – $\times 810$)

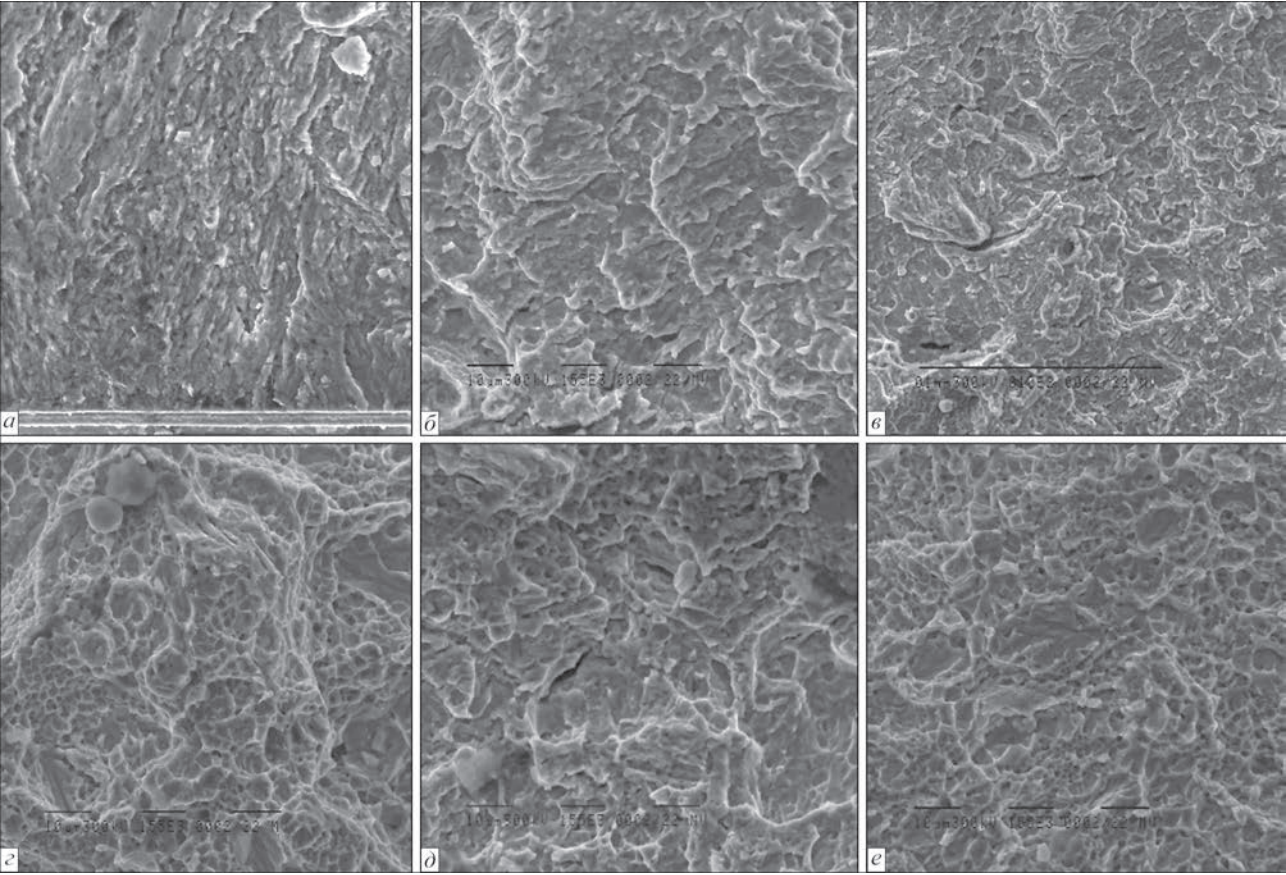


Рис. 6. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ($w_{6/5} = 21\text{ }^{\circ}\text{C/s}$): *a–в* – в зоні втомної тріщини; *г, д* – в зоні магістрального розвитку тріщини; *е* – в зоні долому (*a–б, г–е* – $\times 1550$; *в* – $\times 810$)

фасеток квазісколу при наявності на поверхні руйнування вторинних тріщин.

В результаті, фрактографічними дослідженнями встановлено, що оптимальна структура броньової сталі типу 30X2H2MФ з точки зору фазового складу, мікротвердості та мінімальних параметрів елементів рельєфу поверхні руйнування, при максимальній об'ємній частці в'язкої складової досягається при охолодженні металу ЗТВ зі швидкістю $w_{6/5} = 3,8$ °C. Це пов'язано зі збільшенням кількості нижнього бейніту та зменшенням кількості мартенситної складової.

Висновки

Встановлено, що в умовах імітації термічних циклів зварювання ($w_{6/5} = 2,5 \dots 30$ °C/c) броньової сталі типу 30X2H2MФ з вмістом вуглецю 0,25...0,31 % в середовищі захисних газів перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ відбувається виключно з утворенням бейнітно-мартенситної структури.

Підвищення швидкості охолодження (до $w_{6/5} = 21$ °C/c) при зварюванні броньової сталі (0,31 % C) призводить до зниження коефіцієнта в'язкості руйнування від 110 до 70 МПа·м^{1/2}, що обумовлено збільшенням мартенситної складової (до 97...98 %) при зростанні мікротвердості металу.

Оптимальна дрібнозерниста мартенсито-бейнітна структура металу броньової сталі (0,31 % C) з точки зору фазового складу, мікротвердості, мінімальної об'ємної частки квазікрихкого руйнування при механічних випробуваннях на в'язкість руйнування, формується при швидкості охолодження металу $w_{6/5} = 3,8$ °C/c, що забезпечує тріщиностійкість металу.

Список літератури/ References

1. Отрошенко В. (2005) Пусть крепчает броня, пусть совершенствуются танки. *Металл бюллетень. Украина*, **10**.
Otroshchenko, V. (2005) Let armour become stronger and tanks be improved. *Metall Bulletin, Ukraine*, **10** [in Russian].

2. Каширский Ю. В., Колосков М. М. (2000) Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки. *Тяжелое машиностроение*, **4**, 12–19.
Kashirsky, Yu.V. (2000) Information bank on mechanical engineering materials and modes of treatment. *Tyazholoe Mashinostroenie*, **4**, 12–19 [in Russian].
3. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. (1985) *Специальные стали*. Москва, Металлургия.
Goldshtejn, M.I., Grachev, S.V., Veksler, Yu.G. (1985) *Special steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Kuchuk-Yatsenko S.I., Grigorenko G.M., Novikova D.P et al. (2007) Effect of energy input on ductile properties of flash butt welded joints in steel X70. *The Paton Welding J.*, **6**, 2–6.
5. Гуляев А.П. (1960) *Термическая обработка стали*. Москва, Машгиз.
Gulyaev, A.P. (1960) *Heat treatment of steel*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
6. Seo J.S., Kim H.J., Ryoo H.S. (2008) Microstructure parameter controlling weld metal cold cracking. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **27**, 199–202.
7. Стеренбоген Ю.А. (1986) Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **6**, 5–8.
Sterenbogen, Yu.A. (1986) Some factors determining resistance of HAZ metal of martensitic steels to cold crack formation. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 5–8 [in Russian].
8. Skulsky V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12–17.
9. Гайворонский А.А., Саржевский В.А., Гордонный В.Г. (1997). Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38Х2МЮА. *Автоматическая сварка*, **4**, 20–24.
Gajvoronsky, A.A., Sarzhevsky, V.A., Gordonny, V.G. (1997) Weldability of medium-carbon alloyed steel 38Kh2MYuA. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 20–24 [in Russian].
10. Костин В. А., Григоренко Г. М., Позняков В. Д. (2019) Особенности формирования структуры металла ЗТВ сварных соединений зарубежных специальных сталей. *Сварочное производство*, **12**, 50–56.
Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Poznyakov, V.D. (2019) Peculiarities of HAZ metal structure formation of welded joints of foreign special steels. *Svarochn. Proizvodstvo*, **12**, 50–56 [in Russian].
11. Grigorenko, G.M., Kostin V.A., Orlovsky V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22–24.
12. Черепин В.Т. (1968) *Экспериментальная техника в физическом металловедении*. Киев, Техника.
Cherepin, V.T. (1968) Experimental technique in physical materials science. Kiev, Tekhnika [in Russian].
13. Кример Б.И. Панченко Е.В., Шишко Л.А. и др. (1966) *Лабораторный практикум по металлографии и физическим свойствам металлов и сплавов*. Москва, Металлургия.
Krimer, B.I., Panchenko, E.V., Shishko, L.A. et al. (1966) *Laboratory practical work on metallography and physical properties of metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

STRUCTURE AND CRACK RESISTANCE OF SPECIAL STEELS WITH 0.25...0.31 % CARBON UNDER THE CONDITIONS OF SIMULATION OF THERMAL CYCLES OF WELDING

O.M. Berdnikova, V.A. Kostin, V.D. Pozdnyakov, O.A. Gaivoronskii, T.O. Alekseenko, I.I. Akekseenko
E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

The impact of thermodeformational cycle of welding on structural-phase transformations in the HAZ metal of armour steel of 30Kh2NMF type with different carbon content (0.25; 0.29 and 0.31%) was studied. At the next stage, structural changes in model samples – simulators with 0.31 carbon at different cooling rates (3.8; 12.5 and 21 C/s) and nature of their fracture after bend testing were studied. As a result of the performed studies, it was established that the structure ensuring the optimum level of strength and fracture toughness, forms when low cooling rates are used (below 3.8 C/s). 13 Ref., 3 Tabl., 6 Fig.

Keywords: special high-strength steel, thermodeformational welding cycle, thermokinetic transformation diagrams, heat-affected zone, microstructure, fracture mode, crack resistance

Надійшла до редакції 24.02.2020

ВПЛИВ РЕЖИМУ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО ЗВАРЮВАННЯ, ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ І ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА МІЦНІСТЬ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1570

В.В. Скрыбінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, В.Р. Страшко

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

Вивчали вплив швидкості гартування металу шва у процесі ЕПЗ і температури подальшої термічної обробки на міцність зварних з'єднань алюмінієвого сплаву 1570. Швидкість «гарту» металу шва вимірювали, опускаючи термопару в рідкий метал зварювальної ванни. При збільшенні швидкості зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с швидкість «гарту» зростає від $5 \cdot 10^4$ до $1 \cdot 10^4$ °C/с і подальша термічна обробка зварних з'єднань збільшує їх міцність до рівня міцності основного металу штампованих напівфабрикатів сплаву 1570. Встановлено, що при електронно-променевому зварюванні швидкість зварювання а, отже, і швидкість «гарту» не впливають на рівень міцності термічно оброблених з'єднань. Оптимальним режимом термічної обробки є штучне старіння, при температурі 350 °C і тривалості 1 год. Підвищити міцність зварних з'єднань сплаву 1570 до рівня міцності прокатаних плит можливо за допомогою холодної пластичної деформації на 30 % або деформацією на 20 % з подальшим штучним старінням. Бібліогр. 10, табл. 3, рис. 9.

Ключові слова: електронно-променеве зварювання, алюмінієвий сплав, зварні з'єднання, швидкість зварювання, термообробка, міцність

Скандій є найбільш ефективним зміцнювачем та модифікатором алюмінієвих сплавів серед інших рідкоземельних металів. Основною перешкодою для широкого застосування скандію в металургії завжди була його висока вартість. Проте розвиток нових технологій вилучення скандію та виробництва лігатур Al–Sc уможливило створення промислових алюмінієвих сплавів системи Al–Mg, легованих скандієм [1].

Високоміцний алюмінієвий сплав 1570 розроблений на основі добре відомого сплаву АМг6. Основна відмінність сплаву 1570 від АМг6 полягає в тому, що він додатково легований елементом скандієм у кількості 0,15...0,35 %. Введення 0,5 % Sc у сплав Al-6,5 % Mg дає підвищення $\sigma_{\text{в}}$ в 1,5 рази, $\sigma_{0,2}$ в два рази, досягаючи 430 та 260 МПа відповідно [2]. Основне підвищення міцності йде при введенні невеликих добавок скандію (0,2 %). Рівень властивостей міцності сплаву 1570 в значній мірі залежить від виду напівфабрикату і може коливатися в межах від 370 до 450 МПа для $\sigma_{\text{в}}$ та від 240 до 340 МПа для $\sigma_{0,2}$. Чим вище ступінь деформації при обробці тиском і чим нижче температура обробки тиском, тим вище рівень властивостей міцності. Максимальну міцність мають сильно деформовані холоднокатані листи, а мінімальну – масивні гарячедеформовані напівфабрикати, отримані з малим ступенем деформації [3]. Одна з причин позитивного впливу скан-

дію на характеристики міцності сплавів системи Al–Mg – стабільність, отриману в результаті обробки тиском нерекристалізованої структури, яка обумовлена утворенням вторинних частинок фази Al_3Sc , що виділяються при нагріванні і деформації з пересиченого твердого розчину. Друга причина зміцнення – безпосередня зміцнююча дія частинок фази Al_3Sc [4]. Навіть невеликі добавки скандію (0,15 %) викликають різке підвищення температур початку та кінця рекристалізації [5]. Міцність сплавів Al-6,5 % Mg–Sc залишається практично однакою до початку рекристалізації, а після її початку змінюється незначно.

Сплави систем Al–Mg–Sc відносять до групи термічно не зміцнюваних, тому що вони не піддаються термічній обробці у вигляді «гарту» і подальшого старіння. Однак, технологічні параметри виробництва напівфабрикатів сплаву 1570 вибирають таким чином, щоб вже при литті злитків забезпечити максимальний перехід скандію в пересичений твердий розчин (тобто гартування) і регламентований розпад цього розчину при наступних нагріваннях (тобто старіння) [6]. Переважний режим штучного старіння визначено в роботі [7], де вивчався вплив температури старіння на твердість та електроопір сплавів Al–Mg–Sc. Було встановлено, що штучне старіння при температурах 150...200 °C супроводжується незначним підвищенням твердості. У разі підвищення

*Під «гарту» автори розуміють надшвидку кристалізацію.

В.В. Скрыбінський – <https://orcid.org/0000-0003-4470-3421>, В.М. Нестеренков – <https://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, М.О. Русиник – <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>, В.Р. Страшко – <https://orcid.org/0000-0001-6852-3551>

© В.В. Скрыбінський, В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, В.Р. Страшко, 2020

температури старіння до 250...350 °С спостерігається ефективно зміцнення сплавів. Максимальні значення твердості досягаються після штучного старіння при 350 °С протягом 0,5...1 год. Розпад аномально пересиченого скандієм твердого розчину характеризується високою температурою, коротким інкубаційним періодом та високою стабільністю властивостей при нагріванні до 300 °С. Дані про режими термічної обробки, що зміцнює зварні з'єднання, отримані за допомогою ЕПЗ, в літературі відсутні.

При зварюванні метал шва не піддається обробці тиском і єдиним фактором, що впливає на фіксацію скандію в пересиченому твердому розчині а, отже, і здатність переплавленого металу зміцнюватися при штучному старінні, є швидкість «гарту», тобто в нашому випадку, швидкість охолодження металу зварювальної ванни безпосередньо перед кристалізацією. На дослідних сплавах Al–Mg–Sc, при утриманні скандію 0,4...1,0 % встановлено, що при швидкості «гарту» 10² °С/с скандій частково переходить в пересичений твердий розчин, а частково кристалізується у вигляді інтерметалідів. При швидкості «гарту» 10⁵ °С/с в пересичений твердий розчин переходить значно більше скандію, що сприяє зростанню щільності виділень зміцнюючої фази Al₃Sc, утвореної в процесі старіння, в 10² разів [8, 9]. Використовуючи для зварювання таке висококонцентроване джерело нагріву як електронний промінь, можна в широких межах змінювати швидкість зварювання, змінюючи при цьому швидкість охолодження металу зварювальної ванни, тобто швидкість «гарту». Таким чином, ми, ймовірно, зможемо змінювати кількість скандію, що фіксується в твердому розчині, що дозволить впливати на міцність зварних з'єднань після подальшого штучного старіння.

Метою даної роботи є визначення швидкості «гарту» металу шва при ЕПЗ алюмінієвого сплаву 1570, а також температури штучного старіння і ступеня пластичної деформації зварних з'єднань, що забезпечують максимальне підвищення їх міцності.

Представляло інтерес визначити залежність реальної швидкості охолодження металу зварювальної ванни перед кристалізацією (яка для сплаву 1570 буде швидкістю «гарту» металу шва) від швидкості зварювання. Експерименти проводили при ЕПЗ плит алюмінієвого сплаву АМгб (найбільш близького за хімічним складом до сплаву 1570), товщиною 15 мм. Режими зварювання були підібрані таким чином, щоб забезпечити гарантоване проплавлення з формуванням рівномірного посилення шва. У хвостову частину зварювальної ванни занурювали спай хромель-алюмелевої

термопар і записували її показники самописним приладом. Записували безпосередньо температуру зварювальної ванни, а миттєву швидкість охолодження визначали як тангенс кута нахилу дотичної до графіка функції температури в точці, що нас цікавить. З метою зменшення інерційності вимірювань діаметр дроту для виготовлення термопар вибирали мінімально можливий (0,1 мм). Показання термопар записували самописним приладом типу НЗ38. Швидкість протягання стрічки становила 100 мм/с. Схема проведення експерименту показана на рис. 1.

Електронним променем 1 зварювали плити сплаву АМгб з формуванням зварного шва 2. Термопару 3 закріплювали на кінці коромисла 4, розташованого таким чином, що в нижньому положенні кінця коромисла спай термопар опинявся зануреним в рідкий метал ванни на осі зварного шва. Коромисло знаходилося в рівновазі під дією пружини 6 з одного боку і сталевго дроту 5, що утримує, з іншого. Термопару 3 під'єднували до самописного приладу 7. Перед проведенням експерименту термопару 3 піднімали, повертаючи коромисло 4 на кут близько 45° по відношенню до площини плит, що зварюються, розтягуючи пружину 6 і фіксуючи це положення закріпленням кінця дроту 5, що тримає. У цьому положенні схема вимірювання температури зварювальної ванни була готова до роботи. При зварюванні електронний промінь в момент перетину дроту, що тримає, перерізував його, і коромисло під дією пружини опускало спай термопар в хвостову частину зварювальної ванни. Точність опускання регулювали положенням дроту, що тримає, щодо спаяної термопар, виходячи з реальних розмірів зварювальної ванни, виміряних експериментально для різних режимів зварювання. Незважаючи на деяку примітивність схеми вимірювань, вдалося не тільки записати криві охолодження металу шва, а й зафіксувати на них горизонтальні площини, які свідчать про виділення прихованої теплоти кристалізації. Криві охолодження металу зварю-

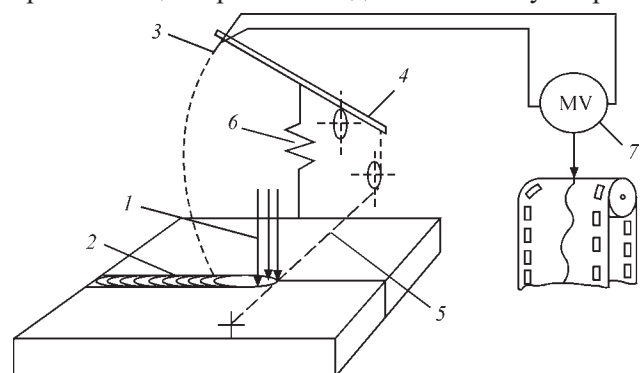


Рис. 1. Схема вимірювання температури металу зварювальної ванни: 1 – електронний промінь; 2 – зварний шов; 3 – термопара; 4 – коромисло; 5 – дріт, що тримає; 6 – пружина; 7 – самописний прилад

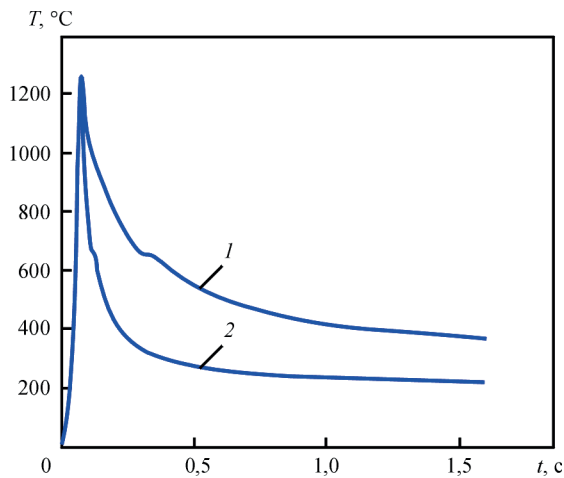


Рис. 2. Приклади експериментально виміряних кривих охолодження металу зварювальної ванни при ЕПЗ сплаву АМгб з різними швидкостями: 1 – 5,6; 2 – 16,8 мм/с

вальної ванни і зварного шва для різних швидкостей ЕПЗ зображено на рис. 2.

Як видно з рис. 2, на початку кривої спостерігається різкий стрибок температури від 20 до 1200 °С. Далі температура знижується за експоненційним законом. За отриманими кривими розраховували швидкості охолодження металу зварювальної ванни перед кристалізацією (рис. 3). При підвищенні швидкості зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с (від 10 до 60 м/год) швидкість охолодження збільшується з $5 \cdot 10^2$ до $1 \cdot 10^4$ °С/с. Необхідно врахувати, що похибка, обумовлена інерційністю схеми вимірювання температури, могла вплинути лише в бік заниження реальних швидкостей охолодження. У зв'язку з цим будемо вважати ці швидкості охолодження мінімальними та при ЕПЗ сплаву 1570 називати їх швидкостями «гарту» металу шва.

Дослідження впливу швидкості «гарту» металу шва на міцність зварних з'єднань проводили на штампованих плитах сплаву 1570 товщиною 30 мм. Експерименти проводили на електронно-променевої зварювальній установці УЛ-209М з джерелом живлення ЕЛА 60/60 з напругою

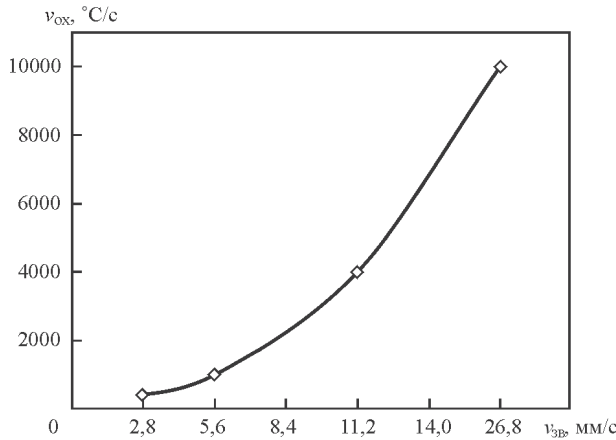


Рис. 3. Залежність швидкості охолодження металу зварювальної ванни перед кристалізацією від швидкості зварювання при ЕПЗ сплаву АМгб

60 кВ. При ЕПЗ струм променя і струм фокусування вибирали з умови гарантованого проплавлення і формування зворотного валика шва. Використовували кругову розгортку променя діаметром 1,5 мм та частотою 600 Гц. Вибрали дві швидкості зварювання: 2,8 та 16,8 мм/с, що відповідають мінімальній та максимальній швидкостям, які використовуються в промисловості при ЕПЗ високоміцних алюмінієвих сплавів [10]. Зовнішній вигляд зварних швів показано на рис. 4.

Поперечні шліфи зварних з'єднань показано на рис. 5.

Зварні шви мають ширину близько 3 мм при практично паралельних межах зони проплавлення в центральній та нижній частинах. З боку входу променя спостерігається збільшення ширини зони проплавлення до 4,5 мм для швидкості зварювання 16,8 та до 6 мм для швидкості 2,8 мм/с. При швидкості зварювання 16,8 мм/с шов має рівномірне посилення з лицьового боку і з боку кореня, а при зварюванні зі швидкістю 2,8 мм/с з

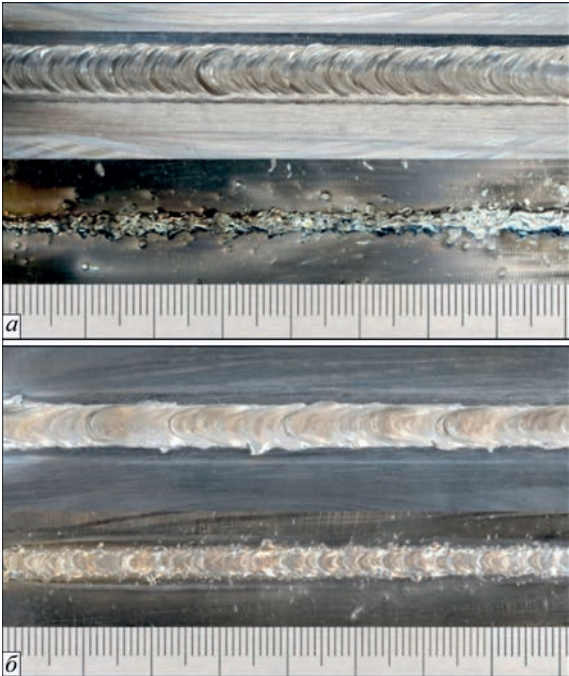


Рис. 4. Лицьова сторона та корінь шва зразків зі штамповок сплаву 1570 товщиною 30 мм, зварених зі швидкостями 2,8 (а) та 16,8 мм/с (б)



Рис. 5. Поперечні шліфи з'єднань плит сплаву 1570, зварених зі швидкістю 2,8 (а) та 16,8 мм/с (б)

Таблиця 1. Хімічний склад основного металу та металу шва штампованого напівфабрикату сплаву 1570, мас. %

Місце визначення	Al	Mg	Mn	Sc	Zr	Si	Fe	Cu	Zn
Основний метал	Основа	6,45	0,32	0,16	0,025	0,041	0,07	0,014	0,02
Зварний шов	-"	6,35	0,31	0,16	0,025	0,040	0,06	0,015	0,02

боку входу променя шов формувався з заниженням близько 1 мм.

Хімічний склад металу шва і основного металу штампованих плит сплаву 1570 визначали за допомогою устаткування для спектрального аналізу ДФС-36. Результати аналізу наведено в табл. 1. Як видно з таблиці, випаровування легуючих елементів при ЕПЗ сплаву 1570 незначне. Можна відзначити лише невелике зниження вмісту магнію, втрати якого становлять близько 0,1 %.

Вимірами твердості оцінювали ступінь зменшення міцності і зміни властивостей металу шва та зони термічного впливу. Використовували прилад «Роквел» з навантаженням на сталеву кульку 600 Н за шкалою В при діаметрі кульки 1,0 мм. Результати вимірювань показано на рис. 6.

Твердість металу шва після зварювання становить *HRB* 81...82. Штучне старіння при температурі 350 °С підвищує твердість металу шва до *HRB* 92...94 і навіть робить її на 2...3 од. вище твердості основного металу. У докошовній зоні до і після термообробки спостерігається деяке зниження твердості (на 1...3 од.). Ширина ЗТВ становить близько 3 мм для швидкості зварювання 2,8 мм/с та, відповідно, зменшується при збільшенні швидкості до 16,8 мм/с.

Міцність зварних з'єднань до і після штучного старіння визначали випробуванням на розрив стан-

дартних крутих зразків з діаметром робочої частини 9,0 мм. Результати випробувань наведено в табл. 2.

З табл. 2 видно, що міцність зварних з'єднань як до, так і після термічної обробки мало залежить від швидкості «гарту» металу шва. Руйнування розривних зразків відбувається по ділянці з найменшою міцністю. До проведення штучного старіння такою ділянкою є зварний шов. Після старіння всі зразки зруйнувалися по основному металу за межами ЗТВ, тобто старіння при 350 °С зміцнює метал шва до рівня вище міцності основного металу. Про це також свідчать вимірювання твердості зварних з'єднань. Пояснити це можна тільки тим, що при ЕПЗ сплаву 1570 у твердому розчині металу шва фіксується більша кількість скандію, ніж в самому сплаві при виробництві штампованих напівфабрикатів. Відповідно при подальшій термічній обробці щільність виділення зміцнюючих часток Al_3Sc в зварному шві буде вище, ніж в основному металі. Тобто в діапазоні швидкостей зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с міцність металу зварних швів буде вищою міцності основного металу. Таким чином, в тих випадках, коли після зварювання передбачена термічна обробка з'єднань, швидкість ЕПЗ сплаву 1570 можна регулювати в широких межах, не боячись зниження їх міцності.

Дослідження впливу температури штучного старіння на міцність зварних з'єднань сплаву 1570 проводили на прокатаних плитах і штампо-

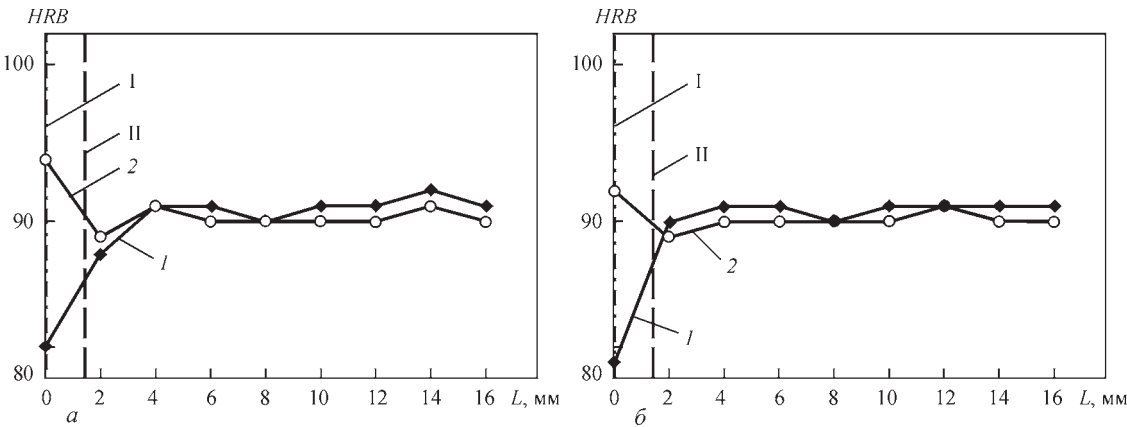


Рис. 6. Розподіл твердості у поперечному перерізі з'єднань, зварених зі швидкістю 2,8 (а) та 16,8 мм/с (б): криві 1 – зварні з'єднання без термообробки; 2 – те саме після штучного старіння при 350 °С; лінії I – вісь шва; II – лінія сплавлення

Таблиця 2. Тимчасовий опір σ_b зварних з'єднань штампованого напівфабрикату сплаву 1570 товщиною 30 мм без термообробки та після штучного старіння для різних швидкостей зварювання

Швидкість зварювання, мм/с	Швидкість «гарту» металу шва, °С/с	σ_b зварного з'єднання, МПа	σ_b зварного з'єднання після штучного старіння при 350 °С, МПа
2,8	$>5 \cdot 10^2$	$\frac{326 \dots 332}{328}$	$\frac{383 \dots 386 (*)}{384}$
16,8	$>1 \cdot 10^4$	$\frac{329 \dots 332}{331}$	$\frac{385 \dots 387 (*)}{386}$

* У чисельнику наведено мінімальне і максимальне значення, в знаменнику – середнє значення трьох вимірів; (*) – руйнування 100 % зразків сталося по основному металу за межами ЗТВ.

ваних напівфабрикатах. Плити товщиною 26 мм зварювали зі швидкістю 14 мм/с, штампування товщиною 60 мм – 1 мм/с. Зварні з’єднання плит штучно зістарили при температурах від 280 до 450 °С протягом 1 год. Залежність міцності з’єднань плит сплаву 1570 від температури старіння показана на рис. 7. Наведені дані показують, що в інтервалі температур 280...340 °С відбувається ефективне зміцнення зварних з’єднань. При температурах 340...360 °С тимчасовий опір з’єднань максимальний, а при подальшому збільшенні температури починає знижуватися. Зниження міцності при температурі старіння вище 360 °С ймовірно обумовлено початком рекристалізаційних процесів. Всі зразки, піддані старінню при температурі 340 °С і вище, зруйнувалися по основному металу за межами ЗТВ (див. рис. 8). Таким чином, оптимальним режимом термообробки з’єднань сплаву 1570, отриманих за допомогою ЕПЗ, є штучне старіння при 350±10 °С протягом 1 год.

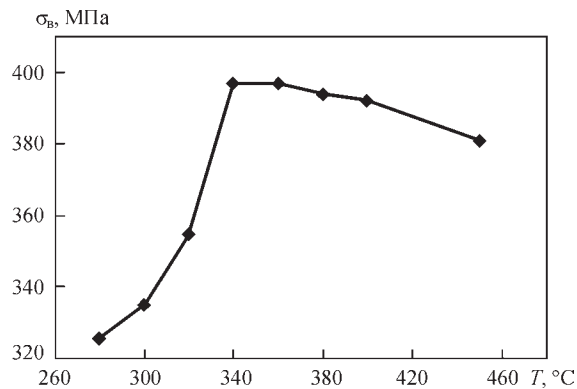


Рис. 7. Залежність тимчасового опору з’єднань плит сплаву 1570 товщиною 26 мм від температури штучного старіння

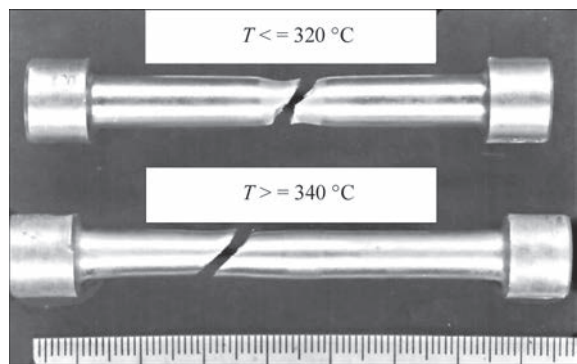


Рис. 8. Характер руйнувань зразків після випробувань на розрив з’єднань сплаву 1570, штучно зістарених при різних температурах

Таблиця 3. Тимчасовий опір σ_b (МПа) основного металу і зварних з’єднань різних напівфабрикатів сплаву 1570 без термообробки і після штучного старіння

Вид напівфабрикату	Основний метал	Зварне з’єднання	Зварне з’єднання після штучного старіння при 320 °С	Зварне з’єднання після штучного старіння при 350 °С
Плита товщиною 26 мм	402...415 410	320...332 (*) 325	347...385 (*) 367	392...402 (**) 396
Штамповка товщиною 60 мм	377...395 385	318...336 (*) 325	372...383 (*) 379	380...390 (**) 384

У чисельнику наведено мінімальне та максимальне значення, в знаменнику – середнє значення п’яти вимірів; () – руйнування зразків сталося по металу шва; (**) – руйнування зразків сталося по основному металу за межами ЗТВ.

У табл. 3 наведено результати випробувань на розрив зразків, вирізаних з основного металу і зварних з’єднань різних напівфабрикатів сплаву 1570 без термообробки і після штучного старіння. З таблиці видно, що старіння зварних з’єднань при температурі 350 °С дає можливість підвищити їх міцність на 50...70 МПа, і досягти рівня міцності основного металу штампованого напівфабрикату сплаву 1570 до зварювання.

З метою досягнення рівномірної міцності зварних з’єднань прокатаних плит сплаву 1570 із основним металом, провели їх холодну пластичну деформацію прокаткою. Перед прокаткою посилення і корінь шва видаляли до рівня поверхні плит. Напрям прокатки збігався з напрямом зварювання. Міцність зварних з’єднань в залежності від ступеня пластичної деформації показано на рис. 9.

Зі збільшенням ступеня деформації від 0 до 40 % міцність з’єднань зростає з 320 до 420 МПа. При пластичній деформації 30 % зварні з’єднання стають рівні за міцністю з основним металом прокатаних плит. Частина зразків після прокатки була термооброблена по режиму, що забезпечує максимальне підвищення міцності з’єднань сплаву 1570 (штучне старіння про 350 °С протягом 1 год). Термообробка збільшує міцність всіх зразків, а для досягнення рівної міцності з’єднань катаних плит з основним металом досить проведення пластичної деформації на 20 %.

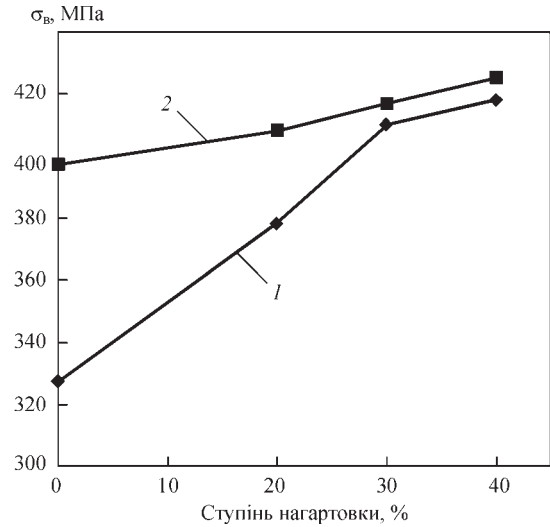


Рис. 9. Тимчасовий опір з’єднань плит сплаву 1570 товщиною 26 мм в залежності від ступеня нагартівки: 1 – зварювання+нагартівка; 2 – зварювання+нагартівка+термообробка

Висновки

1. Проведено вимірювання швидкості «гарту» металу шва при ЕПЗ сплаву Al+6 % Mg та дослідження його впливу на здатність зварних з'єднань сплаву 1570 зміцнюватися при термічній обробці. При збільшенні швидкості зварювання від 2,8 до 16,8 мм/с швидкість «гарту» зростає від $5 \cdot 10^2$ до $1 \cdot 10^4$ °C/с. У цьому діапазоні швидкостей «гарту» штучне старіння зварних з'єднань сплаву 1570 збільшує міцність металу шва вище міцності основного металу штамповок. Даний ефект можна пояснити тим, що при ЕПЗ в твердий розчин металу шва переходить більше скандію, ніж це має місце при виробництві напівфабрикатів сплаву 1570. При штучному старінні зварних з'єднань з твердого розчину в металі шва виділяється більша кількість зміцнюючих часток Al_3Sc , ніж в основному металі. Таким чином, в тих випадках, коли після зварювання застосовується штучне старіння з'єднань, їх міцність не залежить від швидкості ЕПЗ.

2. Штучне старіння зварних з'єднань сплаву 1570 тривалістю 1 год дає найбільше підвищення міцності при температурі старіння 350 °C. При цьому зварні з'єднання, отримані за допомогою ЕПЗ, стають рівні за міцністю з основним металом штампованих напівфабрикатів.

3. Отримати зварні з'єднання сплаву 1570 рівними за міцністю з прокатаними плитами можливо за допомогою холодної пластичної деформації на 30 % або деформацією на 20 % з подальшим штучним старінням.

Список літератури

1. Мухачев А.П., Харитонов Е.А., Скипочка Д.Г. (2016) Скандий и его сплавы с алюминием. *Вопросы атомной науки и техники*, **1**, 45–50.
2. Дриц М.Е., Торопова Л.С., Быков Ю.Г. (1980) Влияние РЗМ на механические свойства сплава Al-6,5 % Mg. *Металловедение и терм. обработка металлов*, **10**, 35–37.
3. Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. и др. (1991) Структура и свойства деформируемых полуфабрикатов из алюминиевых сплавов, легированных скандием. *Технология легких сплавов*, **12**, 21–28.
4. Дриц М.Е., Павленко С.Г., Торопова Л.С. и др. (1981) О механизме влияния скандия на повышение прочности

и термической стабильности сплавов системы Al–Mg. *ДАН СССР*, **257**, **2**, 353–356.

5. Елагин В.И. (1970) О легировании деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. *Металловедение сплавов легких металлов*. Москва, Наука, сс. 51–59.
6. Филатов Ю.А. (2014) Сплавы системы Al–Mg–Sc как особая группа деформируемых алюминиевых сплавов. *Технология легких сплавов*, **2**, 34–41.
7. Дриц М.Е., Торопова Л.С., Анастасьева Г.К. и др. (1984) Влияние гомогенизирующих нагревов на свойства сплавов систем Al–Sc и Al–Mg–Sc. *Изв. АН СССР. Металлы*, **3**, 196–201.
8. Березина А.Л., Сегида Е.А., Монастырская Т.А., Котко А.В. (2008) Влияние скорости кристаллизации на аномальное пересыщение Al–Mg–Sc сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **30**, **6**, 849–857.
9. Федорчук В.Е., Кушнарева О.С., Алексеенко Т.А., Фальченко Ю.В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **5**, 30–34.
10. Терновой Е.Г., Бондарев А.А. (2012) Электронно-лучевая сварка толстостенных обечаек из алюминиевых сплавов AMg6 и M40. *Там же*, **4**, 8–14.

References

1. Mukhachev, A.P., Kharitonova, E.A., Skipochka, D.G. (2016) Scandium and its alloys with aluminium. *Voprosy Atomnoj Nauki i Tekhniki*, **1**, 45–50 [in Russian].
2. Drits, M.E., Toropova, L.S., Bykov, Yu.G. (1980) Influence of REM on mechanical properties of alloy Al-6.5 % Mg. *Metall-ovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **10**, 35–37 [in Russian].
3. Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. et al. (1991) Structure and properties of wrought semi-finished products from aluminium alloys with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **12**, 21–28 [in Russian].
4. Drits, M.E., Pavlenko, S.G., Toropova, L.S. et al. (1981) On mechanism of scandium effect on improvement of strength and thermal stability of alloys of Al–Mg system. *DAN SSSR*, **227**(2), 353–356 [in Russian].
5. Elagin, V.I. (1970) About alloying of wrought aluminium alloys with transition metals. In book: *Physical metallurgy of alloys of light metals*. Moscow, Nauka, 51–59 [in Russian].
6. Filatov, Yu.A. (2014) Alloys of Al–Mg–Sc system as a special group of wrought aluminium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **2**, 34–41 [in Russian].
7. Drits, M.E., Toropova, L.S., Anastasieva, G.K. et al. (1984) Influence of homogenizing heating on properties of alloys of Al–Sc and Al–Mg–Sc system. *Izv. AN SSSR, Metall*, **3**, 196–201 [in Russian].
8. Berezina, A.L., Segida, E.A., Monastyrskaya, T.A., Kotko, A.V. (2008) Influence of crystallization rate on abnormal oversaturation of Al–Mg–Sc alloys. *Metallfizika i Novejshie Tekhnologii*, **30**(6), 849–857 [in Russian].
9. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *The Paton Welding J.*, **5**, 30–34.
10. Ternovoj, E.G., Bondarev, A.A. (2012) Electron beam welding of thick-wall shells of aluminium AMg6 and M40 alloys. *Ibid.*, **4**, 8–14.

EFFECT OF MODE OF ELECTRON BEAM WELDING, HEAT TREATMENT AND PLASTIC DEFORMATION ON STRENGTH OF JOINTS OF ALUMINUM 1570 ALLOY

V.V. Skryabinsky, V.M. Nesterenkov, M.O. Rusnyk, V.R. Strashko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The effect of the rate of hardening the weld metal during EBW process and the temperature of the subsequent heat treatment on the strength of welded joints of aluminum 1570 alloy was studied. The rate of “hardening” the weld metal was measured by submerging thermocouple into the molten metal of weld pool. At the increase in welding speed from 2.8 to 16.8 mm/s, the rate of “hardening” grows from $5 \cdot 10^2$ to $1 \cdot 10^4$ °C/s and the subsequent heat treatment of welded joints increases their strength to the level of strength of the base metal of stamped semi-finished products of 1570 alloy. It was established that during electron beam welding, the welding speed and, consequently, the rate of «hardening» do not affect the strength level of heat treated joints. The optimal mode of heat treatment is artificial aging at a temperature of 350 °C and 1 hour duration. It is possible to increase the strength of welded joints of 1570 alloy to the level of strength of rolled plates by 30% applying a cold plastic deformation or by 20% applying deformation with a subsequent artificial aging. 10 Ref., 3 Tabl., 9 Fig.

Keywords: electron beam welding, aluminum alloy, welded joints, welding speed, heat treatment, strength

Надійшла до редакції 14.04.2020

ПРОБЛЕМИ ТА ПЕРСПЕКТИВИ НАПЛАВЛЕННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ ШАРІВ НА МІДЬ ТА МІДНІ ДЕТАЛІ (Огляд)

А.А. Бабінець¹, І.О. Рябцев¹, І.П. Лентюгов¹, І.І. Рябцев¹, Ю.В. Демченко¹, А.І. Панфілов²

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

²ТОВ «Стіл Ворк». 50065, м. Кривий Ріг, вул. Соборності, 32. E-mail: a.panfilov@steel-work.net

На підставі результатів літературного аналізу показана перспективність використання методів електродугового і плазмово-порошкового наплавлення для підвищення зносостійкості деталей з міді. Проведено вибір перспективних матеріалів для наплавлення зносостійких шарів на мідні поверхні даними методами. Виконана порівняльна оцінка фізико-механічних властивостей міді та основних легуючих елементів перспективних матеріалів для наплавлення. Бібліогр. 31, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: наплавлення на мідь, зносостійкий шар, підвищення зносостійкості, мідь, різномірні метали, зварюваність, зона сплавлення

Мідь має такі унікальні властивості, як висока електро- і теплопровідність, пластичність та корозійна стійкість, які вона зберігає в широкому діапазоні температур ($-253...500\text{ }^{\circ}\text{C}$) [1–7]. Такі властивості дозволяють широко використовувати мідь та її сплави в різних галузях промисловості при виготовленні кабельної та електроконтактної продукції, теплообмінників, кристалізаторів, фурм, трубопроводів, деталей хімічної апаратури тощо.

Водночас, через низьку жаро- та зносостійкість [8], мідь обмежено використовується в деяких галузях металургійної промисловості, зокрема, в умовах контакту з розплавленим металом, високотемпературними газовими потоками, агресивними газами й абразивними речовинами. В таких екстремальних умовах експлуатації мідні деталі швидко зношуються, крім того, на їх поверхнях та зварних швах можуть утворюватися такі дефекти як прогар, корозія, тріщини і т. п. [5–9].

У зв'язку з цим виникає питання по підвищенню довговічності мідних деталей, при виготовленні яких часто виникає необхідність з'єднання міді та її сплавів зі сталями й сплавами інших систем легування [3]. Виходячи з того, що в промисловості значну частину собівартості продукції становлять витрати на ремонт агрегатів, змінне устаткування та запасні частини [10], питання підвищення зносостійкості мідних деталей, які експлуатуються в складних умовах підвищених температур та механічних навантажень, різних видів зношування, корозії та інших несприятливих факторів на даний час є достатньо актуальним.

Одним з можливих шляхів вирішення цього питання є створення на мідних деталях захисних наплавлених шарів з високими експлуатаційними властивостями. Однак дотепер, в основному, добре

вивчені питання безпосереднього зварювання міді та її сплавів зі сталлю, а також наплавлення міді, бронзи або латуні на сталь з метою економії кольорових металів [1–9]. Зворотне питання – по наплавленню на мідь зносостійких сплавів різних систем легування на сьогодні залишається практично не вивченим. У першу чергу, це пов'язано з великими складнощами, що виникають при напавленні сплавів, які мають значно більш високу температуру плавлення, меншу теплопровідність та інші фізико-механічні характеристики, які суттєво відрізняються від аналогічних характеристик міді.

Аналіз способів одержання зносостійких шарів на мідних поверхнях. Питання зварюваності таких різномірних матеріалів як сталь і мідь, із забезпеченням необхідних фізико-хімічних властивостей як зносостійкого шару, так і всієї деталі в цілому, вимагає розробки таких технологічних процесів, які враховують не тільки металургійну сумісність, але й різницю у фізичних властивостях з'єднуваних матеріалів: теплопровідність, теплоємність, температуру плавлення, електропровідність, коефіцієнти термічного розширення (КТР) та ін. [1].

Літературний аналіз показує [11–14 та ін.], що для вирішення даного питання найчастіше застосовуються методи газотермічного нанесення покриттів різного складу, а також є розрізнені дані про застосування деяких методів наплавлення або зварювання у твердій фазі.

Так, спосіб газотермічного нанесення покриття одержав досить широке застосування в промисловості завдяки своїй універсальності, яка дозволяє використовувати різноманітні матеріали: метали (у тому числі тугоплавкі типу W і Mo), сплави на основі Ni і Co, кераміки на основі оксидів Zr та ін. [15].

А.А. Бабінець – <http://orcid.org/0000-0003-4432-8879>, І.О. Рябцев – <http://orcid.org/0000-0001-7180-7782>,

І.П. Лентюгов – <http://orcid.org/0000-0001-8474-6819>, І.І. Рябцев – <http://orcid.org/0000-0001-7550-1887>,

Ю.В. Демченко – <http://orcid.org/0000-0002-7899-6608>

© А.А. Бабінець, І.О. Рябцев, І.П. Лентюгов, І.І. Рябцев, Ю.В. Демченко, А.І. Панфілов, 2020

Пропонувалося застосовувати цей спосіб [11] і для підвищення стійкості деяких мідних деталей, які експлуатуються в умовах високотемпературного газоабразивного зношування. Для цього на мідну поверхню наносили шари алюмовмісного покриття товщиною 0,1...0,5 мм. Однак, незважаючи на те, що середня стійкість деталей, зміцнених таким методом, підвищилася у 1,5...2,0 рази, було відзначено неконтрольовану появу ушкоджень, викликаних раптовим відшаруванням покриття в процесі експлуатації, внаслідок невисокої міцності отриманого з'єднання й значної різниці КТР у покриття та міді (рис. 1) [11].

Для усунення даного недоліку авторам роботи [8] було рекомендовано застосовувати додаткову термообробку, при якій відбувається дифузія алюмінію в мідь, що повинно було підвищити міцність зчеплення покриття з основним металом і дати можливість одержати шар, який має в порівнянні з міддю більш високі жаро- та зносостійкість.

Однак термообробка не завжди забезпечує підвищення міцності зчеплення покриття й мідної основи [11]. Це пояснюється тим [5], що через дифузію елементів покриття в мідь значно знижуються їхні концентрації в дифузійному шарі й підвищується кількість у ньому крихких оксидів, що, навпаки, може сприяти відшаруванню частини цього шару зі сторони покриття.

У роботі [16] це явище було розглянуто більш детально. З рис. 2 видно, що між покриттям і основою наявні мікроскопічні тріщини, які при тривалій експлуатації в умовах зношування поєднуються в уламки (рис. 2, б), відшаровуються й утворюють пластинки продуктів зношування. Авторами цієї ж роботи відзначено, що розшару-

вання є домінуючим механізмом зношування зразків, отриманих даним способом, а сам спосіб є трудомістким і має низьку продуктивність.

У роботі [17] відзначено, що застосування плазмового способу нанесення захисних покриттів різного складу на мідну основу дозволяє підвищити зносостійкість у порівнянні із чистою міддю в 1,5...3,0 рази. Однак треба відзначити, що застосування тонких покриттів (0,5...0,7 мм) в умовах значного газоабразивного зношування не дає змоги значно підвищити довговічність таких деталей.

Загальновідомо, що методи наплавлення знайшли широке застосування як при виготовленні нових, так і при ремонті зношених деталей [10], через те що вони дозволяють значно підвищити їхню довговічність за рахунок наплавлення різних за складом шарів, які відрізняються від основного металу своїми фізико-хімічними властивостями [18, 19]. Крім того, наплавлення дозволяє досягти значно більш високої міцності з'єднання основного і наплавленого металів, ніж при нанесенні газотермічних покриттів.

Однак дотепер досить добре було вивчене питання наплавлення саме кольорових металів на сталь, а не навпаки. Для першого випадку найбільш простим і ефективним є використання методів наплавлення плавким електродом із застосуванням у якості захисного середовища спеціальних газів або флюсів [9, 20].

Слід зазначити, що основним недоліком дугових методів наплавлення є істотна глибина проплавлення, що може привести до надмірного перемішування кольорового металу зі сталлю й появи тріщин і пор у наплавленому шарі [20]. Однак,

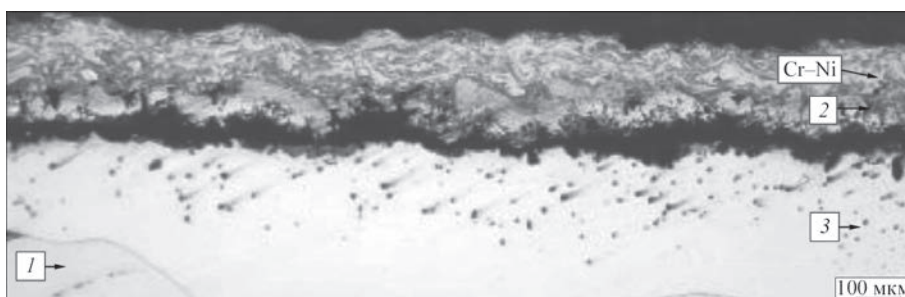


Рис. 1. Мікроструктура мідного зразка з алюмінієвим підшаром та Cr-Ni напиленням [11]: 1 – мідна основа; 2 – пористий шар; 3 – α -фаза

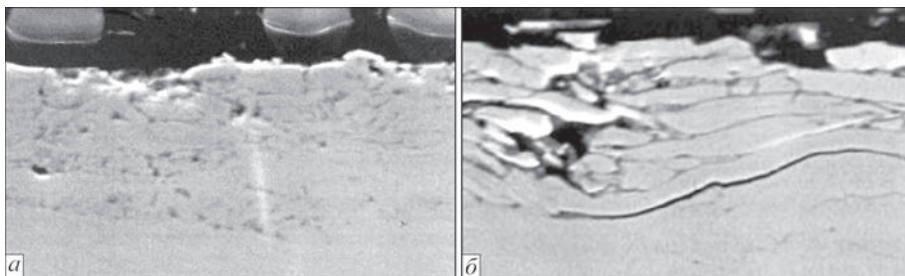


Рис. 2. Мікроструктура приповерхнього шару покриття, отриманого після газотермічного напилювання та зміцнюючої термообробки [16]: а – наявність мікротріщин під поверхнею; б – утворення пластинок і їх відшаровування

незважаючи на те, що велика глибина проплавлення характерна, наприклад, для способу зварювання під флюсом, він, тим не менш, досить часто використовується при зварюванні мідних і сталевих деталей товщиною 5...40 мм [9, 14, 21].

Більшою універсальністю характеризується спосіб наплавлення у захисних газах. Основна його перевага – можливість візуального спостереження за процесом і його оперативного корегування в разі потреби [20, 22]. Спеціальні способи наплавлення, такі як імпульсно-дугове, розщепленим або стрічковим електродом та ін., дозволяють знизити глибину проплавлення, однак вони мають певні обмеження по технологічності їх застосування, наприклад, при напавленні стрічками виробів складної геометричної форми [20].

Разом з тим, виходячи з даних у технічній літературі й практичного досвіду [23, 24] відомо, що зменшити глибину проплавлення при напавленні електродними дротами можливо за рахунок оптимізації електричних параметрів дугового наплавлення й застосуванні дротів малих діаметрів (до 2,0 мм).

Також відомо, що одним зі способів наплавлення, які забезпечують мінімальне проплавлення основного металу, що дозволяє знизити частку його участі в напавленому шарі, є плазмове наплавлення [4, 25, 26]. Крім того, його перевагою є широкий діапазон регулювання параметрів режиму наплавлення й можливість використання широкого класу матеріалів, а також виконання попереднього підігріву виробу без використання сторонніх джерел тепла [4, 17, 25].

Однак у технічній літературі відомості про застосування як електродугового, так і плазмового наплавлення для зміцнення поверхонь деталей із чистої міді вельми обмежені. Наприклад, у роботі [26] описано спосіб плазмового наплавлення кобальтових і нікелевих сплавів на алюмінієві бронзи. Практично єдиними згадуваннями в літературі про методи наплавлення сталей і сплавів на чисту мідь є роботи [17, 27], в яких описується метод одержання захисних шарів товщиною 1,5...2,0 мм за допомогою електронно-променевого наплавлення. При використанні цього методу досягнуто гарної адгезії захисного матеріалу на основі карбідів тугоплавких металів з поверхнею мідної основи, а довговічність деталей з таким зміцненням підвищилась до двох разів.

Разом з тим даний метод має певні недоліки. Крім досить складного й дорогого устаткування, у процесі наплавлення частина порошку, який наплавляється, не потрапляє у зварювальну ванну [27]. Для вирішення цієї проблеми авторами роботи [27] було внесено кардинальні зміни у технологію електронно-променевого наплавлення – на першому етапі

виконували газополуменеве напилювання покриття, яке потім оплавливали електронним пучком. Однак такі додаткові операції ще більш ускладнили процес наплавлення та підвищили імовірність появи різних дефектів у напавленому виробі.

Окремо варто згадати про такі спеціальні методи одержання біметалічного з'єднання сталь-мідь, як зварювання вибухом, зварювання тиском з підігрівом, зварювання тертям з перемішуванням, високотемпературний синтез та ін. [12, 13, 17, 28]. Незважаючи на те, що дані способи дозволяють одержати досить надійне з'єднання, застосування їх для створення зносостійких шарів часто суттєво обмежене геометричними розмірами й формами самих деталей. Крім того, вони мають і свої недоліки, наприклад, при детонаційному способі на межі з'єднання можливо утворення повітряних порожнин, що може приводити до ерозійного руйнування покриття і його сколювання [13].

Вибір зносостійких матеріалів для наплавлення на мідні поверхні. Виходячи з даних літературного аналізу, можна виділити кілька класів матеріалів, які підходять для вищенаведених умов експлуатації [10, 25]:

- теплостійкі сталі, комплексно леговані хромом, молібденом, нікелем і т. д.;
- високовуглецеві високохромисті сплави на основі заліза (типу сормайт);
- сплави на нікелевій або кобальтовій основі.

Теплостійкі сталі системи легування Fe–C–Cr–Mo–V широко використовуються для зміцнення деталей металургійного устаткування, яке працює в умовах циклічних теплових, високих динамічних навантажень у комбінації з абразивним зношуванням. Сталі з високим вмістом вольфраму мають найбільшу твердість і теплостійкість при високих температурах, однак термічна стійкість і ударна в'язкість таких сталей порівняно невисока [10]. Заміна вольфраму молібденом (повна або часткова) знижує теплостійкість сталі, однак суттєво підвищує її термічну стійкість. Сталі даного класу при напавленні схильні до утворення тріщин, тому наплавлення ведуть із попереднім, а іноді й із супутнім підігрівом.

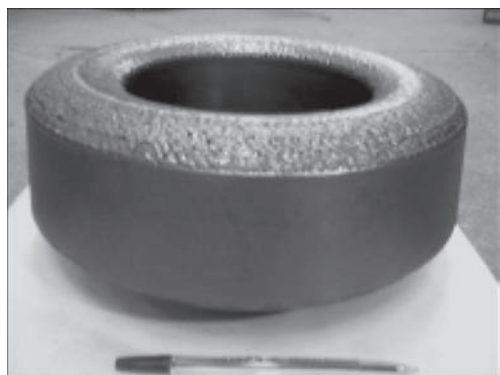


Рис. 3. Зовнішній вигляд головки фурми доменної печі, напавленої електронно-променевим способом [27]

Високовуглецеві високохромисті сталі із вмістом вуглецю та хрому до 5 та 30 %, відповідно, широко використовуються для наплавлення деталей, які працюють в умовах інтенсивного абразивного зношування при високих температурах (до 1000 °C) [10]. Для наплавлення цими матеріалами можна використовувати різні способи, однак технологія наплавлення пов'язана зі значними складнощами з метою запобігання утворення тріщин. Здебільшого для цього використовують попередній та супутній підігрів деталі до 600 °C, а після наплавлення деталей поміщають в піч, нагріту до температури 650...700 °C та повільно охолоджують разом з нею.

Сплави на нікелевій основі мають високу жароміцність, гарну стійкість проти термічної втоми, високу стійкість проти різних видів корозії та мало схильні до утворення тріщин при наплавленні. Одними з найпоширеніших марок сплавів цього типу є сплави Хастеллой та Інконель систем легування типу Ni–Cr–Mo–Nb [10]. За даними численних досліджень [6, 7, 21, 27 та ін.], застосування матеріалів, легованих нікелем, дозволяє одержати метал із кращими показниками по зварюваності, корозійній стійкості й зносостійкості. Крім того, за деякими даними [21], додаткове легування нікелем при наплавленні мідних сплавів на чавун сприяє більш рівномірному розподілу основного металу в наплавленому, без утворення окремих включень заліза у верхньому шарі міді.

Сплави на кобальтовій основі системи легування Co–C–Cr–W характеризуються високою зносостійкістю, жароміцністю, корозійною стійкістю та ін. у багатьох агресивних середовищах [10]. Твердість таких сплавів при температурах понад 650 °C вище, ніж у сплавів на основі нікелю. Основним недоліком кобальтових сплавів є їхня висока вартість, а також схильність до утворення тріщин.

З точки зору зварюваності важливе значення має взаємна розчинність основних легуючих елементів сталей та сплавів, які були зазначені вище, і міді. Діаграми стану відповідних подвійних систем наведено на рис. 4 [29].

1) Вуглець. Діаграма стану Cu–C (рис. 4, а) показує, що мідь у твердому й рідкому станах перебуває в рівновазі з вуглецем. Розчинність вуглецю у рідкій міді у мас. % становить: 0,0001 при 1100 °C; 0,00015 при 1300 °C та 0,003 при 1700 °C. Є дані, що поблизу температури кипіння мідь розчиняє до 1 мас. (5 ат.) % C, який навіть при різкому загартуванні виділяється з розчину у вигляді графіту [29].

2) Залізо. Мідь із залізом утворює розчин з розчинністю заліза в розплавленій міді до 3,0 % при температурі 1025 °C (рис. 4, б). Розчинність міді у γ-Fe при температурах 1470, 1370 і 1100 °C стано-

вить 10,0; 12,0 і 8,0 % (ат.), відповідно. У даній системі наявні дві перитектичні і одна евтектоїдна рівноваги, а при сильному переохолодженні (ступінь переохолодження 100 °C і вище) з'являється область незмішуваності в рідкому стані. Критична температура змішування лежить на 20 °C нижче температури ліквідусу при еквіатомному з'єднанні [29].

3) Нікель. З конструкційних металів тільки в системі Cu–Ni складові її метали мають необмежену взаємну розчинність та характеризуються утворенням у процесі кристалізації безперервного ряду твердих розчинів (Cu, Ni) із гранецентрованою кубічною структурою (рис. 4, в). Також є деякі розрахункові дані про наявність границі розшарування твердого розчину й критичної точки незмішуваності, які відповідають концентрації Ni 69,7 % (ат.) та температурі 342 °C та пов'язані із магнітним перетворенням Ni [29].

4) Кобальт. Система Cu–Co (рис. 4, г) є діаграмою перитектичного типу. У твердому стані має місце евтектоїдне перетворення. Максимальна розчинність міді в α-Co досягається при температурі 1367 °C і становить 19,7 % (ат.). У сплавах системи Co–Cu в результаті сильного переохолодження (на 100 °C й більше) з'являється область незмішуваності в рідкому стані, яка майже симетрична щодо осі з'єднання. При еквіатомному з'єднанні критична точка змішування лежить на 90 °C нижче кривої ліквідусу [29].

5) Хром. Згідно з діаграмою стану Cu–Cr (рис. 4, д) у даній системі є наявність евтектичної рівноваги та існування двох твердих розчинів на основі Cu і Cr. Однак характер фазових рівноваг у високотемпературній області при концентраціях 0...55 % (ат.) Cu є неоднозначним. Прийнято вважати, що у всьому інтервалі концентрацій у сплавах, які містять від 4 до 45 % (ат.) Cu, має місце монотектична рівновага при температурі 1767±8 °C і концентрації 18,8 % (ат.) Cu. Область розшарування двох рідин простягається від 18,8 до 45 % (ат.) Cu у вузькому інтервалі температур, верхня границя якого не перевищує 1900 °C. Також підтверджене існування двофазної області (Рідина + Cr) в інтервалі концентрацій 42...97 % (ат.) Cr при температурі 1550 °C. Максимальна розчинність хрому в міді при температурі 1076,6 °C становить 0,89 % (ат.) [29].

6) Молібден. Діаграма стану Cu–Mo експериментально не побудована, через те що Cu і Mo не змішуються в рідкому й твердому стані, а взаємна розчинність компонентів при температурі 900 °C надзвичайно мала. Тому діаграму стану даної системи, яку представлено на рис. 4, е, було отримано винятково розрахунковими методами, згідно з якими, у системі мають місце монотектична й евтектична рівноваги. Розчинність Mo в Cu стано-

виставляють 1,91 і 2,50 % (ат.) при температурах 1900 і 2100 °С відповідно, а розчинність Cu в Mo становить 2,3 % (ат.) при температурі 950 °С [29].

Враховуючи вищевикладене, досить перспективними виглядають ідеї по наплавленню на мідь зносостійких сплавів на основі заліза, нікелю або кобальту, комплексно легованих іншими елементами, які мають високу взаємну розчинність з міддю. Це

має сприяти зменшенню хімічної неоднорідності та зниженню ймовірності виділення окремих включень як в основному, так і в наплавленому металі.

Проблеми зварюваності сплавів на основі заліза, нікелю та кобальту з міддю. Розглядаючи можливість наплавлення зносостійких сплавів на мідню основу, варто відзначити, що за деякими даними [30], при зварюванні міді зі сталлю,

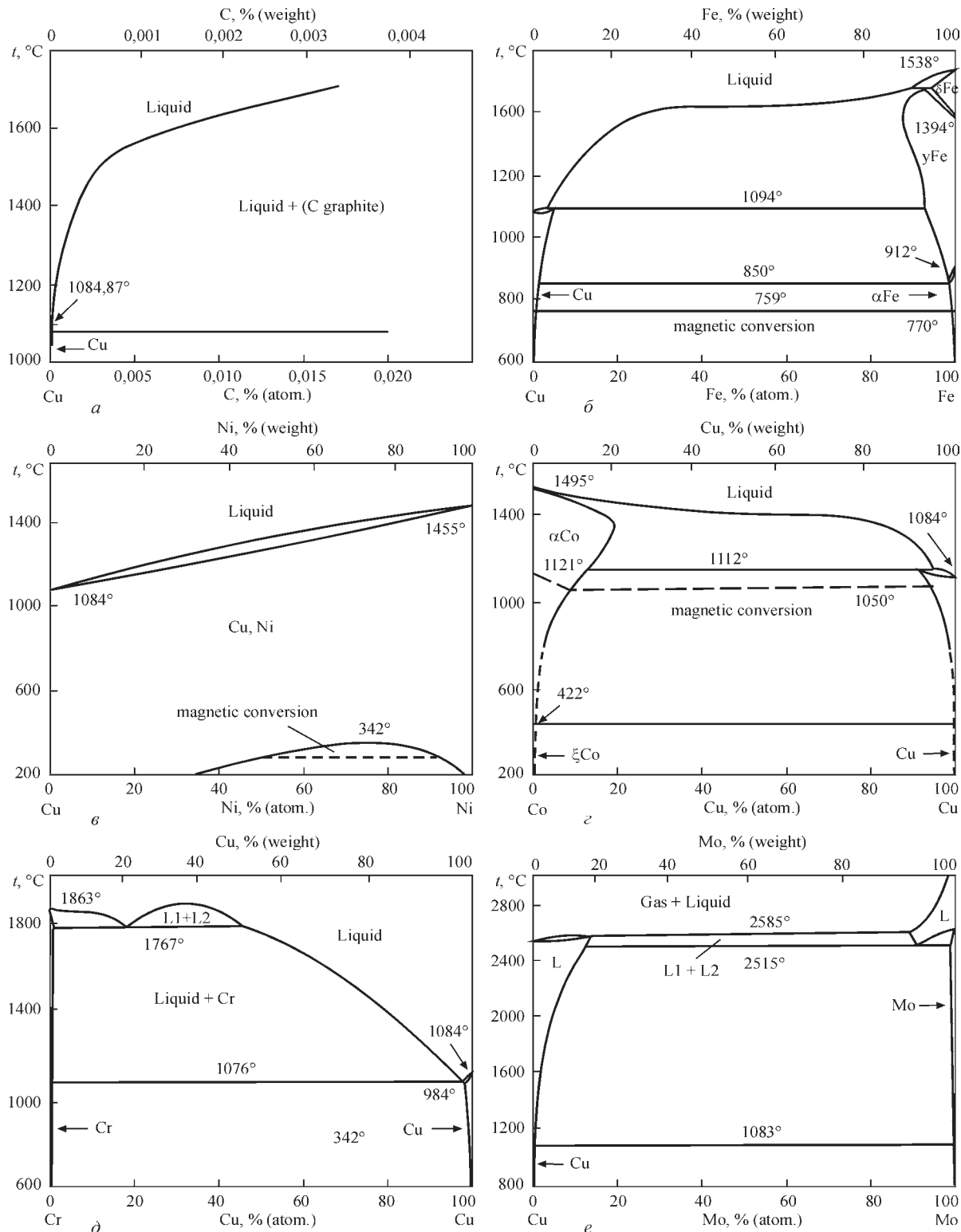


Рис. 4. Діаграми стану подвійних систем Cu–C (а), Cu–Fe (б), Cu–Ni (в), Co–Cu (г) та Cu–Mo (е) [29]

Порівняння кристалографічних і фізичних властивостей чистої міді, заліза, нікелю й кобальту [31]

Показник	Cu	Fe	Ni	Co
Атомна маса	63,54	55,85	58,69	58,93
Тип кристалічної решітки	г.ц.к.	γ – г.ц.к.; α – о.ц.к.	г.ц.к.	г.ц.к.
Температура плавлення, °C	1083	1535	1453	1494
Температура кипіння, °C	2310	2450	2732	2960
Коефіцієнт термічного розширення на 1 °C, 10^{-6}	17,06	12,15	13,6	12,5
Теплопровідність, Вт/(м·K)	413	94	107	122
Питома теплоємність, Дж/(кг·K)	385	449	500	244
Питомий електроопір, Ом·м, $\cdot 10^{-8}$	1,68	10,0	6,99	5,68
Щільність, кг/м ³	8930	7850	8900	8900

використання підвищеного вмісту залізного порошку приводить до негативного впливу на якість отриманого з'єднання. Це відбувається через підвищену концентрацію дендритів заліза на границі сплавлення, що з одного боку забезпечує підвищення твердості зварного шва й його міцності, але разом з тим зменшує пластичність зварного шва, через що в ньому з'являються дефекти, тим самим знижуючи експлуатаційні властивості зварного з'єднання [21].

А от з'єднання нікелю з міддю відносно легко може бути досягнуто способами зварювання плавленням без присадки або із присадкою міді, нікелю, мідно-нікелевих сплавів [1–3]. Границя сплавлення такого з'єднання різка й має яскраво виражені перехідні шари. Однак згідно даних роботи [3] це не вважається недоліком, тому що міцність такого з'єднання досить висока й руйнування відбувається поза зоною сплавлення.

Для оцінки зварюваності сплавів на основі заліза, нікелю й кобальту з міддю потрібно, насамперед, порівняти між собою їх основні властивості (таблиця).

З таблиці видно, що істотна різниця у деяких фізичних властивостях у даних металів може погіршувати їхню зварюваність. Крім того, негативно на зварюваність впливає також підвищена окисність міді й значне поглинання нею газів [4].

За даними [4, 9, 22] можна виділити такі основні фактори, які впливають на зварюваність сплавів на основі заліза, нікелю та кобальту з міддю:

- висока теплопровідність міді, що приводить до високих швидкостей охолодження й потреби застосування або джерел зварювального нагрівання з дуже великою погонною енергією, або значних температур попереднього й супутнього підігріву, а найчастіше і того й іншого;
- значно нижча температура плавлення міді;
- малий час існування зварювальної ванни в рідкому стані, що обмежує можливості її металургійної обробки й потребує активних розкислювачів;
- значний КТР міді, що ускладнює закріплення й збереження положення деталей у процесі зварювання, і що визначає необхідність вживання додаткових заходів проти деформації конструкцій;

– висока рідкотекучість міді, що накладає обмеження на використовувані просторові положення деталей, які наплавляються, а також, наприклад, у процесі накладення кільцевих валиків при наплавленні циліндричних деталей;

– істотний вплив домішок на властивості й зварюваність міді, що вимагає використання металу зі строго регламентованим вмістом кисню, вісмуту, свинцю, сірки й сурми;

– висока чутливість міді до водню, що вимагає вживання особливих заходів до зниження його вмісту в зоні зварювання для запобігання утворення пор;

– легка окисність міді в розплавленому стані, яка приводить до утворення легкоплавких евтектик, що знижує стійкість металу шва проти утворення кристалізаційних тріщин.

Під впливом цих факторів виділяють кілька основних проблем, характерних для зварювання міді й вищевказаних сплавів: утворення гарячих тріщин, у тому числі й заповнених кольоровим металом; утворення крихких прошарків; а також значне взаємне проникнення на границі мідь–сплав [1–3, 20]. Наведені нижче дані більш докладно розкривають окреслені проблеми, проте в основному стосуються зварних з'єднань типу мідь–сталь або випадків наплавлення міді на сталь, адже питання з'єднання плавленням міді зі сплавами на основі нікелю й кобальту в технічній літературі практично не освітлені.

За даними роботи [2], при зварюванні міді зі сталлю, зі збільшенням вмісту міді в металі шва більше 3 %, схильність до утворення гарячих тріщин різко зростає. У цьому випадку, при кристалізації металу шва мідь, через обмежену розчинність у сталі, виділяється по границях зерен і під дією розтягувальних напруг і ефекту Ребіндера утворюються тріщини.

Початкове проникнення міді по границях зерен сталі, що протікає під впливом капілярного ефекту, дифузії й розчинення сталі в міді, полегшується далі тим, що поверхнева енергія на границі Fe–Cu приблизно у два рази менше, ніж на границі Fe–Fe. Тому міцність границі зерна, яке перебуває в контакті з рідкою міддю, виявляється зниженою, а напруження розтягнення, які розвиваються у металі – достатніми для остаточного розриву ослабленої

границі й миттєвого заповнення новоутвореної тріщини міддю (рис. 5). Проникнення кольорового металу в сталь на глибину більше 2,5 мм у деяких випадках знижує статичну й, особливо, втомну довговічність сталі [2]. Крім тріщин у звичайному розумінні для наплавлення міді на сталь характерними є дефекти типу «залікованих» тріщин, які повністю заповнені міддю або мідним сплавом.

Для усунення цих дефектів у роботі [3] пропонується додавати у зварювальну ванну певну кількість алюмінію. В цьому випадку отримані зварні з'єднання міді з низьковуглецевою сталлю мали більш високі показники механічних властивостей за наявності у шві алюмінію в порівнянні з відповідними характеристиками без алюмінію. Також введення у зварювальну ванну алюмінію сприятливо позначалося на структурі металу шва й навколошовної зони.

Зварюваність міді зі сталлю погіршує утворення в навколошовній зоні по границі сплавлення проміжних крихких прошарків (рис. 6). Їхнє виникнення й розвиток пов'язаний з дифузєю деяких елементів зі сталі в мідь. Щоб попередити утворення прошарків такого типу рекомендується попереднє наплавлення проміжних шарів зі сплавів, які зменшують можливість утворення крихких прошарків і переходу заліза в мідь та навпаки [2].

Вивчення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань мідь-низьковуглецева сталь, які експлуатуються при змінних температурах, показало [14], що при масовій частці заліза до 2 % метал зварного шва рівномірний з основним металом (міддю) у всьому температурному інтервалі випробувань. Вміст заліза в міді більше 7 % викликає різке зниження пластичних властивостей з'єднання, що може привести до утворення гарячих тріщин. Комплексна оцінка механічних властивостей, тривалої міцності, термоциклічної довговічності й характеру руйнувань показало, що при експлуатації зварних з'єднань мідь-низьковуглецева сталь в умовах підвищених і змінних температур оптимальним є вміст 3...6 % заліза в металі шва [14].

Щодо глибини взаємного проникнення мідь-сталь, то згідно даних [2], припустима глибина проникання, яка не впливає на механічні властивості сталі, обмежується 0,3...0,5 мм. Проте за іншими даними [3] проникання мідного сплаву у високоміцну сталь на глибину до 1,2 мм практично не позначається на статичній і циклічній міцності при розтяганні, статичному та ударному вигині біметалічних зразків.

Проблеми наплавлення сплавів на основі заліза, нікелю й кобальту на мідь і шляхи їх вирішення. Розглядаючи можливість наплавлення зносостійких шарів на мідну основу, до викладених вище проблем, що виникають при одержанні зварного з'єднання сталь (сплав) – мідь, додаються проблеми, викликані технологічними особливостями протікання такого процесу.

По-перше, як відзначалося раніше, це завдання на сьогоднішній день залишається практично невивченим – відомо лише кілька згадувань у технічній літературі про методи електронно-променевого наплавлення деяких марок сталей на мідь, однак ці результати не завжди виглядають достовірними й економічно виправданими.

По-друге, усі відомі зносостійкі сталі й сплави мають значно більш високу температуру плавлення, ніж мідь ($\approx 1500^\circ\text{C}$ проти $\approx 1100^\circ\text{C}$). На перший погляд, це повинно приводити до підвищеного проплавлення міді. Однак внаслідок високої теплопровідності міді (у понад 4 рази більше, ніж у сталі – див. таблицю), краплі рідкого наплавленого металу можуть швидко втратити тепло, що приведе до різкого зниження рідкотекучості й змачуваності та, як наслідок, до поганого формування наплавленого металу на мідній поверхні або навіть до відсутності формування й сплавлення. Адже широко відомо [9], що при зварюванні сталевих листів встик для забезпечення повного проплавлення й гарного формування зворотної поверхні шва, на виробництві часто застосовуються мідні підкладки, які досить легко знімаються після завершення зварювання й не мають слідів схоплювання зі зварним швом.

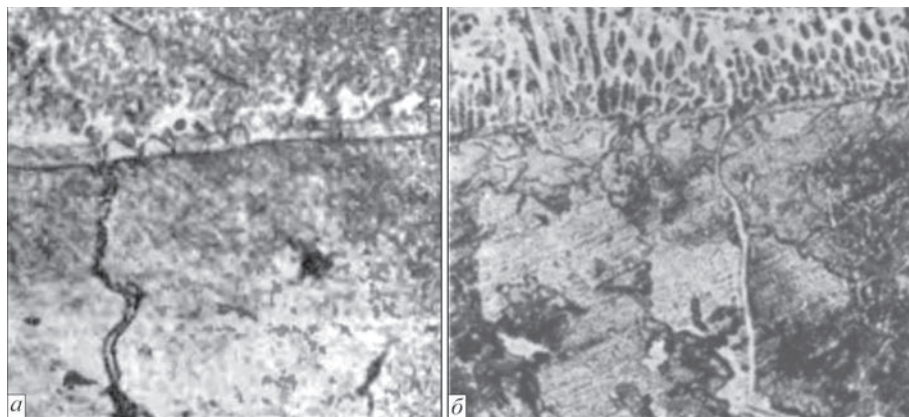


Рис. 5. Зона сплавлення при аргодуговому напавленні бронзи Бр. А5 на сталь Ст3 (а) і бронзи Бр. АНЖ6-3-1 на сталь 20 (б), $\times 300$ [2]

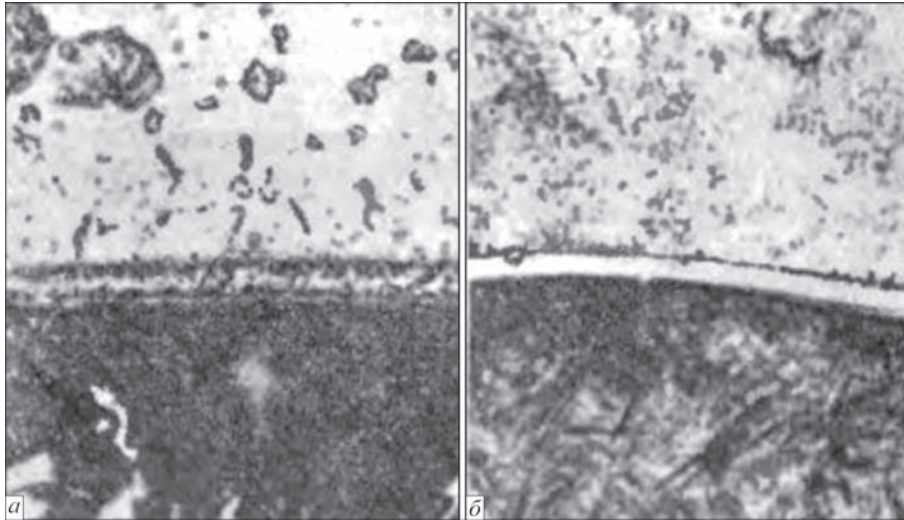


Рис. 6. Крихкі прошарки в зоні сплавлення при плазмовому наплавленні бронзи Бр.АМц9-2 на сталь 20 (а) і бронзи Бр. КМц3-1 на сталь 38ХНМА (б), $\times 300$ [2]

Крім того, через більш високу теплопровідність мідь буде дуже швидко розігріватися в процесі наплавлення, що підвищує ймовірність перегріву й наступного наскрізного проплавлення мідної основи.

По-третє, вищеописані відмінності у фізичних властивостях сталей та міді будуть створювати великі градієнти температури й високі швидкості охолодження у зварювальній ванні, а також малий час перебування зварювальної ванни в рідкому стані. Це може привести до того, що при кристалізації зварювальної ванни у наплавленому зносостійкому металі можуть виникнути окремі включення міді, які будуть мати низькі механічні властивості, що надалі може понизити експлуатаційні властивості наплавленого металу.

Виходячи з відсутності якихось рекомендацій у технічній літературі про особливості протікання процесу наплавлення нікелевих і кобальтових сплавів на чисту мідь (як і сплавів на основі заліза), можна лише відштовхуватися від даних по фізико-хімічних властивостях даних металів з врахуванням того, що і нікель, і кобальт також як і залізо, значно відрізняються від міді по температурі плавлення й теплопровідності. А тому, при наплавленні вищевказаних сплавів на мідь, для них деякою мірою будуть справедливими відзначені вище закономірності, які були визначені для випадків зварювання міді зі сталлю та наплавлення міді та її сплавів на сталь.

Для вирішення всіх перелічених вище проблем, необхідний ретельний і обґрунтований вибір техніки й технології наплавлення, матеріалів для наплавлення, а також дотримання достатньо вузького температурного інтервалу попереднього й супутнього підігріву мідних деталей. Із врахуванням вищевикладеного та практичного досвіду, перспективно виглядають такі способи наплавлення, як електродуговий у захисних газах дрютами відповідного ле-

гування, а також плазмово-порошковий сплавами на основі заліза, нікелю та кобальту.

При цьому позитивний вплив на якість сплавлення зносостійкого шару та мідної основи може дати застосування технологічних прийомів, що зменшують проплавлення і частку основного металу в наплавленому металі, а також за рахунок регулювання погонної енергії наплавлення. При найбільш поширеному в промисловості дуговому наплавленні цього можна досягти за рахунок застосування електродних дрютів малого діаметру (діаметром 1,2...2,0 мм); помірних електричних режимів, при яких забезпечується стабільне перенесення електродного металу і мінімальне проплавлення основного металу; а також застосування імпульсних, магнітно-імпульсних і т. п. технологій. На нашу думку, такий комплексний підхід повинен з однієї сторони сприяти одержанню якісного сплавлення зносостійкого шару з міддю, а з іншої – не допускати перегріву мідної основи, що може призвести до зміни геометричних розмірів деталі.

Таким чином, не дивлячись на значні складності, які виникають при зносостійкому дуговому або інших способах наплавлення на мідь, ці процеси є досить перспективними з точки зору забезпечення значного збільшення довговічності мідних деталей, які експлуатуються в умовах інтенсивного абразивного і газоабразивного зношування, а також зношування при високотемпературному терті металу по металу.

Список літератури/References

1. Mvola, B., Kah, P., Martikainen, J. (2014) Welding of dissimilar non-ferrous metals by GMAW processes. *Inter. J. of Mechanical and Materials Eng.*, **9**, 21. DOI:10.1186/s40712-014-0021-8
2. Gurevich, S.M. (1990) *Non-ferrous metal welding guide*. Kiev, Naukova dumka, [in Russian].
3. Bailey, N. (1986) *Welding dissimilar metals*. Cambridge, Woodhead Publ. Ltd.

4. Neulybin, S.D., Belinin, D.S., Kuchev, P.S., Gilev, I.A. (2013) Research plasma surfacing of copper by working of plasma torch on direct and reverse polarity current. *Master's J.*, **2**, 22-27.
5. Radyuk, A.G., Titlyanov, A.E., Strizhakova, T.I. et al. (2008) The influence of aluminum on the nickel and chromium diffusion into copper during the deposition and thermal treatment of gas-thermal coatings. *Russian Journal of Non-ferrous Metals*, **49**, 261–263. DOI:10.3103/S1067821208040093
6. Neulybin, S.D., Belinin, D.S., Terentyev, S.A. (2017) Comparative analysis of wear and corrosion attack resistance of bimetal steel-copper products manufactured by plasma-jet hard-facing with direct and reversed polarity current. *Procedia Eng.*, **206**, 1401-1406. DOI: 10.1016/j.proeng.2017.10.652
7. Messler, R.W. (2019) A Practical guide to welding solutions: overcoming technical and material-specific issues. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA. DOI:10.1002/9783527818815
8. Akimov, V.A. (2011) *Research and improvement of the technology for manufacturing air lances of blast furnaces by applying aluminum-containing gas-flame coatings with subsequent heat treatment. Cand. tech. sci. diss. abstr.* Moscow, Institut stali i splavov [in Russian].
9. Paton, B.E. (1974) *Technology of the Fusion Electric Welding of Metals and Alloys*. Moscow, Mashinostroenie, [in Russian].
10. Rjabcev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, Je.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Slaskiej [in Russian].
11. Gerasimova, A., Devyatyarova, V., Kondratenko, V. (2017) Creation of the wear-resistant layer on narrow walls MNLZ crystallizers with use gas-thermal covering. *Bulletin of Sci. and Practice*, **1**, 32-38.
12. Demidenko, L.Yu., Onatskaya, N.A., Polovinka, V.D. (2014) Effect of temperature of thermomechanical treatment on quality of dissimilar metal joints. *The Paton Welding J.*, **12**, 11-14. DOI:10.15407/tpwj2014.12.03
13. Poleshchuk, M.A., Atroshenko, M.G., Shevtsov, A.V., Puzrin, A.L. (2016) Deposition of protective coatings on copper plates of CCM molds by the method of autovacuum brazing. *Ibid.*, **10**, 37-40. DOI:10.15407/tpwj2016.10.07
14. Koleda, V.N. (2012) Improvement of the technology for submerged-arc welding of copper to steel. *Ibid.*, **3**, 39-43.
15. Wan, X., Liu, X.W., Zhang, M.Y. (2007) Experimental research on ZrO₂ coating for single tuyere of small blast furnace. *Refractories*, **41**, 220-222, 229.
16. Shmorgun, V.G., Slautin, O.V., Evstropov, D.A. et al. (2015) Methods for producing wear-resistant coatings based on titanium cuprides. *Izvestija VGTU*, **12**, 22-28, [in Russian].
17. Portnov, L., Nikitin, L., Bugaev, S., Shchipsyn, V. (2014). Improving the durability of blast-furnace tuyeres. *Metallurgist*, **58**, 488-491. DOI:10.1007/s11015-014-9938-7.
18. Senchenkov, I.K., Chervinko, O.P., Ryabtsev, I.A., Babinets, A.A. (2014) Determination of the service life of hardfaced components under thermal and cyclic loading. *Welding International*, v. 28, **1**, 80-84. DOI:10.1080/09507116.2013.796661
19. Babinets, A.A., Ryabtsev, A.A. (2016) Fatigue life of multi-layer hard-faced specimens. *Ibid.*, v. 30, **4**, 305-309. DOI:10.1080/01431161.2015.1058004
20. Ilyushenko, V.M., Anoshin, V.A., Majdanchuk, T.B., Lukianchenko, E.P. (2014) Effectiveness of application of new consumables in welding and surfacing of copper and its alloys (Review). *The Paton Welding J.*, **6-7**, 80-83. DOI:10.15407/tpwj2014.06.16
21. Psaras, G.G., Ezhel', A.I. (1985) *For Welder of Non-Ferrous Metals. Reference Book*. Donetsk, Donbass, [in Russian].
22. Nevidomsky, V.A., Krasilnikov, S.G., Panin, A.D., et al. (2003) Experience in welding of copper-steel moulds at NKMZ Company. *The Paton Welding J.*, **8**, 46-48.
23. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A., Panfilov, A.I., Zhdanov, V.A. (2016) Influence of methods of arc surfacing with flux-cored wire on penetration of base metal and formation of deposited metal. *Ibid.*, **11**, 17-22. DOI:10.15407/tpwj2016.11.03
24. Babinets, A.A., Ryabtsev, I.A. (2017) Flux-cored wire for wear-resistant surfacing of thin-sheet structures. *Ibid.*, **1**, 54-57. DOI:10.15407/tpwj2017.01.10
25. Pereplyotchikov, E.F. (2004) Plasma-powder cladding of wear- and corrosion-resistant alloys in valve manufacturing. *Ibid.*, **10**, 31-37.
26. Pereplyotchikov, E.F. (2015) Plasma-powder surfacing of nickel and cobalt alloys on copper and its alloys. *Ibid.*, **5-6**, 10-13. DOI:10.15407/tpwj2015.06.02
27. Beljuk, S.I., Samarcov, V.P., Pay, A.G., Gal'chenko N.K. (2006) Electron beam surfacing in the steel industry. *Proceedings II int. seminar «Plasma emission electronics». Respublika Burjatija, Ulan-Udje*, 101-107, [in Russian].
28. Grigorenko, G.M., Adeeva, L.I., Tunik, A.Yu., et al. (2015) Application of friction stir welding method for repair and restoration of worn-out copper plates of mccb moulds. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 55-58. DOI:10.15407/tpwj2015.06.13
29. Massalski, T. B. (2007) *Binary alloy phase diagrams*. Materials Park, Ohio, ASM Inter.
30. Chigarev, V.V., Gavrish, P.A., Vasil'eva, L.V. (2011) Increase of the productivity of welding of cooper with steel. *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*, **4/5**, 4-7.
31. Lide, D. R., Haynes, W. (2018) *CRC Handbook of chemistry and physics: a ready-reference book of chemical and physical data*. Boca Raton, Taylor and Francis.

PROBLEMS AND PROSPECTS OF SURFACING COPPER AND COPPER PARTS BY WEAR-RESISTANT LAYERS (Review)

A.A. Babinets¹, I.O. Ryabtsev¹, I.P. Lentyugov¹, I.I. Ryabtsev¹, Yu.V. Demchenko¹, A.I. Panfilov²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

² Steel Works Company, 32 Sobornosti Str., 50065, Kryvyi Rih, Ukraine. E-mail: a.panfilov@steel-work.net

The prospects for application of the methods of arc and plasma-powder surfacing, in order to increase the crack resistance of copper parts, are shown, proceeding from the results of literature analysis. Selection of promising materials was performed for deposition of copper-resistant layers on copper surfaces by these methods. Comparative evaluation of physico-mechanical properties of copper and the main alloying elements of promising surfacing materials was performed. 31 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: copper surfacing, wear-resistant layer, increase of wear-resistance, copper, dissimilar metals, weldability, fusion zone

Надійшла до редакції 17.03.20

Х Міжнародна конференція
«Математичне моделювання
та інформаційні технології в зварюванні
та споріднених процесах»
Україна, Одеса, готель «Аркадія»
14 – 18 вересня 2020 р.

XXIII Міжнародна конференція
«НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ та
МОНІТОРИНГ ТЕХНІЧНОГО СТАНУ»
Україна, Одеса, готель «Аркадія»
14 – 18 вересня 2020 р.

ПІДВИЩЕННЯ ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ БАНДАЖОВАНИХ ОПОРНИХ ВАЛКІВ ПРИ ВИСОКОШВИДКІСНОМУ НАПЛАВЛЕННІ НА НИЗЬКІЙ ПОГОННІЙ ЕНЕРГІЇ

С.В. Щетинін, В.І. Щетиніна, С.П. Десятський

Приазовський державний технічний університет, 87555, м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.
E-mail: shchetynin.sergey2012@gmail.com

Метою роботи є підвищення тріщиностійкості наплавленого металу і розробка процесу високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків. Для досягнення поставленої мети розроблено процес підвищення тріщиностійкості за рахунок високошвидкісного наплавлення бандажованих опорних валків на низькій погонній енергії. Відповідно до рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії з підвищенням швидкості наплавлення зменшується тепловкладення, ширина ізотерм плавлення і зона термічного впливу. Розрахунково-експериментальним шляхом встановлено, що при підвищенні швидкості наплавлення в результаті зменшення тепловкладення знижуються деформації і зварювальні напруги, скорочується зона термічного впливу, в якій утворюються холодні тріщини, що запобігає відшаровуванню наплавленого металу. Швидкість розплавлення і кристалізації зростають, зменшується час перебування ванни в рідкому стані, що запобігає витіканню рідкого металу зі зварювальної ванни і покращує формування наплавленого металу. На підставі встановлених закономірностей розроблено процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії, при якому знижуються тепловкладення і зварювальні напруги, скорочується зона термічного впливу і запобігається відшаровування наплавленого металу, підвищуються швидкість розплавлення і кристалізації, зменшується час перебування ванни в рідкому стані і підвищується тріщиностійкість бандажованих опорних валків. Розроблений процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків забезпечує зниження тепловкладення і зварювальних напруг, зменшення зони термічного впливу, збільшення швидкості розплавлення і кристалізації, підвищення стійкості до утворення тріщин, відсутність відшаровування наплавленого металу та поломок бандажів. Бібліогр. 11, рис. 6.

Ключові слова: високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії, ізотерми плавлення, тепловкладення, зварювальні напруги, зона термічного впливу, тріщиностійкість, бандажовані опорні валки

При виготовленні бандажованих опорних валків, шляхом посадки бандажу на вісь з натягом, в бандажі виникають напруги, тому при наплавленні необхідно забезпечувати мінімальні залишкові зварювальні напруги, які, підсумовуючись з власними напругами, не можуть привести до руйнування бандажу. Бандаж виготовляється з високовуглецевої сталі 90ХФ, схильної до утворення гарячих і холодних тріщин. Тому підвищення тріщиностійкості бандажованих опорних валків є важливою науково-технічною проблемою.

Опір утворенню холодних і гарячих тріщин в значній мірі визначається швидкістю і погонною енергією процесу наплавлення. Загальновідомо, що при зменшенні погонної енергії, внаслідок збільшення швидкості охолодження, підвищується ймовірність утворення холодних тріщин [1, 2]. Однак М.М. Прохоров [1] зазначає, що значне зменшення погонної енергії і збільшення швидкості охолодження можуть привести до зниження ймовірності утворення холодних тріщин.

Для підвищення тріщиностійкості велике значення мають роботи по дослідженню напружено-деформаційного стану зварних конструкцій

[3–5], які представляють значний теоретичний і практичний інтерес.

Бандажовані опорні валки стану 3000, з діаметром бочки 2,1 м, довжиною бочки 3 м, масою 120 т, виготовляються шляхом натягу нагрітого бандажу на вісь, при цьому діаметр бандажу збільшується, а після охолодження зменшується, що забезпечує посадку бандажу на вісь з натягом. При цьому в бандажі виникають власні залишкові напруги.

Опорні валки, які запобігають прогин і поломку чавунних робочих валків, експлуатуються в умовах високих питомих тисків, що призводить до зносу і зменшення діаметра. Тому, після експлуатації, для зміцнення і відновлення, проводиться електродугове наплавлення.

Внаслідок власних залишкових напруг і наплавлення бандажу зі сталі 90ХФ, схильної до утворення тріщин, при наплавленні необхідно забезпечувати мінімальні залишкові зварювальні напруги, які, підсумовуючись з власними залишковими напругами, можуть привести до поломки бандажу.

Як встановлено, при електродуговому наплавленні бандажованих опорних валків на високій погонній енергії 2,2 МДж/м, після термообробки

та уповільненого охолодження бандаж зламався до постановки в прокатний стан. Характер руйнування – крихке, бандаж тріснув, шматок бандажа летів як снаряд з великою кінетичною енергією. Енергія, внесена в бандаж, при наплавленні з великою погонною енергією, перетворилася в кінетичну енергію.

Ефективним способом підвищення тріщиностійкості є високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії, вплив якої на тріщиностійкість наплавленого металу досліджено недостатньо [6–8].

Мета досліджень – підвищення тріщиностійкості наплавленого металу і розробка процесу високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків, що забезпечує запобігання поломок бандажів.

Високошвидкісне наплавлення на низькій погонній енергії відповідає схемі наплавлення валика на масивне тіло потужною швидкорухаючою дугою, при якій температурне поле описується розробленим М.М. Рикаліним [9] рівнянням процесу розповсюдження тепла:

$$T(X, Y, Z) = \frac{q_{\text{н}}}{2\pi\lambda(-X)} e^{-\frac{VY^2}{4a(-X)}}, \quad (1)$$

де $q_{\text{н}}$ – ефективна теплова потужність дуги ($q_{\text{н}} = 0,24IU\eta_{\text{н}}$, 5356,8 кал/с); λ – коефіцієнт теплопровідності, 0,1 кал/см·с·°С; a – коефіцієнт температуропровідності (0,1 см²/с); V – швидкість наплавлення (2,08; 1,39; 0,695 см/с); X – абсциса вздовж напрямку наплавлення, см; Y – ордината перпендикулярно напрямку наплавлення, см; I – величина струму (800 А); U – напруга на дузі (31 В); $\eta_{\text{н}}$ – ефективний ККД (при зварюванні під флюсом 0,9).

Для поверхні тіл $Z = 0$ рівняння процесу розповсюдження тепла, при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії має вигляд:

$$\frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} = e^{-\frac{VY^2}{4a(-X)}}, \quad (2)$$

тоді:

$$\begin{aligned} -\frac{VY^2}{4a(-X)} &= \ln \frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} \\ Y^2 &= -\frac{4a(-X)}{V} \ln \frac{2\pi\lambda T(-X)}{q_{\text{н}}} \\ Y &= \sqrt{-\frac{4a(-X)}{V} (\ln \frac{2\pi\lambda T}{q_{\text{н}}} + \ln(-sX))}. \end{aligned} \quad (3)$$

Розрахунок ізотерм, при наплавленні дрітним електродом, проводиться на персональному комп'ютері за спеціально розробленою програмою, для поверхні основного металу ($Z = 0$), тепловий стан якої визначає формування швів.

Адекватність рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії підтверджена доброю збіжністю розрахункових і експериментальних даних ізотерм плавлення і ширини шва, отриманих при високошвидкісному наплавленні дрітом ПД-Нп 25Х5ФМС діаметром 3,6 мм, під флюсом АН-26П на пластини зі сталі Ст 3, розміром 30×300×400 мм. Електродугове наплавлення проводилось на режимі: величина струму 750...800 А, напруга на дузі 30...32 В, швидкість 0,7; 1,4; 2,1 см/с. При цьому, погонна енергія становила 3,3; 1,65; 1,1 МДж/м. Як джерело живлення використовували випрямляч ВДУ 1604.

Як встановлено, при підвищенні швидкості наплавлення ширина ізотерм плавлення зменшується (рис. 1), що добре узгоджується з експериментальними даними ширини шва, внаслідок зниження тепловкладення і погонної енергії.

При електродуговому наплавленні, під дією теплового збудження, в наплавленому металі виникають вакансії [1], оскільки енергія активації виникнення вакансій менше енергії утворення міжвузлових атомів. У зоні виникнення вакансій порушується статична рівновага сил міжатомної взаємодії, що призводить до зміщення сусідніх атомів з їх рівноважних положень, мікроспотворенням кристалічної решітки, мікронапругам, підвищенню щільності дислокацій і залишкових зварювальних напруг.

Тріщини утворюються, коли зварювальні напруги стають більше міжатомних зв'язків [6], тому для запобігання поломок бандажів, при наплавленні бандажованих опорних валків необхідно забезпечити мінімальні залишкові зварювальні напруги, які визначаються тепловкладенням і деформаціями.

Для дослідження впливу швидкості наплавлення на деформацію в поздовжньому напрямку виконували наплавлення на пластини (8×120×900)·10⁻³ м і (30×120×900)·10⁻³ м, складовим електродом з різною швидкістю.

Залежність залишкових зварювальних напруг від швидкості наплавлення, згідно з літературними даними [8]:

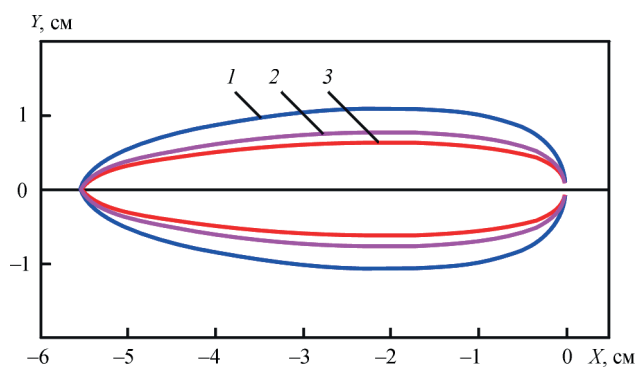


Рис. 1. Залежність ізотерм плавлення від швидкості наплавлення: 1 – 25 м/год; 2 – 50; 3 – 75

$$\sigma \geq \mu E \frac{q_{\text{н}}}{VF}, \text{ Па}, \quad (4)$$

де μ – коефіцієнт Пуассона (для вуглецевої сталі $\mu = 0,33$); E – модуль пружності (для вуглецевої сталі $E = (2,0 \dots 2,1) \cdot 10^5$ МПа); $q_{\text{н}}$ – ефективна теплова потужність (Дж/с); V – швидкість наплавлення, м/с; $q_{\text{н}}/V$ – погонна енергія, МДж/м; F – поперечний переріз пластини, м².

Поздовжня пластична деформація пластин залежить від залишкових зварювальних напруг [8]:

$$f = 0,613l \sqrt{\frac{\sigma - \sigma_{\text{кр}}}{E}}, \text{ м} \quad (5)$$

де l – довжина пластини, м; $\sigma_{\text{кр}}$ – критичне значення зварювальних напруг, Па.

Критичне значення залишкових зварювальних напруг, яке приводить до пластичної деформації, [8]:

$$\sigma_{\text{кр}} = \frac{\pi^2 E}{12} \left(\frac{\delta}{l} \right)^2, \text{ Па} \quad (6)$$

де δ – товщина пластини, м.

При напрузі більше критичної відбувається пластична деформація пластини.

З наведених виразів випливає, що залишкові зварювальні напруги прямо пропорційні деформації пластини [8]:

$$\sigma = \frac{f^2 E}{0,613^2 l^2} + \frac{\pi^2 E}{12} \left(\frac{\delta}{l} \right)^2, \text{ МПа} \quad (7)$$

Як встановлено, при збільшенні швидкості наплавлення і зменшенні погонної енергії, внаслідок зменшення тепловкладення деформація основного металу і залишкові зварювальні напруги знижуються (рис. 2), що значно підвищує тріщиностійкість.

Тріщиностійкість наплавленого металу до холодних тріщин, в значній мірі, визначається залишковими зварювальними напругами, які при наплавленні підсумовуються, що призводить до утворення тріщин. Наплавлення зносостійкого шару проводиться за п'ять і більше проходів, тому зварювальні напруги різко зростають, і товщина наплавленого шару на радіус обмежена величиною 0,025 м, перевищення якої призводить до значного зростання залишкових зварювальних напруг і відшаровування наплавленого металу по зоні сплаву з основним металом. Це підтверджено при наплавленні робочих валків стану 1700, коли при наплавленні 0,04 м на радіус, наплавлений метал відшарувався від основного металу. Тому дослідження проводилися при п'ятислойному наплавленні. Властивості металу шва визначали шляхом вимірювання зони термічного впливу, яку визначали за ізотермами плавлення 1539 °С та при температурі 1100 °С.

Як встановлено (рис. 3, 4), зі збільшенням швидкості наплавлення і зниженням погонної

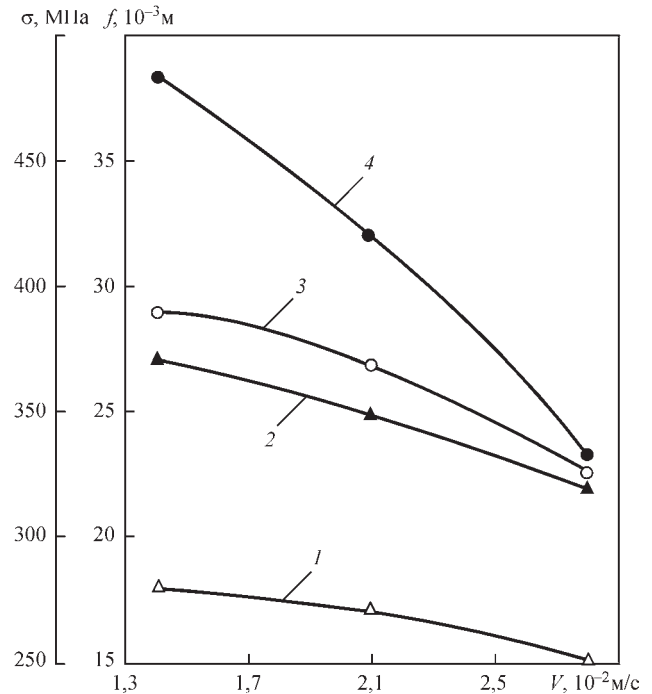


Рис. 2. Закономірність впливу швидкості наплавлення V на деформації f (1, 2) та зварювальні напруги σ (3, 4) в пластинах $(30 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (1, 3), $(8 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$ м (2, 4)

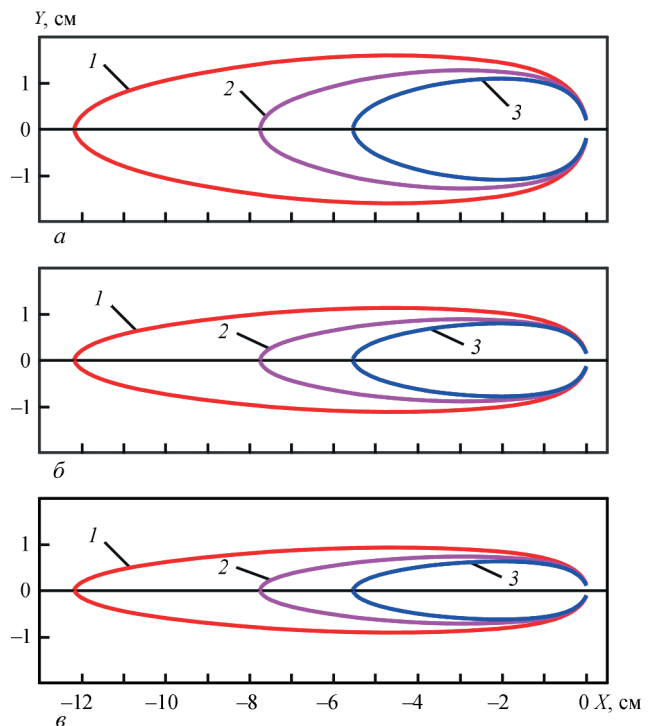


Рис. 3. Температурне поле при наплавленні зі швидкістю 25 (а), 50 (б), 75 м/год (в): 1 – $T = 700$ °С; 2 – 1100; 3 – 1539 енергії зменшується тепловкладення і зона термічного впливу, що забезпечує зниження схильності до утворення холодних тріщин і запобігає відшаровуванню наплавленого металу.

У кратері зварювальної ванни дуга розплавляє основний метал зі швидкістю зварювання на осі, яка з підвищенням швидкості зварювання зростає з 25 до 50 та 75 м/год (рис. 5). У міру розплавлення основного металу в кратері, в області біч-

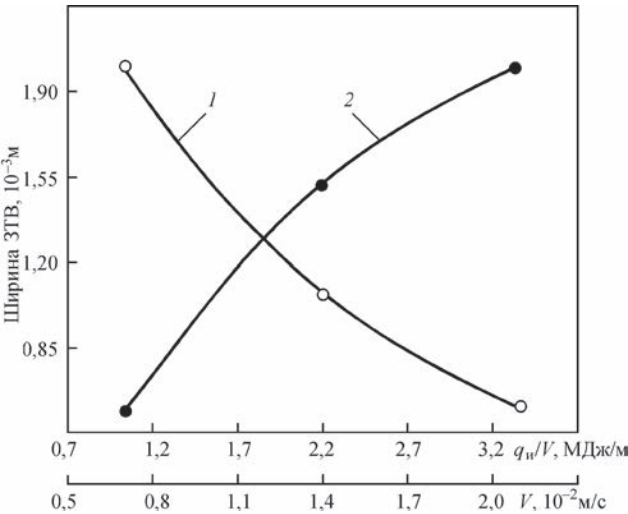


Рис. 4. Залежність ширини зони термічного впливу від швидкості наплавлення V (1) та погонної енергії q_n (2)

них крайок, швидкість знижується від швидкості зварювання до нуля в області переходу кратера до хвостової частини зварювальної ванни, де швидкість кристалізації рідкого металу зварювальної ванни зростає від нуля, в області бічних крайок, до швидкості зварювання на осі хвостової частини ванни.

Збільшення швидкості нагріву в 3 рази, від 200 до 600 °С, більше впливає на подрібнення аустенітного зерна, ніж підвищення швидкості охолодження в 25 разів, від 10 до 250 °С [10], що необхідно враховувати при дослідженні схильності до крихкого руйнування і утворення холодних тріщин.

Закономірність зміни швидкості розплавлення основного металу в кратері зварювальної ванни та швидкості кристалізації в хвостовій частині ванни збігається з ізотермою плавлення, відповідно до рівняння процесу розповсюдження тепла при ви-

сокошвидкісному напавленні на низькій погонній енергії.

Тріщиностійкість, в значній мірі, залежить від швидкості нагрівання і розплавлення, охолодження і кристалізації і часу перебування ванни в рідкому стані.

При високошвидкісному напавленні на низькій погонній енергії для потужного швидкорухаючого джерела тепла, час перебування ванни в рідкому стані визначається по рівнянню для ізотерми плавлення і довжини зварювальної ванни [9]:

$$T_{пл} = \frac{q_n}{2\pi\lambda V T_{ж}}, \text{ } ^\circ\text{С}, \tag{8}$$

з якого випливає, що час перебування ванни в рідкому стані залежить від швидкості і погонної енергії наплавлення:

$$t_{ж} = \frac{q_n}{2\pi\lambda V T_{пл}}, \text{ с}. \tag{9}$$

З підвищенням швидкості наплавлення, час перебування ванни в рідкому стані зменшується (рис. 6), внаслідок чого запобігається витікання рідкого металу зі зварювальної ванни і забезпечується якісне формування наплавленого металу.

Для підвищення тріщиностійкості бандажованих опорних валків розроблено спосіб високошвидкісного напавлення високовуглецевих сталей [11] на низькій погонній енергії 1,1 МДж/м, на режимі: величина струму 750...800 А, напруга на дузі 30...32 В, швидкість наплавлення 75 м/г.

Ефективність процесу підтверджена при високошвидкісному напавленні на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків стану 3000, при напавленні яких на низькій погонній енергії бандаж не зламався. Високошвидкісне напавлення валків виробляли з підігрівом до 300...350 °С, напавленням буферного шару низьковуглецевим

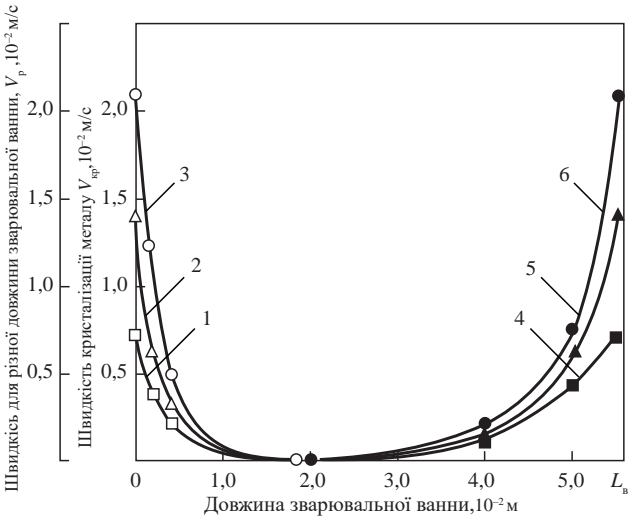


Рис. 5. Швидкість розплавлення основного металу v_p (1-3) та кристалізації рідкого металу зварювальної ванни (4-6) $v_{кр}$ при швидкості наплавлення 25 м/г (1, 4), 50 (2, 5) та 75 (3, 6)

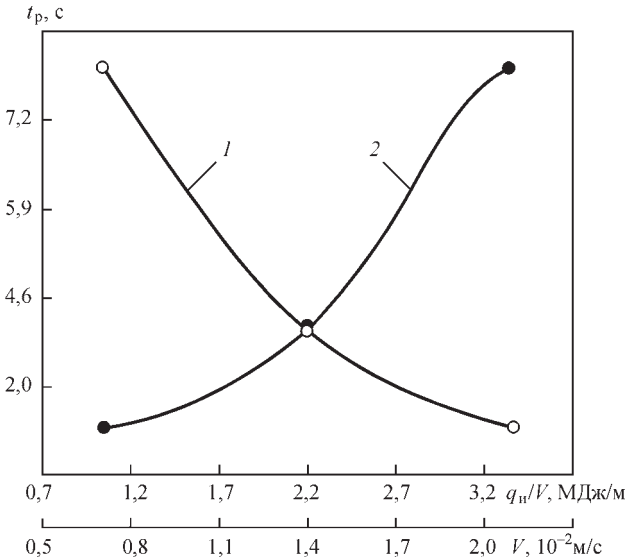


Рис. 6. Залежність часу перебування ванни в рідкому стані t_p від швидкості наплавлення V (1) та погонної енергії q_n (2)

дротом Зв08Г2С, діаметром 4 мм, під флюсом АН-60, наплавленням зносостійкого шару – порошковим дротом ПД-Нп-25Х5ФМС, діаметром 3,6 мм, під флюсом АН-26П, з погонною енергією 1,1 МДж/м, термічною обробкою і уповільненим охолодженням.

Температура попереднього підігріву, зі збільшенням вмісту вуглецю, підвищується від 150...200 °С для сталі 45, до 300...350 °С, для сталі 90ХФ.

Після закінчення електродугового наплавлення, для зниження зварювальних напруг, проводиться термічна обробка валка на наступних режимах: температура валка перед термообробкою – 300 °С; нагрів до температури 400...450 °С зі швидкістю 5...10 °С/г; витримка при цій температурі 8...10 год; охолодження, зі швидкістю не більше 10...15 °С/г до температури 300 °С.

При досягненні температури 300 °С валок встановлюється в термостат для уповільненого охолодження.

Розроблений процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків забезпечує мінімальні тепловкладення і залишкові зварювальні напруги, зменшення зони термічного впливу, схильності до утворення холодних тріщин і ймовірності відшаровування наплавленого металу, збільшення швидкості розплавлення і кристалізації, підвищення тріщиностійкості і відсутність поломок бандажів.

Висновки

1. Адекватність рівняння процесу розповсюдження тепла при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії підтверджена доброю збіжністю розрахункових даних ізотерм плавлення і експериментальних даних ширини шва.

2. На підставі розрахунково-експериментальних даних встановлено, що при високошвидкісному наплавленні на низькій погонній енергії зменшуються тепловкладення та залишкові зварювальні напруги, зона термічного впливу, схильність до утворення холодних тріщин та ймовірність відшаровування наплавленого металу, час перебування ванни в рідкому стані, зростає швидкість розплавлення і кристалізації, що підвищує тріщиностійкість бандажованих опорних валків.

3. Розроблено процес високошвидкісного наплавлення на низькій погонній енергії бандажованих опорних валків, який забезпечує зниження тепловкладення та залишкових зварювальних напруг, зменшення зони термічного впливу, збільшення швидкості розплавлення та кристалізації, підвищення стійкості до утворення тріщин, від-

сутність відшаровування наплавленого металу і поломок бандажів.

Список літератури

1. Прохоров Н.Н. (1976) *Физические процессы в металле при сварке*. Москва, Металлургия.
2. Шоршоров М.Х., Белов В.В. (1972) *Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке*. Москва, Наука.
3. Махненко В.И. (1976) *Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций*. Киев, Наукова думка.
4. Махненко В.И., Позняков В.Д., Великоиваненко Е.А. и др. (2009) Риск образования холодных трещин при сварке конструкционных высокопрочных сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 5–10.
5. Ющенко К.А., Великоиваненко Е.А., Червяков Н.О. и др. (2016) Влияние анизотропии свойств никелевого сплава на напряжения и пластические деформации в зоне сварного шва. *Там же*, **0**, 3–9.
6. Финкель В.М. (1970) *Физика разрушения*. Москва, Металлургия.
7. Николаев Г.А., Куркин С.А., Винокуров В.А. (1982) *Прочность сварных соединений и деформации конструкций*. Москва, Высшая школа.
8. Винокуров В.А., Григорьянц А.Г. (1984) *Теория сварочных деформаций и напряжений*. Москва, Машиностроение.
9. Рыкалин Н.Н. (1951) *Расчет тепловых процессов при сварке*. Москва, Машгиз.
10. Волобуев Ю.В., Федоров В.Г., Кулигин Г.Б. (1983) Оценка влияния параметров термического цикла сварки на размер аустенитного зерна в зоне термического влияния сталей типа 12ХН4МА. *Сварочное производство*, **12**, 6–8.
11. Шетинін С.В., Шетиніна В.І. (2019) *Спосіб електродугового наплавлення високовуглецевих сталей*. Україна Пат. 119594, МПК В23 К 9/04.

References

1. Prokhorov, N.N. (1976) *Physical processes in metal during welding*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Shorshorov, M.Kh., Belov, V.V. (1972) *Phase transformations and changes of properties of steel in welding*. Moscow, Nauka [in Russian].
3. Makhnenko, V.I. (1976) *Calculation methods of investigation of kinetics of welding stresses and strains*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Makhnenko, V.I., Poznyakov, V.D., Velikoivanenko, E.A. et al. (2009) Risk of cold cracking in welding of structural high-strength steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-6.
5. Yushchenko, K.A., Velikoivanenko, E.A., Chervyakov, N.O. et al. (2016) Effect of anisotropy of properties of nickel alloy on stresses and plastic deformations in weld zone. *Ibid.*, **10**, 2-7.
6. Finkel, V.M. (1970) *Physics of fracture*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
7. Nikolaev, G.A., Kutkin, S.A., Vinokurov, V.A. (1982) *Strength of welded joints and deformations of structures*. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
8. Vinokurov, V.A., Grigoryants, A.G. (1984) *Theory of welding stresses and strains*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
9. Rykalin, N.N. (1951) *Calculation of thermal processes in welding*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
10. Volobuev, Yu.V., Fedorov, V.G., Kuligin, G.B. (1983) Evaluation of influence of parameters of welding thermal cycle on austenitic grain size in heat-affected zone of steels of 12KhN4MA type. *Svarochn. Proizvodstvo*, **2**, 6-8 [in Russian].
11. Shchetynin, S.V., Shchetynina, V.I. (2019) *Method of electric arc surfacing of low-carbon steels*. Ukraine Pat. 119594, Int. Cl. B23 K 9/04 [in Ukrainian].

IMPROVEMENT OF CRACK RESISTANCE OF BANDED SUPPORT ROLLS AT HIGH-SPEED SURFACING WITH LOW ENERGY INPUT

S.V. Shchetinin, V.I. Shchetinina, S.P. Desyatskii

Priazovskii State Technical University, 7 Universitetskaya Str., 87555, Mariupol, Ukraine.

E-mail: shchetynin.sergey2012@gmail.com

The objective of the work is improvement of deposited metal crack resistance and development of the process of high-speed surfacing with a low energy input of banded support rolls. In order to achieve the set objective, we developed the process of improving the crack resistance due to high-speed surfacing of banded support rolls with a low energy input. In keeping with the equation of heat propagation at high-speed surfacing with a low energy input, increase of surfacing speed is accompanied by lowering of heat input, narrowing of melting isotherm width and HAZ. Calculation and experimental methods were used to establish that at increase of surfacing speed, lower heat input results in decrease of deformations and welding stresses, and reduction of HAZ, where cold cracks form, that prevents delamination of the deposited metal. Melting and solidification rates rise, time of the pool staying in the liquid state is reduced that prevents liquid metal pouring out of the weld pool and improves deposited metal formation. Established regularities were the base for development of the process of high-speed surfacing with low energy input, at which the heat input and welding stresses decrease, HAZ is reduced and deposited metal delamination is prevented, melting and solidification rate increase, time of the pool staying in the liquid state becomes shorter, and crack resistance of banded support rolls becomes higher. Developed process of high-speed surfacing of banded support rolls with a low energy input provides a lowering of the heat input and welding stresses, HAZ reduction, increase of melting and solidification rates and crack resistance, and absence of deposited metal delamination or band failures. 11 Ref., 6 Fig.

Keywords: high-speed surfacing with low energy input, melting isotherms, heat input, welding stresses, HAZ, crack resistance, banded support rolls

Надійшла до редакції
24.10.2019

ЗАМОРОЖУВАННЯ ТРУБ ПРИ РЕМОНТІ ЗА ДОПОМОГОЮ CO₂

Компанія Huntingdon Fusion Technique (UK) забезпечує економію витрат на проведення ремонту або модифікації труб, які мають рідину всередині.

Qwik-Freezer™, портативна система заморожування трубопроводів з CO₂, вимагає невеликого часу налаштування і є єдиною системою заморожування труб з низькою вартістю, здатною робити крижані пробки в трубах діаметром до 200 мм.

Комплект Qwik-Freezer™ простий у використанні. Спеціально розроблений кожух обмотує навколо труби місце, де потрібно заморожування. Потім насадка з'єднується з циліндром рідкого CO₂ за допомогою шланга високого тиску. Коли рідкий CO₂ вводиться в простір між кожухом і трубою Qwik-Freezer™, він негайно розширюється, утворюючи твердий вуглекислий газ (сухий лід) при температурі –78 °C. Ця низька температура швидко заморожує рідину, утворюючи надійну «крижану пробку», яка герметизує трубу.

Крижана пробка Qwik-Freezer™ утворюється лише на ділянці труби, покритій кожухом, тому в результаті тиск дуже малий і не має пошкодження труби. Комплект для заморожування труб Qwik-Freezer можна безпечно використовувати на трубах із заліза, свинцю, нержавіючої сталі, міді, латуні та пластику.

Більше про систему Qwik-Freezer™ можна знайти на сайті www.huntingdonfusion.com.



МІКРОСТРУКТУРА ЗРАЗКІВ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ МАРКИ Ti6Al4V, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ПОШАРОВОГО ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДРОТОМ

В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, О.М. Берднікова, В.А. Матвійчук, В.Р. Страшко

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

Методом електронно-променевого наплавлення отримані зразки виробів різної форми з використанням дроту титанового сплаву Ti6Al4V. Дефектів в наплавлених шарах не виявлено. У процесі роботи проводилися дослідження мікроструктури, фазового складу та мікротвердості зразків. Для наплавленого металу характерна структура, що складається переважно з пластинчасто-голчастої α' -фази. Структура містить незначну кількість β -фази, яка залягає у вигляді тонких прошарків між голчастими виділеннями α' -фази і не виявлена оптичним мікроскопом, а виявляється методами електронної мікроскопії та рентгенівськими дослідженнями. Мікроструктура наплавленого металу переважно рівноосна та зерниста, градієнтна за розмірами та за мікротвердістю. Мікротвердість біля межі зон відрізняється від мікротвердості матриці зерна, що, можливо, пов'язано з різницею за вмістом легуючих елементів. У напрямку до верхівки побудованого зразка твердість незначно зменшується. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: адитивні технології, електронно-променева гармата, електронно-променеве наплавлення, сплав титану, металографія, мікроструктура, мікротвердість

На теперішній час одним з перспективних напрямків, які швидко розвиваються в промисловому виробництві, є адитивні технології. Ринок адитивних технологій складається з виробництва обладнання та його обслуговування, розробки програмного забезпечення, моделей майбутніх деталей та створенні продукції по кресленнях замовника.

До адитивного обладнання відносяться програмні та апаратні машини, які виконують різні завдання і функції. Загальним залишається виготовлення виробів за цифровою моделлю, методом пошарового нанесення витратного матеріалу [1].

Найбільш широкого розповсюдження набули лазерні адитивні технології. Однак для створення великих, матеріаломістких виробів типу корпусів потрібна збільшена продуктивність пошарового наплавлення. У цьому випадку найбільш доцільно використовувати енергію електронного променя, яка фокусується і подається безпосередньо в зону сплаву електронно-оптичною системою електронно-променевої гармати (ЕПГ).

Особливо актуальним є використання електронно-променевих адитивних технологій в авіа- та турбінобудуванні, де застосовуються легкі, хімічно активні матеріали на основі алюмінію та титану. Процес відбувається у вакуумному середовищі, що дозволяє наплавляти деталь без додаткових захисних газів, зберігаючи при цьому чистоту вихідного матеріалу.

У даній роботі матеріалом для дослідження був титановий сплав Ti6Al4V, отриманий методом електронно-променевого наплавлення.

Титанові сплави є одними з основних конструкційних матеріалів, що застосовуються в даний час в різних галузях промисловості.

Сплав Ti6Al4V поширений серед титанових сплавів, який широко використовується в аерокосмічній та медичній сферах. Саме в цих галузях стоїть завдання швидкого і простого створення великого спектру номенклатурних виробів зі сплаву Ti6Al4V [2, 3].

Метою роботи було вивчення мікроструктур та мікротвердості зразків, отриманих зі сплаву Ti6Al4V, виготовлених пошаровим вирощуванням за допомогою електронно-променевої адитивної технології із застосуванням присадного дроту.

Для досягнення даної мети в роботі були поставлені наступні завдання:

- отримання зразків, наплавлених у вакуумі з використанням дроту марки Ti6Al4V;
- дослідження мікроструктури наплавлених зразків;
- вимірювання мікротвердості зразків.

Електронно-променеве наплавлення з використанням металевих дроту. Технологія наплавлення полягає в пошаровому нанесенні металу з використанням дроту, який розплавляють, використовуючи ЕПГ, до отримання заготовки, максимально наближеної за геометричними розмірами до кінцевого виробу. Перевагою технології є продуктивність виробництва, що складає до 12 кг/год. Технологія дозволяє отримувати великорозмірні металеві вироби, у тому числі з тугоплавких і жа-

В.М. Нестеренков – <http://orcid.org/0000-0002-7973-1986>, М.О. Русиник – <https://orcid.org/0000-0002-7591-7169>, О.М. Берднікова – <http://orcid.org/0000-0001-9754-9478>, В.А. Матвійчук – <https://orcid.org/0000-0002-9304-6862>, В.Р. Страшко – <https://orcid.org/0000-0001-6852-3551>

© В.М. Нестеренков, М.О. Русиник, О.М. Берднікова, В.А. Матвійчук, В.Р. Страшко, 2020

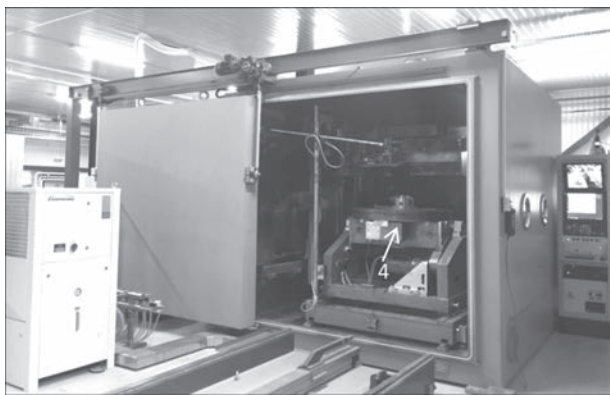


Рис. 1. Електронно-променева установка KL-197 з механізмом подачі дроту для наплавлення

ромічних сплавів, з високою щільністю та однорідністю [4].

Повторюваність результатів технології електронно-променевого наплавлення у сукупності з гнучкістю управління технологічним процесом дозволяє формувати деталі з необхідною структурою і заданими властивостями. Під час процесу наплавлення електронний промінь створює на поверхні деталі ванну розплавленого металу. Деталь, що наплавляється, переміщується відносно нерухомої ЕПГ та механізму подачі присадного дроту за координатами $X-X$, $Y-Y$, в горизонтальній площині, або електронна гармата з пристроєм подачі дроту переміщуються відносно нерухомої основи за координатами $X-X$, $Y-Y$, $Z-Z$ [5, 6].

Для виготовлення зразків виробів застосовували дріт діаметром 2 мм із титанового сплаву марки Ti6Al4V виробництва підприємства Sino-Euro Materials Technologies of Xian Co., LTD, Китай. Наплавлення велося на промисловому устаткуванні для електронно-променевого зварювання KL-197, яке оснащено механізмом переміщення та подачі дроту (рис. 1, 2).

Для досліджень були наплавлені зразки лінійної та циліндричної форми.

Процес електронно-променевого наплавлення відбувається у вакуумній камері (рис. 1). Дріт з котушки подається електричним двигуном з редуктором крізь направляючий канал 1 та мунштук 2 у зону наплавлення (рис. 2). У процесі наплавлення змінними параметрами є, швидкість подачі дроту та струм пучка. Наплавлення відбувається пошарово, після кожного проходу маніпулятор разом з ЕПГ піднімається на задану величину по координаті $Z-Z$, у вертикальній площині. Так, циліндричний зразок був отриманий шляхом обертання поверхні, що наплавляється, 3 за допомогою вертикального обертача 4 (рис. 2, а) відносно ЕПГ 5. Лінійний зразок отриманий шляхом переміщення ЕПГ 5 з маніпулятором подачі дроту відносно жорстко закріпленої пластини 6 (рис. 2, б).

Таким чином, були отримані зразки: циліндричний – діаметром 70 мм, висотою 30 мм, з товщиною стінки 9...10 мм. Та лінійний – довжиною 100 мм, висотою 40 мм з товщиною стінки 7...8 мм.

Металографічні дослідження. Хімічний склад дроту сплаву Ti6Al4V наведено у таблиці.

Аналіз поперечних шліфів показує отримання щільної литої структури наплавленого металу.

Для виявлення мікроструктури поліровані зрізи наплавлених зразків були протравлені у спеціальному реактиві для травлення титану та його сплавів наступного складу:

- плавикова кислота – 1 частина;
- азотна кислота – 1 частина;
- вода – 1 частина.

Хімічний склад дроту Ti6Al4V, мас. %

V	Al	Fe	N	O	H	C
3,5...4,5	5,5...6,75	0,4	0,05	0,2	≤0,015	0,08

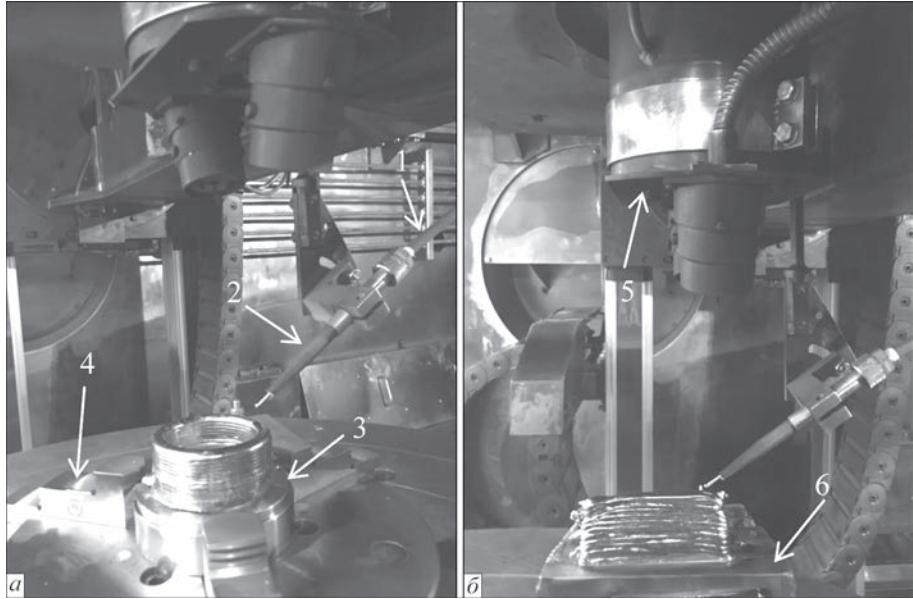


Рис. 2. Зразки, що наплавлені за електронно-променевою технологією: а – циліндричний; б – лінійний (опис 1–6 див. у тексті)

Металографічні дослідження проводили на мікроскопі «Neophot-32» при різних збільшеннях. Цифрові зображення мікроструктур отримані за допомогою фотокамери «Olympus». Твердість по Вікерсу досліджуваного металу вимірювали на мікротвердометрі М-400 фірми «Лесо» при навантаженнях 1,0 кг ($HV10$) по всій висоті шліфів з кроком 500 мкм та 0,1 кг ($HV1$) для детальних досліджень структури.

Циліндричний зразок. Зразок складається з 14-ти шарів наплавленого металу (рис. 2, а). Металографічними дослідженнями наплавленого металу встановлено, що структура в основному складається з перекристалізованих зерен різних розмірів з різним ступенем травимості. У ділянках наплавленого металу мікродефектів не виявлено.

У нижній частині зразка (рис. 3, шари 1-4,) зеренна структура має переважно рівноосний ха-

рактер, проте за розміром зерен структура градієнтна: D_3 (min) = 500...700 мкм; D_3 (max) = 1800...2000 мкм. На (рис. 4, а) показано змінювання у наплавлених шарах мінімальних і максимальних розмірів зерен (D_3) та довжини кристалітів ($L_{кр}$) по висоті зразка.

При цьому розподіл твердості має нерівномірний характер. Значення твердості ($HV10$) та її змінювання по всій висоті циліндричного зразка графічно наведені на (рис. 4, б).

При переході до наступних шарів спостерігається формування великих кристалітів по всій висоті зразка і незначне зменшення твердості при її відносно рівномірному розподілі і характерних значеннях $HV10$ – 2750...2820 МПа (рис. 4, б). Встановлено, що в перекристалізованих ділянках наплавленого металу твердість знаходиться в межах від $HV10$ – 2600 до $HV10$ – 3130 МПа (рис. 5).

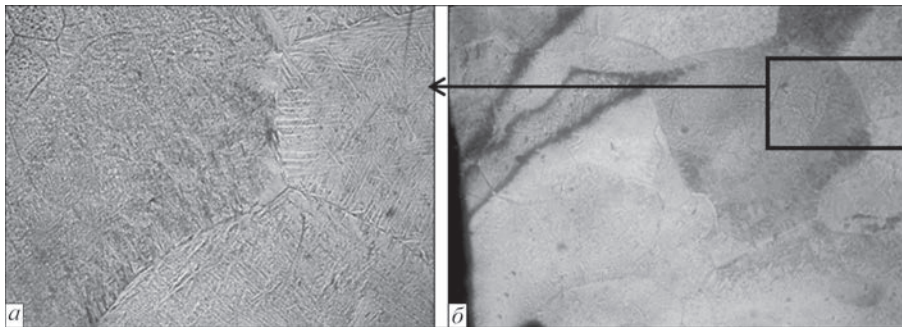


Рис. 3. Мікроструктура металу у нижній зоні зразка: а, б – фрагменти мікроструктури: а – $\times 100$; б – $\times 25$

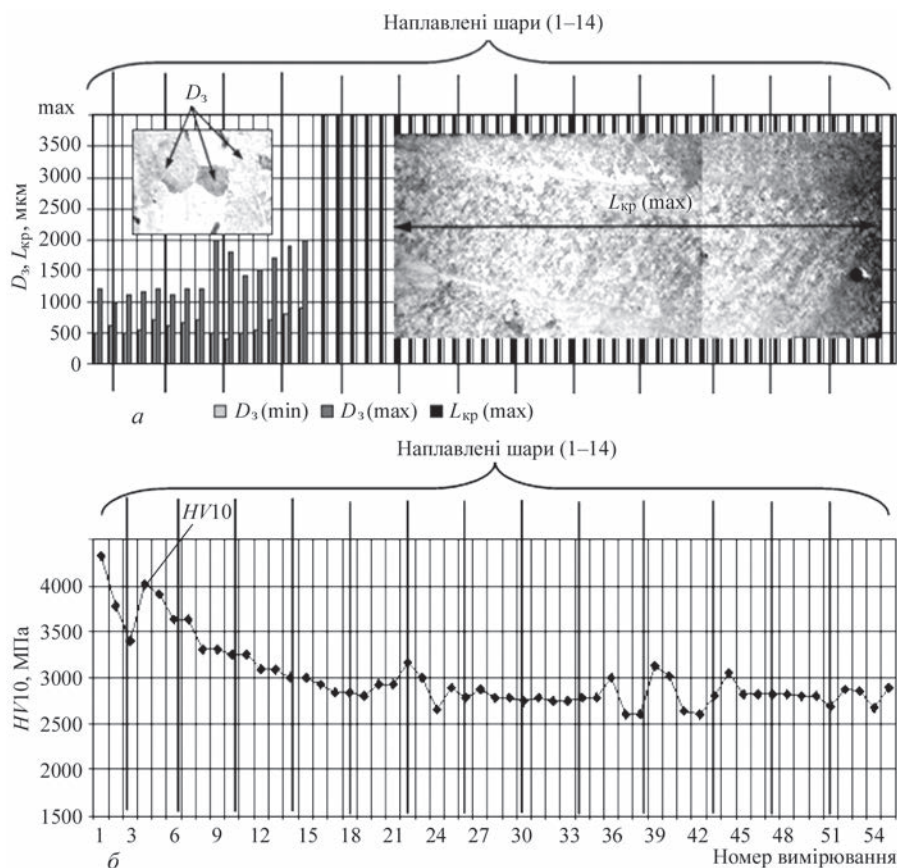


Рис. 4. Зміна структурних параметрів у наплавлених шарах: а – величини зерна D_3 ; б – твердості $HV10$

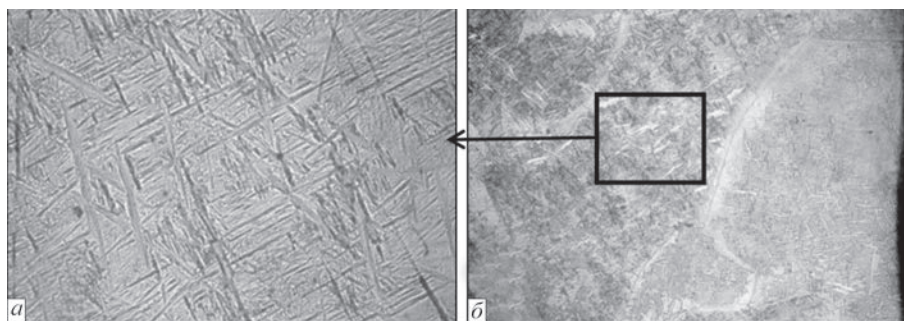


Рис. 5. Мікроструктура металу у середній частині зразка: а, б – фрагменти мікроструктури: а – $\times 100$; б – $\times 25$

При більш детальному дослідженні структури (при збільшенні $\times 100$) встановлено, що для наплавленого металу характерна структура, що складається переважно з пластинчасто-голчастої α' -фази (рис. 5, 6).

В пограничних зонах α' -фази, шавлення якої слабше, ніж матриця зерна, твердість складає $HV1 - 2870 \dots 3660$ МПа. Мікротвердість на межі зон відрізняється від мікротвердості матриці зерна, що, можливо, пов'язано з різницею у складі легуючих елементів [4].

За даними [7] структура містить незначну кількість β -фази, яка залягає у вигляді тонких прошарків між голчастими виділеннями α' -фази і не виявлена оптичним мікроскопом, а визначається методами електронної мікроскопії та рентгеновськими дослідженнями.

По висоті зразка, при накладанні шарів наплавлення, в результаті термічної обробки, вплив від наплавлення наступного шару, структура являє собою великі кристаліти з однорідною пластинчасто-голчастою структурою α' -фази при мікротвердості $HV1 - 2830 \dots 3220$ МПа. Розміри і форма го-

лок та пластин залежать від чистоти та швидкості охолодження металу [8]. Для середніх шарів наплавленого металу характерне потовщення голчастої складової α' -фази (рис. 5). Відомо, що зі зменшенням швидкості охолодження голчасті виділення α' -фази товстішають [6].

Лінійний зразок. Наплавлення складається з 12 шарів (рис. 2, б). Дефектів структури не виявлено. Металографічними дослідженнями наплавленого металу встановлено, що структура, так само, як і в циліндричному зразку, складається з перекристалізованих зерен різних розмірів з різним ступенем травимості.

У нижній частині зразка (рис. 7, шари 1-8) зеренна структура має змішаний характер: відносно рівноосні зерна та зерна неправильної форми.

Величина зерна (D_3) в цій зоні становить близько $D_3 = 500 \dots 1600 \times 700 \dots 4000$ мкм (рис. 9). При цьому розподіл мікротвердості має відносно рівномірний характер. При переході в наступні шари (9-12) спостерігається формування великих кристалітів розміром до $h \times L_{кр} = 2000 \times 7000$ мкм (рис. 8, 9, а).

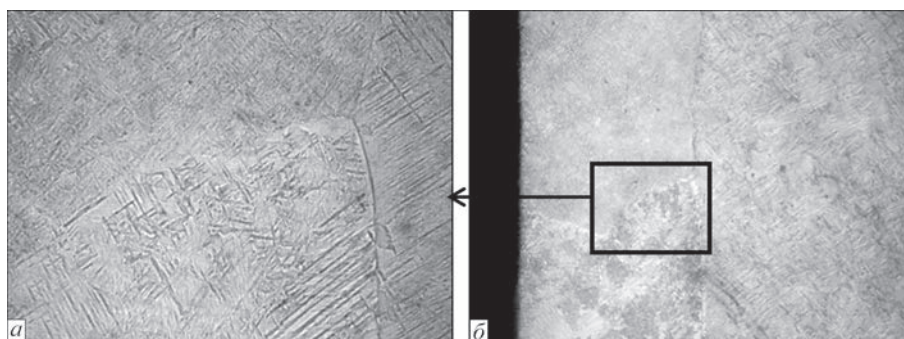


Рис. 6. Мікроструктура металу у верхній зоні зразка: а, б – фрагменти мікроструктури: а – $\times 100$; б – $\times 25$

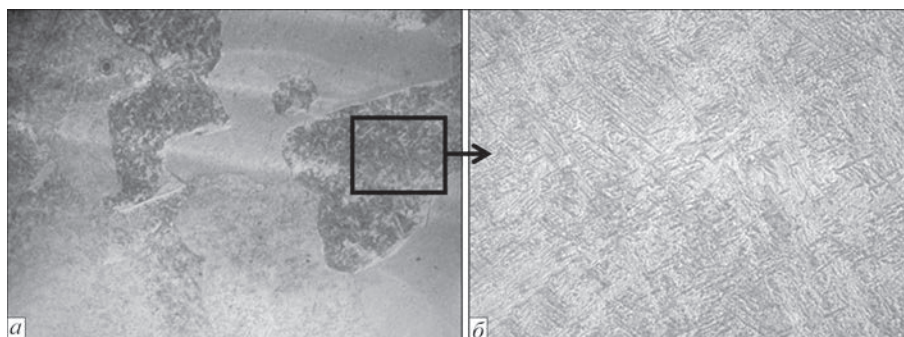


Рис. 7. Мікроструктура металу у нижній зоні лінійного зразка: а, б – фрагменти мікроструктури: а – $\times 25$; б – $\times 200$

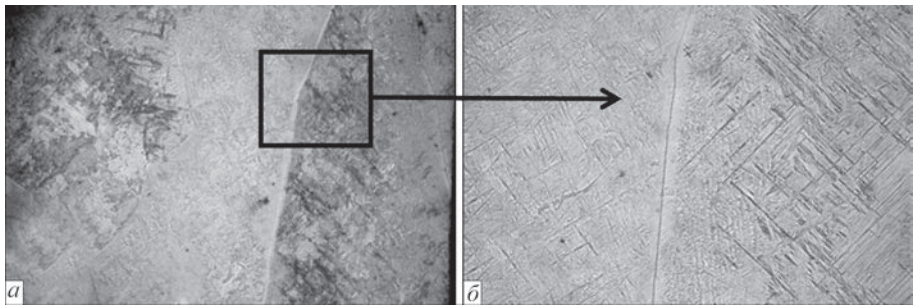


Рис. 8. Мікроструктура металу лінійного зразка у верхній зоні: а, б – фрагменти мікроструктури: а – $\times 25$; б – $\times 100$

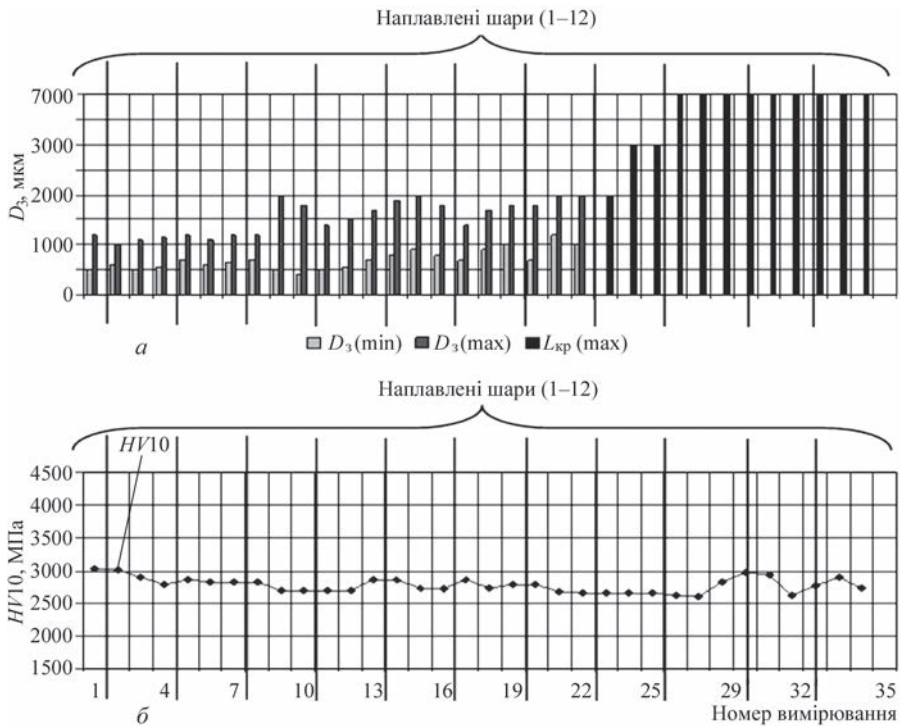


Рис. 9. Зміна структурних параметрів у наплавлених шарах: а – величини зерна (D_3); б – твердості ($HV10$)

Значення твердості ($HV10$) та її змінювання по всій висоті лінійного зразка наведено на (рис. 9, б). У нижньому шарі твердість становить $HV10 - 3030$ МПа. При переході в наступні шари твердість незначно зменшується до $HV10 - 2790...3010$ МПа. Встановлено, що по всій висоті наплавленого металу твердість знаходиться в межах від $HV10 - 2630$ до $HV10 - 2930$ МПа.

При детальному дослідженні наплавленого металу (збільшення $\times 100$) встановлено, що структура складається з пластинчасто-голчастої α' -фази (див. рис. 7, 8). Мікротвердість у внутрішніх обсягах зернової структури становить $HV1 - 2210...2970$ МПа. У зонах на межі зерен не спостерігається ділянок зі слабкою травимістю. Їх структура така ж, як і матриці зерен. Це свідчить про відсутність хімічної неоднорідності у локальних зонах структурних складових [7].

Висновки

1. Застосована технологія багат шарового наплавлення дозволяє отримувати структуру подіб-

ну до структури литого металу без дефектів у наплавлених шарах.

2. Були проведені дослідження мікроструктури наплавлених зразків різного типу. Структура являє собою великі кристаліти з однорідною пластинчасто-голчастою структурою α' -фази. Розміри і форма голок та пластин залежать від чистоти та швидкості охолодження металу.

3. Були проведені дослідження на визначення мікротвердості отриманих зразків. Мікротвердість на межі зон відрізняється від мікротвердості матриці зерна, що, можливо, пов'язано з різницею у складі легуючих елементів. Розподіл мікротвердості має відносно рівномірний характер.

Список літератури

1. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник*. Москва, ВИЛС-МАТИ.
2. Al-Bermani S.S., Blackmore M.L., Zhang W., Todd I. (2010) The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 41, 13, 3422–3434. Doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.

3. Попов А.А., Илларионов А.Г., Россина Н.Г., Гриб С.В. (2013) *Металловедение и термообработка сплавов титана. Структура и свойства: учебное пособие*. Екатеринбург, УрФУ.
4. Жуков В.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. (2016) Аддитивное производство металлических изделий. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 148–153.
5. Matviichuk V.A., Nesterenkov V.M., Rusynik M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica E+E*, **3-4**, 69–73.
6. Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О. (2017) Принципы получения промышленных изделий методом быстрого прототипирования с применением электронно-лучевых технологий. *Сб. тр. VIII Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» LTWMP г. Одесса 11–15 сентября 2017 г.*, сс. 73–77.
7. Грабин В.Ф. (1975) *Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов*. Киев, Наукова думка, 263.
8. Замков В.Н. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
2. Al-Bermani, S.S., Blackmore, M.L., Zhang, W, Todd, I. (2010) The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti–6Al–4V. *Metallurg. and Mater. Transact. A.*, 41(13), 3422–3434. doi: 10.1007/s11661-010-0397-x.
3. Popov, A.A., Illarionov, A.G., Rossina, N.G., Grib, S.V. (2013) *Physical metallurgy and heat treatment of titanium alloys. Structure and properties: Manual*. Ekaterinburg, UrFU [in Russian].
4. Zhukov, V.V., Grigorenko, G.M., Shapovalov, V.A. (2016) Additive manufacturing of metal products (Review). *The Paton Welding J.*, **5-6**, 137–142.
5. Matviichuk, V.A., Nesterenkov, V.M., Rusynik, M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica E+E*, **3-4**, 69–73.
6. Nesterenkov, V.M., Matviichuk, V.A., Rusynik, M.O. (2017) Principles of production of commercial items by rapid prototyping using electron beam technologies. In: *Proc. of 8th Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Materials Processing LTWMP (Odessa, 11-15 September, 2017)*, 73–77.
7. Grabin, V.F. (1975) *Principles of physical metallurgy and heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Kiev, Naukova Dumka, 263 [in Russian].
8. Zamkov, V.N. (1986) *Metallurgy and technology of welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

References

MICROSTRUCTURE OF TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY THE METHOD OF LAYERED ELECTRON BEAM SURFACING USING THE WIRE OF GRADE Ti6Al4V

V.M. Nesterenkov, M.O. Rusynyk, O.M. Berdnikova, V.A. Matviychuk, V.R. Strashko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Using electron beam surfacing, the specimens of products of titanium alloy of various shapes using the wire of grade Ti6Al4V were produced. In the deposited layers no defects were detected. In the course of the work, the investigations of microstructure, phase composition and mechanical properties of the specimens were carried out. For the weld metal, the structure consisting mainly of lamellar-acicular α' -phase is typical. The structure contains a small amount of β -phase, which lies in the form of thin layers between the acicular precipitations of α' -phase. It is not detected using the optical microscope, however can be detected applying electron microscopy and X-ray examinations. The microstructure of the deposited metal is mostly equilibrium and granular, gradient in sizes and microhardness. The microhardness of the boundary zones differs from the microhardness of the grain matrix, which may be associated with the difference in the content of alloying elements. Towards the top of the built specimen, the hardness decreases slightly. 8 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: additive technologies, electron beam gun, electron beam surfacing, titanium alloy, metallography, microstructure, microhardness

Надійшла до редакції
02.04.2020



ЗАПОРІЗЬКИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020

8-10 вересня 2020 р.

Щорічна міжнародна спеціалізована виставка «Запорізький Промисловий Форум – 2020» відбудеться у нові строки – з 8 по 10 вересня 2020 р. у виставковому центрі «Козак-Палац».

Запорізький форум – ефективна платформа для успішних презентацій технічних новинок, захід об'єднує спеціалізовані виставки: «Машинобудування. Металургія», «Литво», «Зварювання», «Електротехніка та автоматизація», «Композити та склопластики».

Виставка-2019 р. в цифрах: 118 експонентів, представники 8 країн світу (Польща, Німеччина, Туреччина, Швейцарія, Чехія, Італія, Швеція, США), представлено понад 300 торговельних марок, 6000 кв. м виставкової площі, спеціалізовані конференції та семінари, близько 3000 відвідувачів.

www.expo.zp.ua



АВТОМАТИЧНЕ ДУГОВЕ ЗВАРЮВАННЯ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ТА ВІДНОВЛЮВАЛЬНОМУ РЕМОНТІ ТРУБНИХ ЕЛЕМЕНТІВ СПІРАЛЕЙ ПВТ ЕНЕРГОБЛОКІВ АЕС

Л.М. Лобанов¹, Н.М. Махлін², В.Є. Попов², Д.С. Оліяненко², О.В. Ковалюк^{3*}

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

²ДП «НІЦ ЗКАЕ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України». 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: electro@paton.kiev.ua

³ВП «Атоменергомаш» ДП «НАЕК «Енергоатом». 71503, м. Егоргодар, вул. Промислова, 52, п/с 306.

E-mail: office@aem.zp.ua

В роботі розглянута можливість застосування для отримання зварних з'єднань трубних елементів спіралей високого тиску підігрівачів високого тиску автоматичного орбітального зварювання неплавким електродом у середовищі гелію або за допомогою плазмового зварювання методами автоопресування або послідовного проплавлення. Наведено результати відпрацювання цієї технології й оптимальні режими виконання неповоротних зварних з'єднань трубних елементів спіралей підігрівачів високого тиску енергоблоків АЕС. Представлено опис технічних пропозицій щодо створення вітчизняного зварювального обладнання для реалізації запропонованої технології. Показано, що застосування розробленої технології з використанням вітчизняного обладнання дозволяє значно підвищити продуктивність праці при виконанні зварних з'єднань трубних елементів спіралей підігрівачів високого тиску та суттєво підвищити їх якість. Бібліогр. 13, рис. 3.

Ключові слова: підігрівачі високого тиску, спіралі підігрівачів високого тиску, автоматичне орбітальне зварювання, неплавкий електрод, автоопресування або послідовне проплавлення, стиснена дуга, гелієдугове або плазмове зварювання, неповоротні стики трубопроводів, плазмотрон

Трубопроводи (у тому числі високого тиску) енергоблоків АЕС з легководними реакторами ВВЕР, як і з реакторами з киплячою водою, експлуатуються, як правило, в умовах одночасного впливу на них високих температур, підвищеного тиску, значних мас води і/або водяної пари, а також прониклої радіації. До трубопроводів високого тиску можна віднести й трубні конструкції спіралей підігрівачів високого тиску (ПВТ) – важливих, принципово необхідних та відповідальних елементів другого контуру енергоблоків АЕС. Живильна вода, яка під тиском надходить до спіралей ПВТ, підігрівається до необхідної температури, після чого ця вода надходить до теплообміннику – парогенератору (ПГ), де вона перетворюється у пару, яка подається на турбіну, що приводить у дію електрогенератори енергоблоку АЕС [1–3]. Характерними особливостями спіралей ПВТ є наявність зварних з'єднань трубних елементів спіралей, а також параметри середовища – живильної води, яка подається за номінального тиску 12,0 МПа (120 кгс/см²) у спіраль, де ця вода нагрівається до температури 235 °С, внаслідок чого у процесі експлуатації ПВТ зварні з'єднання їх спіралей зазнають корозійно-ерозійного зношення. Тому проектування, виготовлення та віднов-

лювальний ремонт спіралей ПВТ мають свою специфіку [3, 4], яка визначає технічні вимоги до матеріалу, конструкції та зварних з'єднань ПВТ. Існують одно- та двошаскні конструкції спіралей ПВТ, проте найбільше розповсюдження отримали одношаскні спіралі.

Конструктивно спіраль ПВТ складається з трьох трубних елементів, з'єднаних між собою двома зварними стиковими швами. Заготівками для цих елементів слугують довгомірні відрізки труби з номінальним діаметром 32 мм та номінальною товщиною стінки 4,0 мм з вуглецевої сталі 20. Довжина одного з прямих відрізків («центрального»), які використовуються у якості заготовок для трубних елементів спіралей ПВТ, складає 7000 мм, двох інших прямих відрізків – 5980 і 5403 мм відповідно, при цьому «центрального» відрізка має дільницю з S-подібним вигином, який, згідно з КД, виконується до зварювання, що приводить до різних просторових положень повздовжніх осей різних дільниць цього відрізка. Усі згадані вище відрізки з боку своїх торців мають V-подібне розкриття 1-24-1 (С-24-1), яке утворюється за допомогою попередньої верстатної обробки. Після виконання зварних з'єднань трубних елементів, їх термооброб-

*У дослідженнях та підготовці цієї роботи активну участь взяли А.М. Жерносов, О.Є. Коротинський, Л.І. Ниркова (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України), В.Є. Водолазський, В.Ю. Буряк, Л.П. Муценко (НІЦ ЗКАЕ), М.І. Скопюк (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України), С.І. Лавров, О.О. Кириленко та В.Г. Курнішов (ВП «Атоменергомаш»).

Л.М. Лобанов – <http://orcid.org/0000-0001-9296-2335>

© Л.М. Лобанов, Н.М. Махлін, В.Є. Попов, Д.С. Оліяненко, О.В. Ковалюк, 2020

ки та неруйнівного контролю з отриманої таким чином трубної конструкції за допомогою спеціальної приспособи формують власне спіральну конструкцію. До прямих вхідної та вихідної ділянок цієї конструкції приварюють хвостовики й здійснюють термообробку та неруйнівний контроль її зварних з'єднань.

Дотепер при виготовленні та відтворювальному ремонті спіралей ПВТ навіть у заводських умовах для виконання зварних з'єднань цих спіралей у вітчизняній практиці використовують виключно способи ручного багатопрхідного аргонодугового зварювання (TIG) з подачею присадного дроту, основними проблемами яких є недостатня продуктивність цих технологічних процесів, неможливість підтримування стабільності якості зварних з'єднань через її залежність від «людського» чиннику, необхідність підготовки та залучення досвідчених висококваліфікованих зварників. Тому забезпечення зростання продуктивності зварювання та стабільності якості зварних з'єднань спіралей ПВТ при їх виготовленні та відтворюючому ремонті на вітчизняних підприємствах шляхом застосування автоматичного або механізованого зварювання представляє собою актуальну науково-технічну задачу.

Для рішення цієї задачі раніше досліджувались та аналізувались можливості застосування різних способів дугового зварювання, у тому числі автоматичного орбітального зварювання неплавким електродом у середовищі аргону (GTAW), ручного та автоматичного орбітального зварювання неплавким електродом у середовищі аргону з активуючими флюсами (ATIG та GTAW-A відповідно) та механізованого (автоматичного) зварювання плавким електродом у середовищі суміші захисних газів [4]. При проведенні цих досліджень враховувалось, що згідно з Правилами та Нормами у атомній енергетиці (ПН АЕ) й іншими нормативними документами в Україні, зварні з'єднання трубних елементів спіралей ПВТ у стані прямих відрізків труб з номінальним діаметром 32 мм, номінальною товщиною стінки 4,0 мм та розкриттям крайок 1-24-1 (С-24-1) зі сталі 20 мають виконуватись з повним (100 %-м) проваром з граничним підсиленням $(2,0 \pm 1,0)$ мм та опуклістю кореневого зварного шву не більше 1,5 мм або його вгнутістю, яка не перевищує 0,6 мм. При цьому зміщення крайок трубних елементів спіралей ПВТ має бути не більше 0,4 мм, а зварні з'єднання цих трубних елементів можуть бути віднесені до категорії III (підкатегорія IIIc) по ПН АЕ Г-7-010-89. У відповідності до результатів проведених раніше досліджень експериментально встановлена принципова неможливість досягнути за допомогою автоматичного орбітального аргонодугового зва-

рювання неплавким електродом (GTAW) потрібної стабільної якості зварних з'єднань спіралей ПВТ та їх 100 %-го провару розробленими ще у 1970–1980 рр. у Науково-дослідницькому та конструкторському інституті монтажних технологій (НИКИМТ) методами автоопресування або послідовного проплавлення [5, 6]. Скоріше за все, це пояснюється тим, що, по-перше, сталі перлітного класу (до яких належить і сталь 20) у порівнянні зі сталями аустенітного класу характеризуються значно більш низьким коефіцієнтом лінійного розширення та суттєво більш високою теплопровідністю, що унеможливає забезпечення достатніх стискуючих зусиль для необхідних термопластичних деформацій. По-друге, номінальна товщина стінки трубопроводу спіралі ПВТ становить 4,0 мм, а відношення товщини стінки S до номінального зовнішнього діаметру трубопроводу $D_{\text{тр}}$ складає всього 0,125, тобто близьке до нижньої межі застосовності GTAW методами автоопресування або послідовного проплавлення [5, 6]. Також було встановлено, що найефективнішим способом отримання зварних з'єднань спіралей ПВТ, як і інших трубопроводів високого тиску енергоблоків АЕС, є механізоване багатопрхідне дугове зварювання плавким електродом у середовищі суміші захисних газів (при цьому встановлено, що для одержання якісних з'єднань трубних елементів спіралей ПВТ достатньо двох зварювальних проходів) [4]. Проте слід зазначити, що запропонована технологія може бути здійснена тільки у випадку нерухомого пальника, поворотних стиків виробів, які зварюються, та інноваційного технологічного обладнання.

Згідно з вимогами чинної КД на ПВТ, зварні з'єднання трубних елементів їх спіралей підлягають 100 %-му неруйнівному та вибірково-руйнівному контролю. Серед неруйнівних методів контролю передбачається застосування візуально-інструментального контролю (ВІК) та радіографічного контролю (РГК) [7]. При вибірково-руйнівному контролі зварних з'єднань трубних елементів спіралей ПВТ згідно відповідним вимогам чинної виробничо-технічної документації (ВТД) та КД на ці вироби, здійснюється перевірка хімічного складу металу зварного шву та визначення механічних властивостей зварних з'єднань, а також виконуються металографічні дослідження.

Виходячи з цього, при проведенні експериментальних та технологічних досліджень застосовувались саме такі неруйнівні та руйнівні методи контролю, при цьому для виконання контролю методами ВІК і РГК, металографічних досліджень, механічних випробувань та визначення хімічного складу металу шву й зони термічного впливу залучався персонал відділу головного зварника та

служби контролю металів ВП «Атоменергомаш» ДП «НАЕК «Енергоатом», а також атестовані стандартні засоби контролю, які вони мають.

Аналіз запропонованих раніше технічних рішень та практика переконливо довели, що здійснення механізованого дугового зварювання плавким електродом у середовищі суміші захисних газів поворотних зварних з'єднань спіралей ПВТ – досить складна й у переважній більшості випадків задача, яку важко виконати, бо вона вимагає для своєї реалізації складного та високовартісного комплексу технологічного обладнання, однією з найважливіших основних складових частин якого є інноваційний горизонтальний обертач [8].

Тому у ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України спільно з НІЦ ЗКАЕ були проведені додаткові дослідження по визначенню можливості використання способів зварювання стисненою дугою для автоматичного орбітального зварювання неповоротних стиків методами автоопресування або послідовного проплавлення.

Спосіб гелієдугового зварювання є різновидом зварювання неплавким електродом й має багато спільного з аргонодуговим зварюванням неплавким (вольфрамовим) електродом (TIG). Основний недолік аргонодугового TIG, а, відтак, й GTAW, – дуга, що вільно горить, для якої (особливо на малих струмах) характерні низька стабільність у часі та просторі й низька щільність струму у анодній плямі. Зі збільшенням струму зростає діаметр стовпа дуги, що вільно горить, й спадає концентрація теплової потужності на виробі, який зварюється, що викликає збільшення ширини зварного шву та зони термічного впливу. Крім цього, по мірі віддалення від вольфрамового електроду температура стовпа дуги, що вільно горить, різко знижується, через що її здатність до проплавлення помітно зменшується [9–12]. Тому у випадку TIG, а, відтак й GTAW, для досягнення стабільності якості зварних швів необхідно чітко підтримувати незмінними заздалегідь задані значення довжини зварювальної дуги, що обумовлює обов'язкову наявність у конструкції головок зварювальних для GTAW пристроїв та механізмів або механічних систем стабілізації довжини дуги (СДД) або електронних пристроїв та механізмів, які забезпечують автоматичне регулювання напруги дуги (АРНД).

Зазначені недоліки аргонової дуги, що вільно горить, виключаються при інтенсивному стисненні (контракції) зварювальної дуги, що може бути досягнуто різноманітними способами. Найпоширеніші серед них є використання у якості захисного газу гелія або спеціального пальника – плазмотрону з окремою подачею плазмоутворюючого та захисного газів й обов'язковою наявністю малопотужної допоміжної («чергової») дуги, яка го-

рить між електродом и соплом плазмотрону [11, 12]. Процес зварювання стисненою за допомогою плазмотрону дугою отримав назву «плазмове зварювання». Стовп стисненої плазмової дуги, який має температуру 20000 К і більше, жорстко стабілізований по осі неплавкого електроду. Висока концентрація теплового потоку цього стовпа на виробі, що зварюється, дозволяє отримувати зварні з'єднання з глибоким проплавленням та відносно невеликою шириною зварного шву та зони термічного впливу при підвищенні швидкості зварювання, внаслідок чого зростає якість зварних з'єднань. Підвищення у декілька раз гарантованої глибини проплавлення – у порівнянні з дугою, що вільно горить, – дозволяє за один прохід з'єднувати метали товщиною до 30 мм (при відповідних значеннях струму основної дуги та витрат плазмоутворюючого та захисного газів), а значно більша, ніж у дуги, що вільно горить, просторова стійкість стисненої дуги, – спростити обладнання для автоматичного зварювання, бо у випадку стисненої дуги виключається обов'язковість наявності пристроїв та механізмів, що в процесі зварювання підтримують незмінними задані значення довжини або напруги дуги – СДД або АРНД [11, 12]. Окрема подача плазмоутворюючого та захисного газів надає можливість використовувати при зварюванні різноманітні суміші газів (у тому числі зі збагаченими хімічно активними газами, що включено у випадку дуги, яка вільно горить). Використання малопотужної допоміжної («чергової») дуги забезпечує стійкість процесу зварювання у надзвичайно широкому діапазоні зварювальних струмів, включно з їх досить малими значеннями – до 0,1 А, що дозволяє здійснювати зварювання металів таких малих товщин, які недосяжні при TIG, – до товщин 0,01 мм.

У переважній більшості гелієдугове та плазмове зварювання виконується дугою прямої полярності («мінус» на електроді) у безперервному або імпульсному режимах або режимі модуляції зварювального струму, яка горить між вольфрамовим електродом пальника для TIG або GTAW чи плазмотрону та виробом, що зварюється (при плазмовому зварюванні – струмені плазмоутворюючого газу – як правило, аргону). В залежності від фізико-хімічних властивостей металу, що зварюється, у випадку плазмового зварювання для запобігання взаємодії розплавленої ванни рідкого металу та біляшовної зони з атмосферою по периферії дуги подають захисний газ: аргон, гелій, CO_2 , суміші аргону з воднем, аргону з гелієм, аргону з азотом та інші суміші [11, 12]. У якості джерела струму основної (зварювальної) дуги використовується випрямляч, що регулюється, інверторного або тиристорного типу з крутоспадними (бажано

з «вертикальними») зовнішніми вольт-амперними характеристиками (ВАХ) та керуванням способом широтно-імпульсної модуляції (ШІМ), а у якості джерела струму малопотужної допоміжної («чергової») дуги – як правило, малопотужний випрямляч, що не регулюється або регулюється ступінчато (також з крутоспадними ВАХ), який виконано у вигляді діодного випрямлячу або перетворювачу – або типу АС – DC або типу DC – DC – потужністю (250...500) В·А.

Послідовність стадій циклу автоматичного орбітального гелієдугового або плазмового зварювання, яку відображено на рис. 1, наступна.

Цикл цих способів зварювання при встановленні на виробі, що зварюється, та зафіксованою на ньому головці зварювальної автомати для орбітального гелієдугового або плазмового зварювання за сигналом ПУСК починається з інтервалу часу «газ до зварювання» («pregas»), протягом якого забезпечується подача в пальник для гелієдугового зварювання захисного газу або подача у плазмотрон плазмоутворюючого та захисного газів та їх вільний ламінарний витік з них.

По закінченню вказаного інтервалу часу за допомогою спеціального пристрою (збудника) відбувається безконтактний підпал основної дуги (у випадку гелієдугового зварювання), або допоміжної («чергової») дуги (у випадку плазмового зварювання), яка горить між неплавким (вольфрамовим) електродом та соплом плазмотрону (з виникненням цих дуг, тобто з встановленням сталого дуго-

вого розряду, збудник автоматично вимикається), що викликає або збудження основної дуги (у випадку гелієдугового зварювання) або видування з плазмотрону плазмового факела. Одночасно з цим в установці для плазмового зварювання вмикається напруга неробочого ходу джерела струму основної (зварювальної) дуги, яка збуджується на найменшому значенні діапазону регулювання зварювального струму при торканні поверхні виробу, що зварюється, факелом, який видувається з плазмотрону.

Протягом інтервалу часу «плавне наростання» зварювальний струм плавно зростає від найменшого значення діапазону регулювання до його заздалегідь встановленого (запрограмованого) робочого значення, що виключає електродинамічний удар на неплавкий електрод пальника для гелієдугового зварювання або плазмотрону («шок» електроду).

У момент завершення інтервалу часу «плавне наростання» починається інтервал часу «прогрів», протягом якого забезпечується утворення розплавленої ванни рідкого металу на виробі, що зварюється, причому тривалість цього інтервалу часу значно менша у порівнянні з дугою, яка вільно горить. У момент завершення інтервалу часу «прогрів» на електропривід обертача головки зварювальної автоматично надходить сигнал дозволу і планшайба цієї головки і закріпленим на ній пальником або плазмотроном починає з заздалегідь заданою (запрограмованою) та стабілізованою швидкістю (швидкістю зварювання) обертатися навколо неповоротного стику трубопроводу

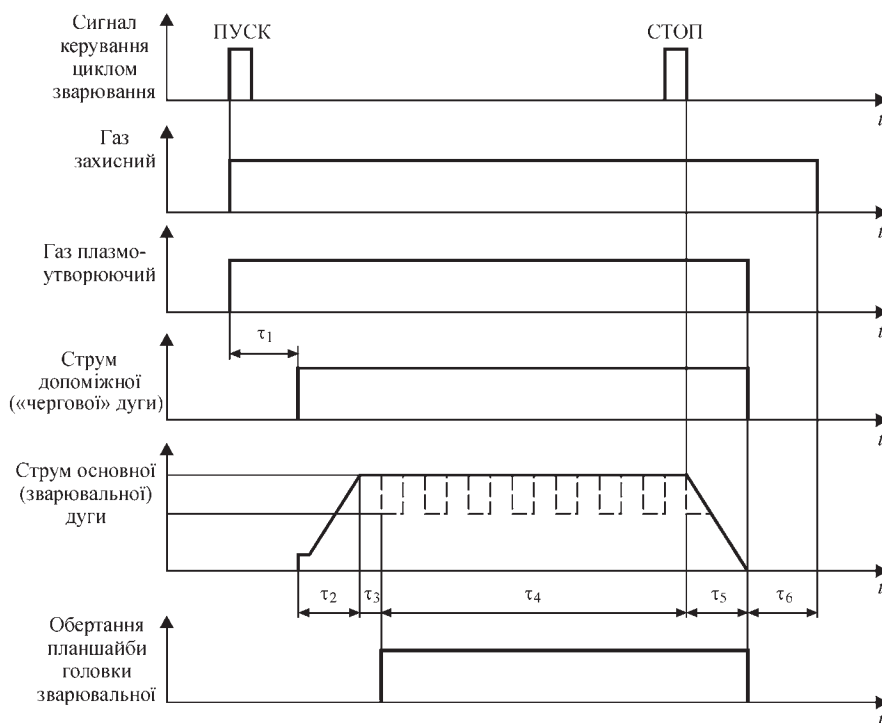


Рис. 1. Циклограма процесу автоматичного орбітального гелієдугового або плазмового зварювання неповоротних стиків трубних елементів спіралей ПБТ енергоблоків АЕС: t_1 – інтервал часу «газ дозварювання» («pregas»); t_2 – інтервал часу «плавне наростання» струму основної (зварювальної) дуги; t_3 – інтервал часу «прогрів»; t_4 – інтервал часу, протягом якого відбувається власне зварювання; t_5 – інтервал часу «плавне гасіння»; t_6 – інтервал часу «газ після зварювання» («postgas»)

високого тиску, при цьому зварювальний струм або залишається незмінним або змінюється у відповідності до заздалегідь заданого (запрограмованого) імпульсного режиму, причому у останньому випадку у момент закінчення інтервалу часу «прогрів» починається пауза зварювального струму.

З моменту закінчення власне зварювання автоматично (або вручну) подається сигнал СТОП і починається плавне спадання зварювального струму від робочого до практично нульового значення протягом інтервалу часу «плавне гасіння», при цьому, якщо передбачено імпульсний режим або режим з модуляцією зварювального струму, то, починаючи з моменту досягнення рівності значень зварювального струму у імпульсі та паузі, зварювальний струм спадатиме синхронно. При цьому забезпечуються як заварювання кратеру, так і «перекриття» початкової ділянки зварювання, а у момент закінчення інтервалу часу «плавне гасіння» при плазмовому зварюванні автоматично вимикається й струм допоміжної («чергової») дуги, а також припиняються обертання планшайби головки зварювальної та подача у плазмотрон плазмоутворюючого газу. Крім цього, починається інтервал часу «газ після зварювання» («postgas»), протягом якого зона зварювання обдувається захисним газом. У момент скінчення цього інтервалу часу цикл зварювання повністю завершується.

Функціонально-блочна схема установки для автоматичного орбітального плазмового зварювання, розробленої у НІЦ ЗКАЕ, наведена на рис. 2. Установка створена на базі раніше розроблених у ІЕЗ ім. Є.О. Патона спільно з НІЦ ЗКАЕ вітчизняних автоматів АДЦ 625 УЗ.1 та АДЦ 628 УХЛ4 для GTAW. Функціонально-блочна схема апаратно-програмного комплексу для автоматичного орбітального гелієдугового зварювання наведена у роботі [13] й не відрізняється від схеми комплексу для автоматичного орбітального аргондугового зварювання.

При проведенні у ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України спільно з НІЦ ЗКАЕ додаткових досліджень по визначенню можливості застосування для зварювання неповоротних стиків трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС стисненою дугою використовувались зразки-імітатори трубних елементів спіралей ПВТ зі сталі 20 з номінальними зовнішнім діаметром 32,0 мм та товщиною стінки 4,0 мм, торці яких були оброблені у відповідності з вимогами до зварних з'єднань типу 1 – 21 – 1 (С – 21 – 1) та 1 – 21 – 2 (С – 39), які регламентовані ПН АЭ Г – 009 – 89, ПН АЭ Г – 010 – 89 та ОСТ 24.125.02 – 89.

Для проведення досліджень на зразках-імітаторах трубних елементів ПВТ (32,0×4,0) мм був створений макет експериментальної установки, яка містила у своєму складі модернізований дослідний

зразок автомату АДЦ 625 УЗ.1 для GTAW, блок автономного охолодження дослідного зразка автомату АДЦ 628 УХЛ4 для GTAW, дослідно-експериментальний зразок установки УМПДС – 0605 УХЛ4 для дугового та мікроплазмового зварювання неплавким електродом та два датчика струму – основної та допоміжної («чергової») дуги, що базуються на ефекті Холла. При цьому модернізації зазнали силова частина джерела живлення (джерела струму основної (зварювальної) дуги), головка зварювальна АДЦ 625.03.00.000 (де у випадку плазмового зварювання замість штатного пальника для зварювання неплавким електродом у середовищі інертних газів було встановлено плазмотрон Ю7М3.045.011-01 з рідинним (водяним) охолодженням), система керування дослідного зразка автомату АДЦ 625 УЗ.1 для GTAW та дослідний зразок блоку автономного охолодження БВА-02. Основні параметри автомату АДЦ 625 УЗ.1 для GTAW наведені у [13].

Підготовлені до дослідних зварювань згідно з вимогами нормативних документів торці зразків-імітаторів трубних елементів спіралей ПВТ зі сталі 20 піддавали автоматичному орбітальному гелієдуговому та плазмовому зварюванню методами автоопресування або послідовного проплавлення. Попередньо способом TIG виконували дві-три прихватки для кожного шва, для чого використовували дослідний зразок спеціалізованого джерела живлення ІЦ 617 УЗ.1 для GTAW або TIG. Для дослідних зварювань неповоротних стиків зразків-імітаторів трубних елементів високого тиску (32×4) мм спіралей ПВТ застосовували модернізовані дослідні зразки установки УМПДС – 0605 УХЛ4 та джерела живлення ІЦ 617 УЗ.1, а також автоматів АДЦ 625 УЗ.1 та АДЦ 626 УЗ.1 для GTAW, систем керування цих пристроїв та дослідного зразка плазмотрону Ю7М3.045.011-01.

За результатами виконання декількох серій дослідних зварювань встановлено:

– стикові зварні з'єднання зразків-імітаторів трубних елементів високого тиску спіралей ПВТ енергоблоків АЕС з реакторами типу ВВЕР, які виконувались способом автоматичного орбітального гелієдугового або плазмового зварювання, забезпечують необхідну глибину провару (рис. 3) та практично не мають неприпустимих дефектів, при цьому відсутні розбризкування й забризкування виробу, що зварюється, що дозволяє не тільки суттєво (як мінімум, у 6...8 раз) підвищити продуктивність праці (у порівнянні з існуючою технологією), але й значно спростити та здешевити як підготовку до зварювання, так і технологічне обладнання для отримання згаданих вище зварних з'єднань (у порівнянні з технологічним обладнанням для механізованого дугового зварювання плавким електродом у середовищі суміші захисних

газів), причому зварювання стисненою дугою повністю відповідає вимогам ПН АЭ Г – 009 – 89. ПН АЭ Г- 010 – 89 та ОСТ 24.125.02 – 89;

– використання автоматичного орбітального гелієдугового або плазмового зварювання для виконання зварних з’єднань трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС з реакторами типу ВВЕР є енергозощаджуючим процесом, бо для реалізації згаданих вище способів зварювання потрібний зварювальний струм (струм основної

дуги) у 1,3...2,0 рази менший, ніж при зварюванні аргоновою дугою, що вільно горить;

– для одержання якісних зварних з’єднань трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС за допомогою автоматичного орбітального гелієдугового або плазмового зварювання методами автоопресування або послідовного проплавлення оптимальна сфера режимів зварювання повинна мати наступні значення параметрів: у випадку зварювання неповоротних стиків трубних елементів спіра-

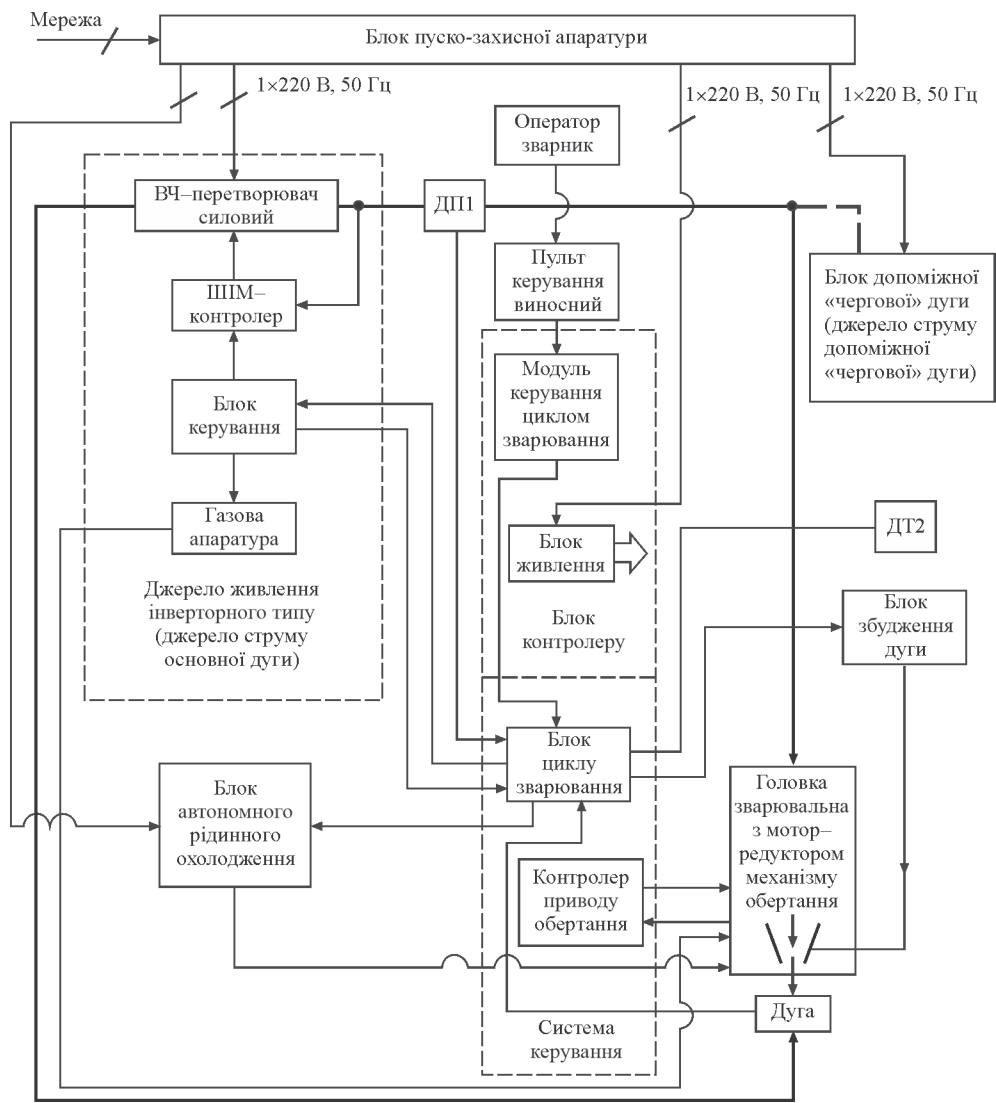


Рис. 2. Функціонально-блочна схема розробленої у НІЦ ЗКАЕ установки для автоматичного орбітального плазмового зварювання неповоротних стиків трубопроводів високого тиску енергоблоків АЕС

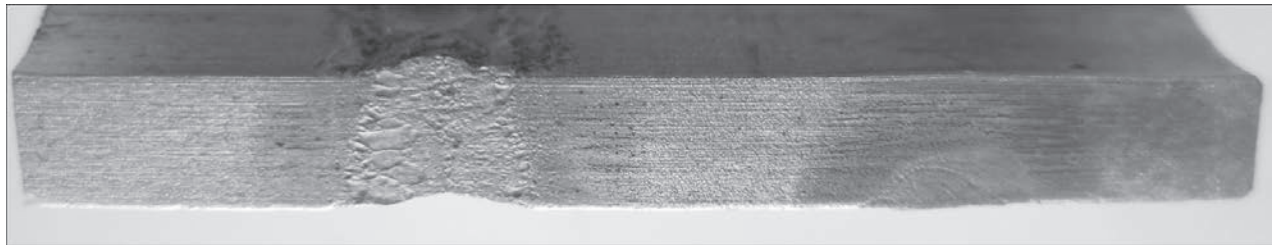


Рис. 3. Макроструктура зварного з’єднання зразка-імітатора трубних елементів спіралі ПВТ (неповоротних стиків), отриманого за допомогою автоматичного орбітального гелієдугового зварювання методом автоопресування, де ліворуч представлено шов, сформований за один прохід автоматичним орбітальним гелієдуговим зварюванням методом автоопресування, а праворуч – шов, сформований автоматичним орбітальним аргонодуговим зварюванням тим же методом

лей ПВТ (32×4) струм основної дуги (зварювальний струм) має бути у межах від 65 до 80 А, струм допоміжної («чергової») дуги при плазмовому зварюванні – у межах від 3 до 7 А, напруга на дузі – у межах від 14 до 16 В при гелієдугуговому зварюванні та від 9 до 11 В при плазмовому зварюванні, довжина основної дуги – у межах від 0,5 до 1,1 мм при гелієдугуговому зварюванні та від 3 до 6 мм при плазмовому зварюванні, швидкість обертання планшайби головки зварювальної – від 7 до 10 об/хв, кількість повнокільцевих проходів – 1...2. До складу установки (комплексу) для автоматичного орбітального гелієдугугового зварювання з'єднань трубних елементів тиску спіралей ПВТ енергоблоків АЕС мають, щонайменше, входити джерело струму основної дуги (переважно інверторного типу) з крутоспадними (бажано «вертикальними») ВАХ, палик, який закріплено на планшайбі головки зварювальної, модернізовані головки зварювальні АДЦ 625.03.00.000 (зі своїми обертачем та його контролером), блок керування циклом зварювання (БУЦС) для керування процесом зварювання, циклограма якого наведена на рис. 1, блок інтерфейсу (блок контролеру) для зв'язку з усіма іншими складовими автоматів для орбітального зварювання та блок пуско-захисної апаратури (БПЗА), що надає можливість здійснення «АВАРІЙНИЙ СТОП» за командою оператора або автоматично з практично миттєвим та повним обезструмленням усіх без виключення складових апаратно-програмного комплексу для автоматичного орбітального зварювання та введення їх додаткового захисту від тривалого перевантаження за струмом споживання та від стійкого короткого замикання, а у випадку автоматичного орбітального плазмового зварювання – вбудований або окремий блок допоміжної («чергової») дуги з крутоспадними ВАХ та блоком її збудження, плазмотрон, розрахований на найбільше значення струму основної дуги, блок автономного охолодження плазмотрону, БУЦС, блок інтерфейсу (блок контролеру) та БПЗА;

– у процесі автоматичного орбітального зварювання з'єднань трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС повинна забезпечуватися стабільність з точністю не гірше $\pm 5\%$ таких параметрів, як струм основної дуги (зварювальний струм) при її довжині до 1,5 мм у випадку гелієдугугового та від 3 до 8 мм при плазмовому зварюванні, а також швидкість обертання планшайби головки зварювальної (швидкість зварювання); тривалість стадій, з яких складається цикл зварювання, має забезпечуватися з точністю не гірше $\pm 10\%$, причому необхідність застосування попередніх прихваток виключається;

– тривалість циклу зварювання при гелієдугуговому чи плазмовому зварюванні складає (максимально) від 4 до 5 хв проти (30...32) хв за існуючою технологією ручного аргондугугового зварювання з подачею присадного дроту.

Висновки

1. Автоматичне орбітальне гелієдугугове або плазмове зварювання неповоротних стиків трубних елементів спіралей ПВТ (32×4) є перспективними та економічно найефективнішими способами зварювання при виготовленні та відтворювальному ремонті цих зварних конструкцій.

2. Застосування автоматичного орбітального гелієдугугового або плазмового зварювання неповоротних стиків трубних елементів ПВТ енергоблоків АЕС дозволяє не тільки суттєво (як мінімум, у 6...8 раз) підвищити продуктивність зварювання (у порівнянні з існуючою технологією) та значно покращити якість зварних з'єднань згаданих трубних елементів, що значно спрощує та здешевлює як підготовку до зварювання, так і технологічне обладнання для отримання згаданих вище зварних з'єднань (порівняно з технологічним обладнанням для механізованого дугугового зварювання плавким електродом у середовищі суміші захисних газів).

3. Обладнання для автоматичного орбітального гелієдугугового зварювання має більш просту структуру у порівнянні з обладнанням для автоматичного орбітального плазмового зварювання, тому автоматичне орбітальне гелієдугугове зварювання більш переважне.

4. Розроблено технічні пропозиції щодо побудови установок (комплексів) для автоматичного орбітального гелієдугугового та плазмового зварювання неповоротних стиків трубних елементів спіралей ПВТ енергоблоків АЕС.

5. Визначено сферу основних оптимізованих параметрів режимів автоматичного орбітального гелієдугугового або плазмового зварювання з'єднань трубних елементів спіралей ПВТ.

6. Встановлено, що значення параметрів режимів автоматичного орбітального гелієдугугового або плазмового зварювання (таких, як струм основної дуги (зварювальний струм) при її довжині до 2,5 мм у випадку гелієдугугового та від 3 до 8 мм при плазмовому зварюванні, а також швидкість зварювання – швидкість обертання планшайби головки зварювальної), які відповідають сферам основних оптимізованих параметрів режимів автоматичного орбітального гелієдугугового або плазмового зварювання з'єднань трубних елементів спіралей ПВТ з номінальним зовнішнім діаметром 32 мм та номінальною товщиною стінки 4,0 мм неплавким (вольфрамовим) електродом діаметром 2,0 мм мають у процесі зварювання підтримуватися незмінними з точністю не гірше $\pm 5\%$, а тривалість стадій, з яких складається цикл зварювання, повинна забезпечуватися з точністю не гірше $\pm 10\%$.

Список літератури

1. Єфімов О.В., Пилюпенко М.М., Потаніна Т.В. та ін. (2017) *Реактори і парогенератори енергоблоків АЕС: схеми, процеси, матеріали, конструкції, моделі*. Єфімов О.В. (ред.). Харків, ТОВ «В справі».
2. Buongiorno J. (2010) *PWR Description*. Massachusetts Institute of Technology.
3. НП-045-03 (2003) *Правила устройства и безопасной эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды для объектов использования атомной энергии* (Утверждены Постановлением Госатомнадзора России № 3 и Госгортехнадзора России № 100 от 19.06.2003 г. Москва, НТЦ ЯРБ Госатомнадзора России).
4. Махлін Н.М., Водолазський В.Є., Попов В.Є. и др. (2018) Выбор технологии сварки при изготовлении и восстановительном ремонте спиралей подогревателей высокого давления энергоблоков АЭС. *Автоматическая сварка*, **4**, 37–43.
5. Букаров В.А. (2002) Технология дуговой автоматической сварки в защитных газах. *Сварка в атомной промышленности и энергетике. Тр. НИКИМТ*. Москва, Изд-во АТ, Т.1, сс. 149–210.
6. Ищенко Ю.С. (2002) Физико-технологические основы формирования швов в процессе дуговой сварки. *Там же*, Т.2, сс. 204–240.
7. Троицкий В.А. (2006) *Краткое пособие по контролю качества сварных соединений*. Киев, Феникс.
8. Лобанов Л.М., Водолазський В.Є., Махлін Н.М. та ін. (2017) *Горизонтальний обертач для дугового зварювання деталей трубних конструкцій*. Позитивне рішення щодо заявки а2017 11752 від 01.12.2017.
9. Кривцун І.В., Демченко В.Ф., Крикент І.В. и др. (2019) Влияние тока и длины дуги на характеристики дугового разряда при сварке неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **5**, 6–17.
10. Бои У., Кривцун І.В. (2019) *Процеси сварки неплавящимся электродом с модуляцией сварочного тока. Ч.1. Особенности горения дуги нестационарных дуг с тупо-лавким катодом. Там же*, **11**, 29–39.
11. Голошубов В.І. (2005) *Зварювальні джерела живлення. Навчальний посібник*. Київ, Арістей.
12. Патон Б.Є., Григоренко Г.М., Шейко І.В. и др. (2013) *Плазменные технологии и оборудование в металлургии и литейном производстве*. Киев, Наукова думка.
13. Махлін Н.М., Коротинський О.Є., Свириденко А.О. (2013) Апаратно-програмні комплекси для автоматичного зварювання неповоротних стиків трубопроводів атомних електростанцій. *Наука та інновації*, **9**, 6, 31–45.

References

1. Efimov, O.V., Pylypenko, M.M., Potanina, T.V. et al. (2017) *Reactors and steam generators of NPP power units: schemes, processes, materials, structures, models*. Ed. by O.V. Efimov. Kharkiv, LLC «V spravi» [in Ukrainian].
2. Buongiorno, J. (2010) *PWR Description*. Massachusetts Institute of Technology.
3. *Rules for device and safe operation steam and hot water pipelines for objects of atomic energy* (Approved by Resolution Gosatomnadzor of Russia, No. 3 and Gosgortekhnadzor of Russia, No. 100, June 19, 2003). Moscow, Gosatomnadzor of Russia [in Russian].
4. Makhlin, N.M., Vodolazsky, V.E., Popov, V.E. et al. (2018) Selection of welding technology in manufacture and restoration repair of spirals of high-pressure heaters of NPP power units. *The Paton Welding J.*, **4**, 37–43.
5. Bukarov, V.A. (2002) Technology of automatic shielded-arc welding. In: *Welding in nuclear industry and power engineering. Trans. of NIKIMT*. Moscow, Izd-vo AT, 1, 149–210 [in Russian].
6. Ishchenko, Yu.S. (2018) Physico-technological principles of weld formation in arc welding process. *Ibid.*, Vol. 2, 204–240 [in Russian].
7. Troitsky, V.A. (2006) *Brief manual on quality control of welded joints*. Kiev, Feniks [in Russian].
8. Lobanov, L.M., Vodolazsky, V.E., Makhlin, N.M. et al. (2017) *Horizontal manipulator for arc welding of pipe structure parts*. Positive decision on the application a2017 11752 from 01.12.2017 [in Russian].
9. Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Krikent, I.V. et al. (2019) Effect of current and arc length on characteristics of arc discharge in nonconsumable electrode welding. *The Paton Welding J.*, **5**, 2–12.
10. Boyi, Wu, Krivtsun, I.V. (2019) Processes of nonconsumable electrode welding with welding current modulation (Review). Pt 1. Peculiarities of burning of nonstationary arcs with refractory cathode. *Ibid.*, **11**, 23–32.
11. Goloshubov, V.I. (2005) *Welding power sources*. In: *Manual*. Kyiv, Aristei [in Ukrainian].
12. Paton, B.E., Grigorenko, G.M., Shejko, I.V. (2013) *Plasma technologies and equipment in metallurgy and foundry*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
13. Makhlin, N.M., Korotynskyi, O.E., Svyrydenko, A.O. (2013) Hardware and software complexes for automatic welding of permanent joints of pipelines of nuclear power plants. *Nauka ta Innovatsii*, **9**(6), 31–45 [in Ukrainian].

AUTOMATIC ARC WELDING IN MANUFACTURE AND RENOVATION REPAIR OF PIPE ELEMENTS OF SPIRALS OF HIGH-PRESSURE HEATERS OF NPP POWER UNITS

L.M. Lobanov¹, N.M. Makhlin², V.Ye. Popov², D.S. Oliyanenko², O.V. Kovalyuk³

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²SE «Scientific and engineering center of welding and control in the field of nuclear energy of Ukraine of E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: electro@paton.kiev.ua

³SE «Atomenergomash» of the SE NNEGC «Energoatom», 52 Promyslova Str., PO Box 306, 71503, Energodar, Ukraine. E-mail: office@aem.zp.ua

The paper considers the possibility for applying automatic orbital welding using non-consumable electrode in helium environment or plasma welding using the methods of autopressing or successive penetration to produce welded joints of pipe elements of high-pressure spirals in high-pressure heaters. The results of testing this technology and the optimal modes of producing stationary welded joints of pipe elements in spirals of high-pressure heaters of NPP power units are presented. A description of technical proposals on creation of domestic welding equipment for implementation of the proposed technology was presented. It is shown that the use of the developed technology applying domestic equipment can significantly increase the labour efficiency when producing welded joints of pipe elements in spirals of high-pressure heaters and significantly improve their quality. 13 Ref., 3 Fig.

Keywords: high-pressure heaters, spirals of high-pressure heaters, automatic orbital welding, non-consumable electrode, autopressing or sequential penetration, constricted arc, helium arc or plasma welding, stationary butts of pipelines, plasmatron

Надійшла до редакції 22.03.2020

РОЗРОБКА ІНДУКТОРІВ ДЛЯ ОБ'ЄМНОЇ ТА ПОВЕРХНЕВОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ СТИКІВ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

О.С. Прокоф'єв, Р.С. Губатюк, О.С. Письменний, С.В. Римар, Є.О. Пантелеймонов

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

Наведено концепцію проведення об'ємної і поверхневої термічної обробки зварного стику залізничної рейки двома і більше індукторами з метою отримання сприятливих фазових перетворень металу і нормалізації його структури в зоні зварного шва. На основі проведених розрахунків та експериментів розроблено роз'ємні індуктори без магнітопроводів для можливості проведення об'ємної і поверхневої індукційної термічної обробки. Проведені експерименти з виконання нагріву зварного стику рейки розробленим роз'ємним індуктором без магнітопроводів показали прийнятні для об'ємної термічної обробки рейок показники рівномірності нагріву, граничні температури і швидкості нагріву основних робочих ділянок рейки як на поверхні, так і в глибині у вузькій зоні нагріву. Бібліогр.19, табл. 2, рис. 8.

Ключові слова: індуктор, індукційний нагрів, об'ємна термічна обробка, поверхнева термічна обробка, зварний стик залізничних рейок, нормалізація металу зони зварного шву

У зв'язку з розвитком в Україні швидкісного залізничного транспорту залишається актуальною задача виготовлення високоякісних безстиківих залізничних рейок збільшеної довжини і підвищеної міцності із заєвтектоїдних сталей. В Україні і ряді країн світу рейки з'єднують між собою контактно-стиківим зварюванням оплавленням як на стаціонарних рейкозварювальних підприємствах, так і в шляхових умовах, за технологією і з використанням обладнання, розробленим в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Для покращення структури металу в зварному шві та навколошовній зоні і підвищення надійності зварних швів в світовій практиці все частіше застосовують їх термічну обробку [1].

На металургійних підприємствах рейки піддаються термічній обробці в процесі виготовлення. Відомі технічні рішення для виконання індукційної термічної обробки (ТО) всієї поверхні рейки [2], або поверхні її головки [2, 3]. Деякі конструкції індукторів дозволяють виконати ТО у відповідності до технічних вимог, які діяли у час їхньої розробки, але зараз потребують модернізації в зв'язку зі зміною хімічного складу сталей рейок, які наближені до легованих, способом їх виготовлення, та змінами у геометрії перерізу у сторону підсилення. Для цих цілей в ІЕЗ ім. Є.О. Патона розроблена конструкція індуктора, яка забезпечує більш ефективний нагрів поверхні головки рейки [4].

Одночасно зростають вимоги до зварного стику рейок. Зварні стики рейок типу Р65 із низьколегованої сталі (Cr–Si–V) марки К76Ф, що виробляють в Україні, при збільшенні швидкості потягів та зростання навантаження у системі колесо – рейка, також потребують ТО [3] з метою

уникнення небажаних структур та отримання нормалізованої структури металу, із наближенням її до основного металу рейки як за видом, так і за механічними показниками, а також зменшенням небажаних залишкових напружень.

Виконання ТО обумовлено також виправленням технологічного наслідування показників якості (властивостей) металу в зоні зварного шву, яке починається із металургійної переробки і проходить скрізь увесь процес виготовлення рейок. Так, до технологічного наслідування якості металу відносяться флуктуації розподілу хімічних елементів, механічних показників і місцевого напружено-деформаційного стану, які мають випадкову природу і суттєво впливають на життєвий цикл конструкції [5], якщо вони потрапляють в зону зварного шву.

Для проведення ТО зварних стиків залізничних рейок найбільш ефективно застосовувати індукційний нагрів [1], здійснення якого регламентується технічними нормативними настановами [6] та використанням обладнання, яким він здійснюється. Робочими інструментами індукційних установок є індуктори, які можуть бути з магнітопроводами та без них.

Роботи по розробці технології щодо виконання індукційної ТО зварних стиків залізничних рейок та розробки відповідного до неї обладнання, проводяться багатьма країнами світу [1]. В РФ на ООО НПК «Магнит М» створено комплекси ТО рейок [7, 8], які включають багатовиткові індуктори без магнітопроводів. Такі комплекси працюють в заводських і шляхових умовах з частотою робочого струму відповідно 6,0...8,0 та 2,4...8,0 кГц. Для побудови залізничних шляхів в КНР розроблено роз'ємні одновиткові високочастотні ін-

О.С. Прокоф'єв – <https://orcid.org/0000-0003-4643-6611>, Р.С. Губатюк – <https://orcid.org/0000-0002-0851-743x>, С.В. Римар <https://orcid.org/0000-0003-0490-4608>

© О.С. Прокоф'єв, Р.С. Губатюк, О.С. Письменний, С.В. Римар, Є.О. Пантелеймонов, 2020

дуктори з паралельними провідниками без магнітопроводів [9, 10].

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона були проведені роботи по розробці і створенню технології і переносного устаткування для забезпечення рівномірного нагріву шву рейки із зменшеною зоною нагріву [11, 12] для робочої частоти струму 2,4 кГц. Устаткування розраховано на відповідність нормативних вимог [6] Європейському стандарту EN 14587-21 2005. В якості робочого інструмента використовується роз'ємний індуктор із концентраторами магнітних потоків у виді магнітопроводів [13, 14], який забезпечує необхідний за достатньо короткий час (180 с) об'ємний рівномірний нагрів до заданої температури всіх ділянок рейки.

Метою статті є описання розробки в ІЕЗ ім. Є.О. Патона дослідного зразка роз'ємного індуктора складної форми без магнітопроводів з вузькою зоною об'ємного нагріву зварного стику рейки типу Р65, при робочій частоті струму 2,4 кГц.

В основу розробки дослідного зразка роз'ємного індуктора складної форми без магнітопроводів було покладено концепцію проведення об'ємної і поверхневої ТО зварного стику залізничної рейки двома і більше індукторами.

Головний напрямок розробки спрямовано на виконання об'ємної ТО зварного стику як основної.

Дослідний зразок роз'ємного індуктора складної форми без магнітопроводів та його основні характеристики і геометричні параметри було визначено за попередньо проведеними розрахунками моделі індукційної системи «індуктор – виріб» із урахуванням зазначених вимог ТО зварних стиків. Також враховувались попередні напрацювання із розробки індукторів для ТО як зварного стику рейок, так і самих рейок.

Із-за складної форми поперечного перерізу залізничних рейок, різного об'єму металу у її складових – головці, шийці та підшві, а також відмінності геометрії рейок різних типів, виконати рівномірний індукційний об'ємний нагрів основних робочих елементів рейки досить складно. А саме виконання цієї умови забезпечує якість ТО зварного стику. Але і при цьому по обидва боки від країв індуктора по повздовжній вісі рейки утворюються непрямокутні зони зі зниженою твердістю. Це обумовлено перебуванням сталі під дією температурного поля в районі 700...350 °С, достатнім за часом для утворення зони неповної перекристалізації. При експлуатації рейки у цих місцях можлива поява поверхневих деформацій від прокатування колесами.

Для уникнення даного явища була запропонована концепція проведення об'ємної і поверхневої

ТО зварного стику залізничної рейки двома і більше індукторами з метою отримання сприятливих фазових перетворень металу і нормалізації його структури в зоні зварного шва. Для цього пропонується здійснення в зонах неповної перекристалізації додаткової поверхневої ТО парою індукторів з метою отримання поверхневого загартування металу в цих зонах. Поверхнева ТО може проводитись одночасно із об'ємною ТО, або після виконання об'ємної ТО основним індуктором. Електричні і геометричні параметри додаткової пари індукторів і термічний цикл нагріву можуть відрізнятися від параметрів і циклу основного індуктора.

Виконання поверхневої ТО бажано проводити на підвищеній частоті струму (більше за 2,4 кГц) для зменшення проникнення індуктованих струмів і теплових потоків у глибину металу рейки. При цьому у середині рейки метал не піддається інтенсивному тепловому впливу. Теплові поля, які поширюються від додаткової пари індукторів по поверхні рейки сприяють подрібненню зерен металу, отриманню однорідних структур на зазначених ділянках рейки зі зниженою твердістю, та сприяють підвищенню його твердості і зменшенню протяжності зазначених зон знеміцнення металу на поверхні рейки. Поверхнева ТО може здійснюватись по усьому периметру поперечного перетину рейки, або по поверхні головки.

Оскільки об'єм металу зварного стику рейки, який піддається поверхневій ТО менший ніж об'єм металу, який піддається об'ємній ТО, потрібна відповідно і зменшена потужність для її виконання, і ще менша при поверхневій ТО лише головки рейки.

При розробці і створенні конструкції роз'ємного індуктора без магнітопроводів для об'ємної ТО зварних стиків залізничних рейок слід враховувати наступні чинники:

- можливість здійснення ТО у стаціонарних умовах на рейкозварювальних підприємствах, у шляхових умовах, у тому числі і в обмеженому просторі та на вже зібраному залізничному полотні при його ремонті;

- складність конструкції індуктора, що обумовлено зведенням – розведенням його гілок відносно рейки;

- можлива наявність електричного контакту при замиканні гілок індуктора із забезпеченням його надійного з'єднання і безперешкодного проходження по ньому високочастотного струму, особливо при довгому використанні, що визначає надійну роботу всього роз'ємного індуктора.

При розробці конструкцій роз'ємних індукторів без магнітопроводів для виконання об'ємної ТО зварних стиків залізничних рейок за основу був взятий експериментальний зразок нероз'ємного індук-



Рис. 1. Здійснення об'ємної ТО зварного стику залізничної рейки типу Р65 нероз'ємним індуктором без магнітопроводів

тора без магнітопроводів (рис. 1) для рейкозварювальних підприємств і матеріали робіт [2, 15–17].
Була розроблена конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів із електричним контактом для з'єднання двох гілок індуктора (рис. 2), в якому, у порівнянні із індуктором на рис. 1, були зменшені і вирівняні відстані між бічними поверхнями рейки і індуктора. Такий індуктор призначений для проведення поверхневої ТО рейок, оскільки він здатен швидко і рівномірно нагріти вузьку зону по всьому периметру рейки на однакову невелику глибину струмами підвищеної частоти (більше 6 кГц). Індуктор призначений для проведення ТО на рейкозварювальних підприємствах і в шляхових умовах.

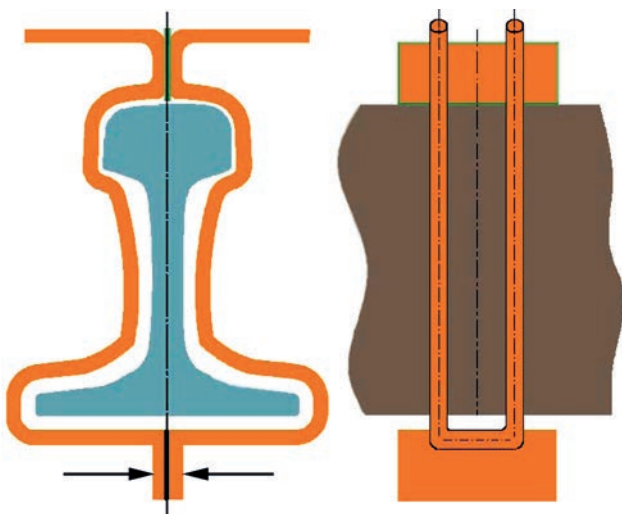


Рис. 2. Конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів із електричним контактом для замикання гілок індуктора, призначений для проведення поверхневої ТО вузьких поверхонь рейок

Розроблена конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів та без електричного контакту між двома частинами індуктора (рис. 3), в якому, у порівнянні із індуктором на рис. 2, були скореговані відстані між бічними поверхнями рейки і індуктора для забезпечення рівномірного об'ємного нагріву всіх частин рейки. Індуктор призначений для проведення об'ємної ТО на рейкозварювальних підприємствах і в шляхових умовах.

Дана конструкції індуктора значно спрощує його виготовлення і використання і підвищує надійність його роботи, оскільки відсутній електричний контакт між його гілками. Але, за рахунок великих відстаней між бічними поверхнями рейки і індуктора і підвищеної довжини індуктуючих проводів, збільшується індуктивний і активний опір індуктора, що призводить до зростання електричних втрат і необхідності збільшення електричної ємності, що компенсує індуктивність системи, а це призводить до її здороження у виробництві і експлуатації.

Запропонована конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів, в якій задача рівномірного об'ємного нагріву всіх основних частин рейки вирішена комплексно. Конструкція має різні відстані між бічними поверхнями рейки і індуктора, але значно менші ніж в конструкції рис. 3. На відміну від попередніх розглянутих конструкцій індуктор має різну конфігурацію в повздовжньому напрямку рейки (рис. 4). Конструкція містить електричний контакт підвищеної надійності зі збільшеною площею поверхонь, що з'єднуються, який винесено за межі робочої зони індуктора. Індуктор призначений для проведення об'ємної ТО на рейкозварювальних підприємствах і в шляхових умовах. Дана конструкція індуктора для об'ємного рівномірного нагріву частин рейки визначена пріоритетною до виконання.

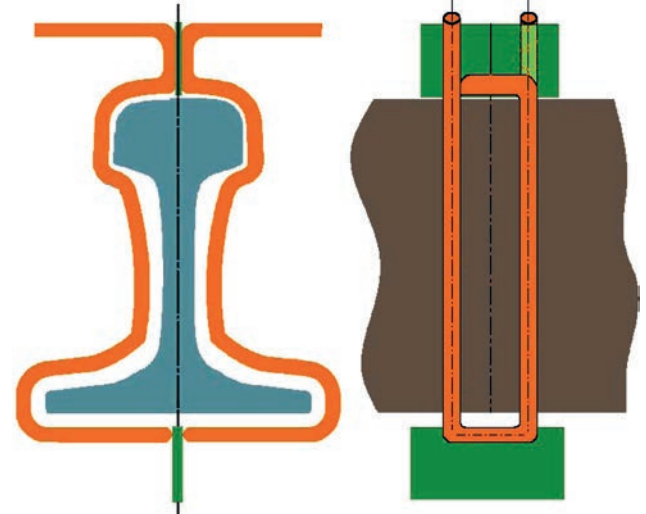


Рис. 3. Конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів і без електричного контакту між половинами індуктора, призначений для проведення об'ємної ТО залізничних рейок

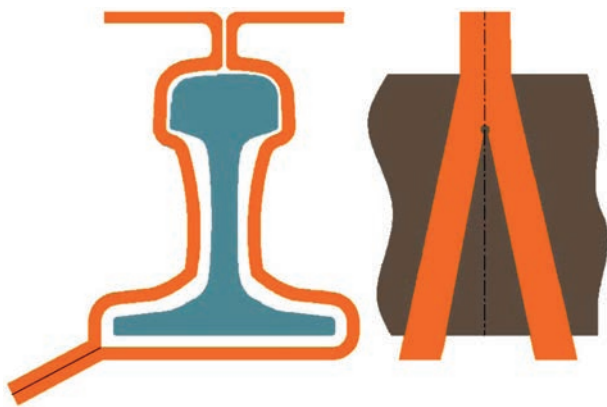


Рис. 4. Конструкція роз'ємного індуктора без магнітопроводів із винесеним за межі робочої зони електричним контактом підвищеної надійності для замикання гілок індуктора і призначений для проведення об'ємної ТО залізничних рейок

Для оцінного розрахунку параметрів роз'ємного індуктора без магнітопроводів (рис. 4) була використана методика роботи [18] і дані раніше проведених експериментів із виконання об'ємної ТО індуктором рис. 1, який також розраховувався за цією ж методикою.

В якості базових були взяті показники: f – частота індукційного струму; S – площа поперечного перетину елементів рейки і їх процентне значення $S_{\%}$ від загальної площі поперечного перетину; l – протяжність по периметру ділянок рейки.

Керуючись залежностями між електромагнітними показниками [18] і геометричними параметрами залізничної рейки типу Р65, яка підлягає ТО, було здійснено розрахунок електромагнітних і геометричних параметрів системи «індуктор – рейка» з використанням залежності питомої поверхневої потужності p від напруженості магнітного поля H при частоті $f = 2,5$ кГц [18], що близька до частоти наявного джерела живлення ТПЧТ-160/2,4 і подібність розподілу напруженості магнітного поля [19], яке утворюється на відстані δ між поверхнею об'єкту нагрівання та індуктуючим провідником.

Визначено і розраховано основні параметри системи: S_n , M – площа поверхонь елементів рейки, що нагріваються, і їх маса; H , p – напруженості магнітного поля і питомі потужності на поверхнях

нагріву елементів рейки; Δ – глибини проникнення магнітного потоку у елементи рейки; δ – відстань (немагнітний зазор) між поверхнями нагріву елементів рейки та індуктором; P – вкладені потужності при нагріві в елементи рейки.

Перелічені параметри на початку нагріву, коли метал рейки має магнітні властивості, занесено у табл. 1.

Виходячи із конфігурації рейки найвищу напруженість магнітного поля необхідно створювати на найбільш масивній ділянці поверхні – головці рейки. На менших масивах і тонших ділянках напруженість магнітного поля слід знижувати.

Виготовлено дослідний лабораторний зразок даного індуктора (рис. 5) із листової міді із підсиленням трубками з водяним охолодженням, який дозволяє проводити об'ємну ТО зварного стикового з'єднання рейок.

Індуктор більш сконцентровано розподіляє магнітні поля в головці рейки, за рахунок суцільного провідника над її поверхнею і невеликому проміжку (зазору) між провідником і рейкою. Над шийкою і підшвою рейки провідники індуктора виконані у вигляді двох паралельних гілок, площа яких зменшується до підшви, зменшуючи площу нагріву під ними. В районі підшви провідники ще й віддалені один від одного, що дає можливість здійснювати нагрів в області самих тонких, кінцевих місць підшви – пір'їв. Конструктивно, зазор між провідниками індуктора і рейкою виконано у сторону збільшення від головки до шийки і підшви. Така конструкція індуктора дозволила забезпечити рівномірний нагрів.

Проведення експериментів із виконання індукційної об'ємної ТО зварного стику залізничної рейки засвідчило отримання майже одночасного і рівномірного нагріву різних за масою і площею частин – головки і підшви та достатньо близький до них нагрів центра шийки, без її перегріву. Слід зазначити, що температура на кінцях пір'їв рейки після проходження точки фазового перетворення A_{c3} (точки Кюрі) стабілізувалася і далі практично не підвищувалась із-за повного зникнення магнітних властивостей металу щодо проникнен-

Таблиця 1. Параметри індукційної системи при нагріві рейки Р65

Параметри	Головка	Шийка	Підшва	Рейка
Площа поперечного перетину S , см ²	28,19	23,57	30,89	82,65 [6]
Площа поперечного перетину $S_{\%}$, %	34,1	28,5	37,4	100,0
Площа нагріву під індуктором S_n , см ²	79,1	124,7	129,0	332,8
Протяжність по периметру l , см	18,5	29,0	30,0	77,5
Маса елементів рейки M , кг	8,375	5,940	8,066	22,381
Відстань між індуктором та поверхнею δ , см	0,8...1,0	2,4...2,8	2,6...3,2	–
Напруженість магнітного поля H , А/см	1200,0	765,5	740,0	–
Питома поверхнева потужність p , Вт/см ²	290	145	130	–
Глибина проникнення Δ , см	0,120	0,095	0,090	–
Вкладена потужність P , кВт	22,944	18,081	16,770	57,775



Рис. 5. Дослідний лабораторний зразок роз'ємного індуктора без магнітопроводів

ням магнітного поля в зоні об'єму кінців пір'їв, що призвело до зменшення густини вихрових струмів, які нагрівають метал кінців пір'їв, що не є критичним, оскільки кінці пір'їв не є найбільш навантаженими елементами рейки.

Експериментально підтверджено, що вкладе-на потужність при виконанні індукційної об'ємної ТО у кожен частину рейки близька до потужності, яка була визначена розрахунками.

Об'ємна ТО зварного стикового з'єднання рейок роз'ємним індуктором без магнітопроводів виконувалась у вузькій зоні (40 мм) по обидва боки від поперечного шву. Нагрівання рейки відбувалося на лабораторному обладнанні, яке включало: джерело живлення – тиристорний перетворювач частоти потужністю 160 кВт і частотою струму 2,4 кГц (ТПЧТ-160/2,4); узгоджувальний одно-фазний високочастотний трансформатор ТЗ-800

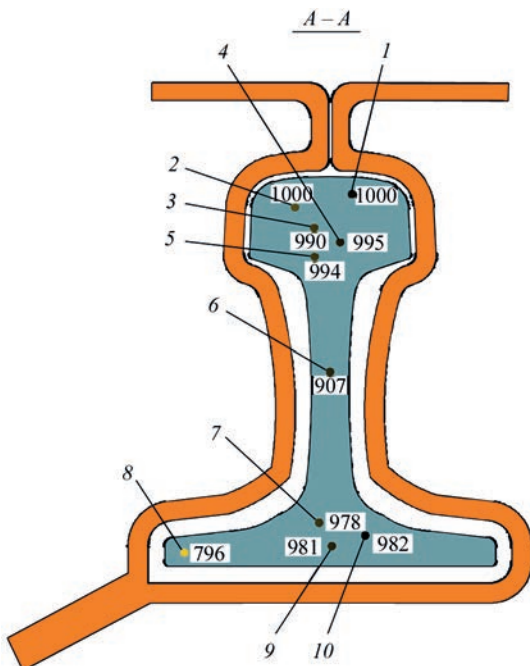


Рис. 6. Схема розташування 10 термопар в умовному поперечному перетині рейки

(трансформатор для загартування); батареї косинусних конденсаторів для компенсації реактивної потужності; дослідний індуктор.

Контроль електричних параметрів установки здійснювався: цифровими мультиметрами UNI-T UT70B і Velleman DMV1090; фазометром Ф2-1; поясом Роговського.

Вимір розподілу температурного поля в зварному шві рейки виконувався за допомогою датчиків у вигляді хромель-алюмелевих термоелектричних перетворювачів (термопар) типу К, діаметром 0,75 мм. Термопари приварювалися до рейки за допомогою малопотужного конденсаторного зварювального джерела. Чотири термопари 1–4 розміщувалися в голівці рейки (рис. 6), відповідно на глибині 6, 12, 19 і 25 мм від поверхні катання; термопара 5 – в місці переходу головки в шийку; 6 – на глибині 9 мм в найвузшому місці шийці; 7 – на глибині 22 мм в місці переходу шийки в підшову; 8 – на глибині 10 мм в торці пера рейки; 9 та 10 – в підшові рейки відповідно на глибині 10 та 14 мм.

Перетворення сигналу термопар відбувалося за рахунок підключення 10-канального АЦП ISP-DAS M-7018 та блоку гальванічної розв'язки ISP-DAS i-7561U. Візуалізація результатів вимірів температур в часі відбувалася на моніторі комп'ютера за допомогою спеціальної програми обробки вимірюваних даних.

На рис. 7 показано нагрітий зварний стик рейки Р65 експериментальним роз'ємним індуктором без магнітопроводу.

Залежності температури T (°C) в точках 1...10 умовного поперечного перетину рейки від часу t (с) наведено на рис. 8, а в табл. 2 – числові температурні показники в цих точках.

Експериментальні дані показують здатність нагріву розробленим індуктором поверхневих шарів головки рейки до температури 1000 °C, навіть вищої за температуру нормалізації металу 825...875 °C, при відносно рівномірному розподілі температурного поля в основних робочих ділянках об'єму рейки.

Максимальна температура 1000 °C досягалась за час $t_1 = 135$ с, який був прийнятий за початок процесу витримки даної температури до $t_2 = 215$ с і продовжувався $\Delta t = t_2 - t_1 = 80$ с. Далі індуктор відключався і процес нагріву зупинявся. Охолодження рейки відбувалося за природних умов.

На кривих температур (рис. 6) від початку нагріву до часу t_1 можна спостерігати їх плавний пере-гін, коли температура на різних ділянках рейки різко підвищується зі швидкістю $v_{mg} = 7,3...20,1$ °C/c (середнє значення 10,5 °C/c) (табл. 2), а потім її підвищення уповільнюється і швидкість нагріву спадає до $v_{nmg-t1} = 0,8...4,1$ °C/c (середнє значення 3,1 °C/c). Різкий підйом температури спостерігається на по-

чатку нагріву, коли метал рейки перебуває в магнітному стані, і глибина проникнення магнітного поля в поверхневі шари мінімальна, а густина вихрових струмів, що нагрівають метал, максимальна. Після проходження температури через точку Кюрі (точку фазового переходу A_{c3} , для сталі приблизно 770 °C) шари металу по глибині поступово стають немагнітними, глибина проникнення магнітного поля в метал збільшується, а густина вихрових струмів в ньому плавно зменшується, що призводить до уповільнення процесу нагріву і необхідності, зазвичай, дода-

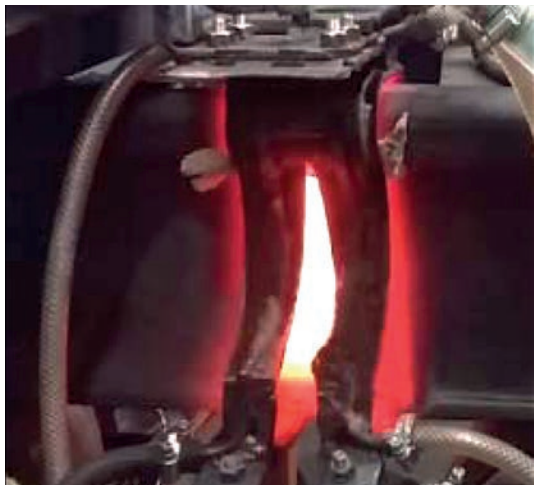


Рис. 7. Нагрів зварного стику рейки Р65 експериментальним роз'ємним індуктором без магнітопроводу

вання потужності із джерела живлення. Цей процес на різних ділянках і об'ємах рейки проходить по-різному, в залежності від стану магнітного і немагнітного металу, в процесі нагріву.

В масивних частинах рейки, таких як головка, підшва і місця переходу шийки в головку і підшву, процес нагріву відбувається плавно зі швидкостями $v_{mg} = 7,3 \dots 11,5$ °C/c і $v_{nmg-tl} = 2,0 \dots 4,1$ °C/c (табл. 2), без суттєвих перегинів кривих температур, які на всьому протязі нагріву розташовані купчасто, що є наслідком правильно визначених геометричних параметрів індуктора. Швидкість зміни температури в процесі її витримки на всіх ділянках рейки дорівнює $v_{\Delta t} = 0,1 \dots 0,5$ °C/c (середнє значення 0,3 °C/c).

Пір'я рейки мають невелику товщину і прогріваються спочатку найшвидше, але при повному їх прогріві вище точки Кюрі, зростання температури в них істотно уповільнюється, оскільки глибина проникнення магнітного поля збігається із товщиною пір'їв, густина струму зменшується, як і потужність, що йде на їх нагрів. Також уповільнення нагріву спостерігається і по центру шийки рейки, але менш суттєве. До того ж на ці ділянки в більший мірі, чим на інших, впливає процес охолодження за рахунок конвекції і випромінювання в зв'язку з більшою площею охолодження на одиницю маси металу.

Таблиця 2. Температурні показники в точках 1...10 умовного поперечного перетину рейки

Номери термопар (рис. 6)										Середнє значення
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Температура T_1 , °C на початку процесу витримки, яка досягається за час нагрівання $t_1 = 135$ с										
1000	990	962	943	962	906	970	794	979	977	948
Температура T_2 , °C по закінченні процесу витримки, яка досягається за час нагрівання $t_2 = 215$ с										
985	985	984	981	985	882	955	772	950	951	943
Різниця температур $\Delta T = T_2 - T_1 $, °C на границях t_1 і t_2 інтервалу Δt часу витримки ($\Delta t = t_2 - t_1 = 80$ с)										
15	5	22	38	23	24	15	22	29	26	22
Максимальна температура T_{\max} , °C на інтервалі часу витримки Δt										
1000	1000	990	995	994	907	978	796	981	982	962
Мінімальна температура T_{\min} , °C на інтервалі часу витримки Δt										
985	985	962	943	962	882	955	772	950	951	935
Різниця між максимальною і мінімальною температурою $\Delta T_{\max-\min} = T_{\max} - T_{\min} $, °C, на інтервалі часу витримки Δt										
8	8	28	45	27	23	23	21	30	27	24
Різниця температур $\Delta T_{1000C-\max} = T_{1000C} - T_{\max} $, °C на інтервалі часу витримки Δt										
0	0	10	5	6	93	22	204	19	18	38
Різниця температур $\Delta T_{1000C-\min} = T_{1000C} - T_{\min} $, °C на інтервалі часу витримки Δt										
15	15	38	57	38	118	45	228	50	49	65
Швидкість нагріву металу в магнітному стані v_{mg} , °C/c										
10,8	9,5	8,5	7,3	8,5	11,5	9,0	20,1	9,9	9,7	10,5
Швидкість нагріву металу при впливі немагнітного стану до початку процесу витримки $v_{\text{nmg-tl}}$, °C/c										
2,7	3,0	4,1	3,6	4,1	2,0	3,7	0,8	3,4	3,6	3,1
Швидкість зміни температури в процесі витримки $v_{\Delta t}$, °C/c										
0,2	0,1	0,3	0,5	0,3	0,3	0,2	0,3	0,4	0,3	0,3

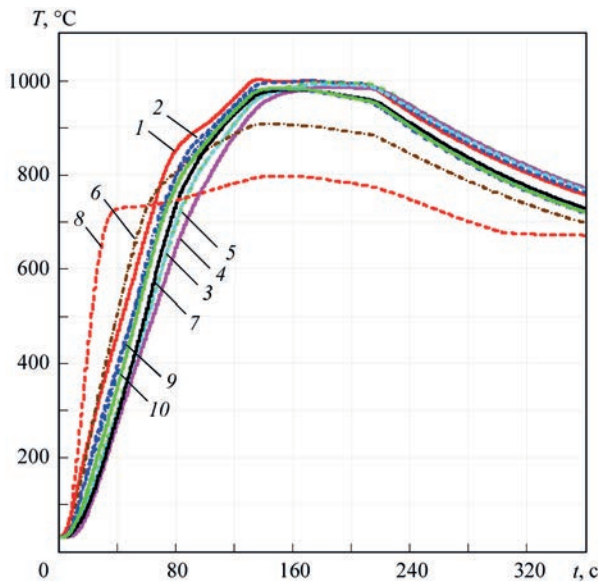


Рис. 8. Температурні залежності T від часу t в точках 1...10 (номери термопар) в умовному поперечному перетині рейки

За період витримки температури різниця між температурами на різних ділянках рейки невелика (табл. 2), так різниця між температурами на початку T_1 і в кінці T_2 інтервалу витримки $\Delta T = |T_2 - T_1| = 5...38$ °C (середнє значення 22 °C), між їх максимальними T_{\max} і мінімальними T_{\min} значеннями $\Delta T_{\max-\min} = |T_{\max} - T_{\min}| = 8...45$ °C (середнє значення 24 °C), а також між граничною температурою 1000 °C та максимальними і мінімальними значеннями температур $\Delta T_{1000\text{ }^{\circ}\text{C-max}} = |T_{1000\text{ }^{\circ}\text{C}} - T_{\max}| = 0...204$ °C (середнє значення 38 °C), $\Delta T_{1000\text{ }^{\circ}\text{C-min}} = |T_{1000\text{ }^{\circ}\text{C}} - T_{\min}| = 15...228$ °C (середнє значення 65 °C). Якщо не враховувати температуру в пір'ях рейки, то верхні граничні значення різниць температур будуть ще меншими.

Таким чином, розроблений роз'ємний індуктор без магнітопроводів забезпечує прийнятні для об'ємного нагріву зварних стиків рейки температури в її основних ділянках.

Подальші дослідження повинні бути спрямовані на виконання роз'ємного індуктора без магнітопроводів для поверхневої ТО зон неповної перекристалізації, що утворюються після проведення об'ємної ТО.

Висновки

1. Сучасний розвиток залізничного транспорту йде шляхом будівництва безстикového шляху із застосуванням нових високоміцних рейок із легованих сталей підвищеної міцності та зносостійкості. Жорсткі вимоги ставляться і до зварних стиків рейок як невід'ємної частини безстикového шляху. Отримання нормалізації металу, зменшення небажаних залишкових напружень в зоні зварного з'єднання за рахунок виконання ТО і підвищення її якості – є актуальною задачею.

2. Здійснення запропонованої концепції об'ємної і поверхневої індукційної термічної обробки зон

термічного впливу зварних стиків рейок дозволить отримати нормалізовані структури металу, які сприятимуть покращенню показників металу.

3. На основі проведених розрахунків і експериментів, аналізу особливостей геометричних форм і мас рейки на різних її ділянках розроблено роз'ємні індуктори без магнітопроводів для можливості проведення об'ємної і поверхневої індукційної термічної обробки.

4. Проведені експерименти з виконання нагріву зварного стику рейки типу Р65 дослідним зразком розробленого роз'ємного індуктора складної форми без магнітопроводів при частоті струму 2,4 кГц показали прийнятні для об'ємної термічної обробки рейок показники рівномірності нагріву, граничні температури і швидкості нагріву основних робочих ділянок рейки як на поверхні, так і в глибині у вузькій зоні нагріву 40 мм.

5. Розробка дослідного зразка роз'ємного індуктора складної форми без магнітопроводів за проведеними розрахунками та проведені експерименти з виконання нагріву зварного стику рейки типу Р65 підтвердили правильність розрахункової моделі індукційної системи «індуктор – виріб».

Автори висловлюють подяку Важкому М.І. та Цимбалісту О.С. за участь при підготовці статті.

Список літератури:

1. Губатюк Р.С. (2019) Термическая обработка сварных соединений высокопрочных железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*, 2, 51–58.
2. Тарас П., Фиретеану В. (2010) Индукторы для непрерывного индукционного нагрева рельсов. *Индукционный нагрев*, 4 (14), 21–26.
3. Скобло Т.С., Сапожков В.Е., Александрова Н.М., Сидашенко А.И. (2014) *Качество термически упрочненных рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация*. Скобло Т.С. (ред.). Харьков, ТОВ «Щедра садиба плюс».
4. Пантелеймонов Е.А., Письменный А.А. (2015) Индуктор для непрерывного нагрева при термоупрочнении головки железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*, 3-4, 77–80.
5. Панов В.И. (2018) Оценка технологической наследственности металла массивных конструкций перед их ремонтной сваркой. *Сварщик*, 1, 9–11.
6. (2005) ДСТУ 4344:2004. *Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови*. Київ, Госпотребстандарт України.
7. (2013) <http://magnit-m.ru/catalog/ustanovki-induktsionnogo-nagreva-tvch/termoobrabotka-svarnykh-relsovykh-stykov/uin-001-100-rt-p>.
8. (2013) <http://magnit-m.ru/catalog/ustanovki-induktsionnogo-nagreva-tvch/termoobrabotka-svarnykh-relsovykh-stykov/uin-001-100-r-tsm>.
9. Zhan Xinwei, Wang Shuqing, Shao Yangdao, et al. (2015) *Non-contact type opening/closing split induction heating device for rail welded joints*. China Pat. CN 201510540567.
10. Ding Wei, Song Hongtu, Li Li, et al. (2012) *Heat treatment device of welding joint of steel rail*. China Pat. CN 201120285569.
11. Письменный О.С., Письменный О.О., Прокоф'єв О.С., Юхименко Р.В., Губатюк Р.С. (2012) *Індукційна установка для термічної обробки зварних стиків рейок*. Україна Пат. на кор. модель UA 75027.

12. Пантелеймонов Є.О. (2017) *Комплекс для термічної обробки зварених стиків залізничних рейок у шляхових умовах*. Україна Пат. на кор. модель 114593.
13. Письменний О.С., Пантелеймонов Є.О., Римар С.В., Губатюк Р.С. (2017) *Індукційний пристрій для термічної обробки зварених стиків залізничних рейок*. Україна Пат. на кор. модель 116086.
14. Пантелеймонов Є.О., Губатюк Р.С. (2016) *Індукційний пристрій для термічної обробки зварених стиків залізничних рейок*. Україна Пат. на кор. модель 109123.
15. Zhan X., Wang S. (2005) Research on the improvement of rail head hardening. Technology on railway. *Proceedings of the Eastern Asia Society for Transportation Studies*, **5**, 263–271.
16. Слухоцкий А.Е., Рыскин С.Г. (1974) *Индукторы для индукционного нагрева*. Ленинград, Энергия.
17. Резанов, В.М. Федин, А.В. Башлыков и др. (2013) Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов. *Вестник ВНИИЖТ*, **2**, 28–34.
18. Шамов А.Н., Бодажков В.А. (1963) *Проектирование и эксплуатация высокочастотных установок*. Москва, Ленинград, Машгиз.
19. Бар И.Г., Полевой С.В. (1989) *Ремонт воздушных линий электропередач под напряжением*. Москва, Энергоатомиздат.
6. (2005) DSTU 4344:2004: *Normal rails for full-gauge railway. General specifications*. Kyiv, Gospotrestandart Ukrainy [in Ukrainian].
7. (2013) <http://magnit-m.ru/catalog/ustanovki-induktsionno-go-nagreva-tvch/termoobrabotka-svarnykh-relsovykh-styk-ov/uin-001-100-rt-p>.
8. (2013) <http://magnit-m.ru/catalog/ustanovki-induktsionno-go-nagreva-tvch/termoobrabotka-svarnykh-relsovykh-styk-ov/uin-001-100-r-tsm>.
9. Zhan Xinwei, Wang Shuqing, Shao Yangdao, et. al. (2015) *Non-contact type opening/closing split induction heating device for rail welded joints*. China Pat. CN 201510540567.
10. Ding Wei, Song Hongtu, Li Li, et. al (2012) *Heat treatment device of welding joint of steel rail*. China Pat. CN 201120285569.
11. Pysmennyi, O.S., Pysmennyi, P.O., Prokofiev, O.S., Yukhy-menko, R.V., Gubatyuk, R.S. (2012) *Induction installation for heat treatment of rail welded joints*. Ukraine Pat. on utility model UA 75027 [in Ukrainian].
12. Panteleimonov, E.O. (2017) *Complex for heat treatment of railway rail welded joints in situ*. Ukraine Pat. on utility model 114593 [in Ukrainian].
13. Pysmennyi, O.S., Panteleimonov, E.O., Rymar, S.V., Gubatyuk, R.S. (2017) *Induction device for heat treatment of railway rail welded joints*. Ukraine Pat. on utility model 116086 [in Ukrainian].
14. Panteleimonov, E.O., Gubatyuk, R.S. (2016) *Induction device for heat treatment of railway rail welded joints*. Ukraine Pat. on utility model 109123 [in Ukrainian].
15. Zhan, X., Wang, S. (2005) Research on the improvement of rail head hardening. Technology on railway. *Proc. of the Eastern Asia Society for Transportation Studies*, **5**, 263–271.
16. Slukhotsky, A.A., Ryskin, S.G. (1974) *Inductors for induction heating*. Leningrad, Energiya [in Russian].
17. Rezanov, V.M., Fedin, A.V., Bashlykov, A.V. ((2013) Differential hardening of rail welded joints. *Vestnik VNIIZhT*, **2**, 28–34 [in Russian].
18. Shamov, A.N., Bodazhkov, V.A. (1963) *Design and operation of high-frequency installations*. Moscow, Leningrad, Mashgiz [in Russian].
19. Bar, I.G., Polevoj, S.V. (1989) *Repair of live overhead power lines*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].

References

1. Gubatyuk, R.S. (2019) Heat treatment of welded joints of high-strength railway rails (Review). *The Paton Welding J.*, **2**, 41–48.
2. Taras, P., Fireteanu, V. (2010) Inductors for continuous induction heating of rails. *Induktsionnyy Nagrev*, **4** (14), 21–26 [in Russian].
3. Skoblo, T.S., Sapozhkov, V.E., Aleksandrova, N.M., Sidaschenko, A.I. (2014) *Quality of thermally-hardened rails and rail bases. Investigations. Theory. Equipment. Technology. Operation*. Ed. by T.S. Skoblo. Kharkov, LLC Shchedra Sadyba Plus [in Russian].
4. Pantelejmonov, E.A., Pismenny, A.A. (2015) Inductor for continuous heating in hardening of railway rail head. *The Paton Welding J.*, **3**, 4, 74–76.
5. Panov, V.I. (2018) Evaluation of technological heredity of metal of solid structures before their repair welding. *Svarshchik*, **1**, 9–11 [in Russian].

DEVELOPMENT OF INDUCTORS FOR BULK AND SURFACE HEAT TREATMENT OF WELDED BUTT JOINTS OF RAILWAY RAILS

O.S. Prokof'ev, R.S. Gubatyuk, O.S. Pysmenii, S.V. Rymar, Ye.O. Panteleimonov

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the concept of bulk and surface heat treatment of the welded butt joint of a railway rail by two or more inductors with the purpose of achieving favourable phase transformations of metal and normalizing its structure in the weld zone. Performed computations and experiments resulted in development of detachable inductors without magnetic circuits, which allow performance of bulk and surface induction heat treatment. Conducted experiments on heating a welded butt joint of a rail by the developed detachable inductor without the magnetic circuit demonstrated heating uniformity characteristics acceptable for bulk heat treatment of rails, limit temperatures and rates of heating of the main rail working areas both on the surface and in-depth in a narrow heating zone. 19 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

Keywords: inductor, induction heating, bulk heat treatment, surface heat treatment, welded butt joint of railway rails, normalizing of weld zone metal

Надійшла до редакції 22.03.2020

Інститут електродинаміки НАН України
НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
НТУ «Харківський політехнічний інститут»
Криворізький національний університет
Громадська організація «Пані Наука»



V міжнародна науково-технічна конференція
SMART-ТЕХНОЛОГІЇ В ЕНЕРГЕТИЦІ ТА ЕЛЕКТРОНІЦІ – 2020 / STEE-2020

16-21 серпня 2020

<http://smart-ee.kpi.ua>

АДИТИВНІ ТЕХНОЛОГІЇ ПОЛІМЕРНИХ МАТЕРІАЛІВ (Огляд)

О.П. Масючок, М.В. Юрженко, Р.В. Колісник, М.Г. Кораб

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

В роботі проведено аналіз сучасного стану 3D технологій полімерних матеріалів, який базується на публікаціях, представлених як у відкритих джерелах, так і широкому спектрі науково-технічних журналів, а також власному досвіді авторів в області 3D-друку термопластичними та термореактивними полімерами. Розглянута історія виникнення адитивних технологій, сучасний стан та тенденції розвитку ринку тривимірного друку. Запропонована класифікація найбільш поширених у світі технологій адитивного виробництва виробів з полімерних матеріалів в залежності від методів переробки пластмас та наведено їх короткий опис, представлені їхні особливості, переваги та недоліки. Бібліогр. 27, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: адитивні технології, 3D-друк, полімерні матеріали

Сучасні темпи розвитку промисловості вимагають вибору технологій виробництва, які можливо реалізувати в найкоротші терміни при залученні мінімальних грошових вкладень з отриманням в результаті якісної продукції. Цим вимогам на сьогоднішній день відповідають адитивні технології (Additive Manufacturing, Additive Fabrication або АМ-, АF-technologies), які знаходять все більше застосування в усіх сферах життєдіяльності людини і є одним з найбільш цікавих і перспективних напрямків промислового виробництва [1, 2]. Адитивні технології також називають технологіями пошарового синтезу, 3D-друком, 3D технологіями, швидким прототипуванням, пошаровим моделюванням, цифровим виробництвом тощо.

Під узагальненим терміном «адитивні» прийнято розуміти групу технологій, які дозволяють пошарово створювати тривимірні об'єкти на основі даних CAD (Computer-Aided Design) моделі поступовим додаванням вихідного матеріалу на майбутній виріб, що відрізняється від традиційних методів формування деталі, коли з масиву заготовки видаляється зайвий матеріал шляхом механічної обробки. CAD модель – створений цифровий макет об'єкта, який має бути сформований з використанням адитивних технологій на 3D-принтері. Тривимірну CAD модель можна як розробити за власним дизайном методом комп'ютерного проектування, так і створити за даними, зібраними за допомогою 3D-сканера.

Суть адитивного виробництва (Additive Manufacturing (AM)) може бути проілюстрована наступним чином.

Ключовим є те, що 3D-друк істотно скорочує тривалість технологічного ланцюга від ідеї або креслення до виробу, а разом з тим скорочується і трудо-, матеріало- та енергоємність виробництва.

Таким чином, адитивне виробництво дає можливість створювати кінцеві функціональні вироби безпосередньо від конструктора або інженера через комп'ютер і принтер, не застосовуючи при цьому додаткових технологічних операцій.

Хоча 3D-друк прийнято вважати одним з головних відкриттів ХХІ століття, в дійсності адитивні технології з'явилися ще в 1984 р., коли американський дослідник Чарльз Халл (Charles W. Hull), засновник компанії 3D Systems, розробив технологію пошарового «виросування» фізичних тривимірних об'єктів з фотополімерної композиції [3]. Технологія отримала назву «стереолітографії» (STL). Патент на свій винахід автор отримав тільки у 1986 р., а рік по тому, інженер представив громадськості розроблений ним промисловий пристрій для тривимірного друку [4]. Оскільки термін «3D принтер» з'явився лише у 1993 р., апарат Чарльза Хала отримав назву «установка для стереолітографії». Приблизно в той же час почали розвиватися і інші технології 3D-друку. У 1985 р. Михайлом Фейгеном (Michael Feygin) була запропонована технологія ламінування LOM (Laminated Object Manufacturing), яка дозволяє скріплювати окремі шари матеріалу за допомогою нагріву до певної температури спеціального валика [5]. У 1986 р. Карл Декард (Carl Decard), співробітник Техаського університету, подав заявку на патент, що описує процес швидкого прототипування виробів за допомогою технології селективного лазерного спікання SLS (Selective Laser Sintering) [6], суть якого полягає в пошаровому спіканні порошкового матеріалу лазерним променем. У 1989 р. Скотт Крамп (Scott Crump), пізніше засновник компанії Stratasys, заявив про розробку технології пошарового наплавлення (FDM – Fused Deposition Modeling) [7]. При використанні даної

О.П. Масючок – <https://orcid.org/0000-0002-3302-3079>, М.В. Юрженко – <http://orcid.org/0000-0002-5535-731X>,

Р.В. Колісник – <https://orcid.org/0000-0002-0493-894X>, М.Г. Кораб – <https://orcid.org/0000-0001-8030-1468>

© О.П. Масючок, М.В. Юрженко, Р.В. Колісник, М.Г. Кораб, 2020

технології формування об'єкта здійснюється шляхом пошарового укладання, іншими словами наплавлення, розплавленої нитки з термопластичного матеріалу, яка видавлюється через екструзійну головку на охолоджувану платформу. Далі процес розвитку нових технологій та вдосконалення вже наявних пішов з прискоренням і в 1993 р. назрів переломний момент, який зробив адитивні методи виготовлення продукції загальнодоступними, а термін «3D-друк» відомим по всьому світу. Студенти Массачусетського технологічного інституту Джим Бредт і Тім Андерсон, які працювали над дисертацією, що була присвячена створенню струйного друку на основі порошкової технології, впровадили технологію пошарового синтезу матеріалу в корпус звичайного настільного принтера [8]. У 1995 р. Тім і Джим організували компанію Z Corporation, яка і вивела на ринок дану технологію. У 2012 р. технологію разом з компанією придбала корпорація 3D systems. Сьогодні по всьому світу під її брендом продаються колишні моделі Z Corporation.

У наш час ринок тривимірного друку стрімко зростає і поповнюється новими моделями унікального виробничого обладнання, можливості якого майже безмежні. Надруковані деталі і вузли літаків, надрукований корпус автомобіля, надрукований житловий будинок, надрукований одяг, надруковані медичні імпланти – це далеко не весь перелік досягнень сучасних адитивних технологій. Однак найцікавіше, що друкувати можна практич-

но будь-якими матеріалами: полімерами, інженерними пластиками, композитними порошками, різними типами металів, керамікою, піском, бетоном, деревом, а в останній час навіть їжею і біологічними речовинами [9–11]. За рахунок доступності та практичності 3D-друк різними типами пластика є найбільш поширеним на сьогоднішній день.

Усі технології 3D-друку пластиком (таблиця) засновані на чотирьох основних методах переробки полімерних матеріалів, які використовуються у промисловості для виробництва виробів з пластмас: екструзія, фотополімеризація, гранулювання та ламінування.

Найбільш поширеними технологіями 3D-друку, які застосовуються в побуті (в офісних умовах) і промисловості є: формування виробів методом пошарового наплавлення (FDM) і стереолітографія (SLA). Але, тим не менше, кожна зі згаданих вище технологій знаходить свого споживача, а також має переваги і особливості, які викликають інтерес. Розглянемо кожен технологію 3D-друку більш детально.

FDM/FFF 3D-друк.

Моделювання методом пошарового наплавлення FDM – є найпоширенішою технологією 3D-друку в світі, на основі якої працюють мільйони 3D-принтерів – від найдешевших до промислових систем тривимірного друку. Для створення виробів методом FDM 3D-друку використовується філамент з різних термопластичних матеріалів, які поставляються у вигляді котушок. Філамент

Основні методи та технології адитивного виробництва з полімерних матеріалів

Метод формування 3D виробів	Технологія 3D-друку	Суть технології або принцип створення 3D об'єктів
Екструзійний	Моделювання методом пошарового наплавлення (Fusing Deposition Modeling, FDM) або виробництво методом наплавлення ниток (Fused Filament Fabrication, FFF)	Послідовне нанесення шарів розплавленого термопластичного полімерного матеріалу, які відтворюють контури цифрової моделі
Фотополімеризація	Стереолітографія (Stereolithography, SLA або SL)	Використання фотополімерних смол, які тверднуть під дією ультрафіолетового випромінювання
	Цифрова світлодіодна проекція (Digital Light Processing, DLP)	Використання фотополімерних смол, які тверднуть при засвічуванні цифровим світлодіодним проектором (DLP)
	Polyjet Багатоструменеве моделювання (Multi Jet modeling, MJM)	Пошарове тверднення рідкого фотополімерного матеріалу під дією ультрафіолетового випромінювання
Гранулювання	Вибіркове лазерне спікання (Selective Laser Sintering, SLS)	Послідовне спікання шарів порошкового матеріалу за допомогою лазерів високої потужності
	Вибіркове теплове спікання (Selective Heat Sintering, SHS)	Плавлення шарів термопластичного порошку за допомогою теплового випромінювача
	Кольоровий струменевий друк (Color Jet Printing, CJP) (раніше технологія мала назву Three-Dimensional Printing – 3DP)	Пошарове склеювання і фарбування композитного порошку на основі пластику
Ламінування	Виготовлення об'єктів методом ламінування (LOM – Laminated Object Manufacturing) або ламінування пластикових листів (PSL – Plastic Sheet Lamination)	Пошарове склеювання пліткових матеріалів з подальшим формуванням (вирізуванням) моделі за допомогою лазерного променя або ріжучого інструмента

може бути двох стандартних діаметрів: 1,75 і 3 мм в залежності від специфікації принтера [12].

Як і у всіх технологіях 3D-друку, першим кроком на шляху до виготовлення фізичного об'єкта є побудова його цифрової 3D-моделі. 3D-модель у форматі STL передається в програмне забезпечення 3D-принтера. Програма автоматично (або оператор вручну) розміщує модель у віртуальному просторі робочої камери. Потім програма за необхідністю розраховує елементи допоміжних конструкцій – підтримуючі структури під нависаючі елементи об'єкта і проводить розрахунок необхідної кількості витратного матеріалу, а також часу «виращування» прототипу. Перед запуском процесу друку модель автоматично розділяється на горизонтальні шари і проводиться розрахунок шляхів переміщення екструдера (друкуючої головки) – пристрою, який оснащено механічним приводом для подачі філаменту, нагрівальним елементом для його плавлення і соплом, через яке здійснюється безпосередньо екструзія – виштовхування розплавленого полімерного матеріалу на поверхню виробу (рис. 1, а).

Отримані настройки зберігаються, модель конвертується в керуючий код для 3D принтера. Потім філамент з котушки розмотується для введення у екструдер і запускається процес безпосередньо 3D-друку: екструдер розплавляє філамент і з високою точністю подає розплав полімерного матеріалу тонкими шарами на робочу поверхню 3D принтера у відповідності до алгоритму друку та CAD 3D-моделі. Після нанесення шару полімерний матеріал охолоджується і затвердіває, а платформа, на якій формується об'єкт, опускається на величину, рівну товщині шару, що наноситься. Рух в 3-х площинах голівки і платформи (рис. 1, б) задається алгоритмом, розробленим заздалегідь за допомогою спеціального програмного забезпечення.

Після завершення процесу побудови виробу допоміжні конструкції видаляються (вручну або розчиняються в спеціальному розчині), а готовий ви-

ріб може бути використано в надрукованому вигляді або піддано будь-якого способу подальшої обробки.

Основні переваги FDM 3D-друку: простота використання і відсутність спеціальних вимог до приміщення (придатність для застосування в офісі); низька вартість FDM-принтерів і витратних матеріалів; можливість використання великого асортименту типів пластика, в залежності від потреб і кольорів.

Основні недоліки технології: для нависаючих елементів необхідним є створення підтримуючих структур, які після завершення друку доводиться видаляти; невелика роздільна здатність, що призводить до шаруватості поверхні виготовленої моделі; можлива наявність термічної усадки, яка призводить до зміни розмірів виробу після охолодження.

SLA 3D-друк.

Стереолітографія є не тільки однією з перших 3D технологій адитивного виробництва в світі, але й однією з найбільш прецензійних [14–16]. Саме тому вона найбільш затребувана у медичній сфері, наприклад, для виготовлення імплантів і т. д. Як витратний матеріал в ній застосовується рідка фотополімерна смола. Під впливом лазерного випромінювання на ті ділянки фотополімера, які відповідають стінкам заданого об'єкта, відбувається їх пошарове тверднення і формування готового виробу.

SLA 3D-друк, як і друк методом FDM, паралельно з побудовою об'єкта вимагає використання підтримуючих конструкцій, які служать для кріплення частини виробу до основи платформи і запобігають деформації виготовленої моделі при наявності в ньому нависаючих елементів. Існує дві базові конструкції стереолітографічних 3D-принтерів: класична, яка застосовується частіше в промислових пристроях, і так звана «3D друк SLA вгору-ногами», яка менш поширена і зустрічається в основному в настільних 3D-принтерах.

У класичному варіанті SLA 3D-принтера лазер розташований зверху, а робоча платформа

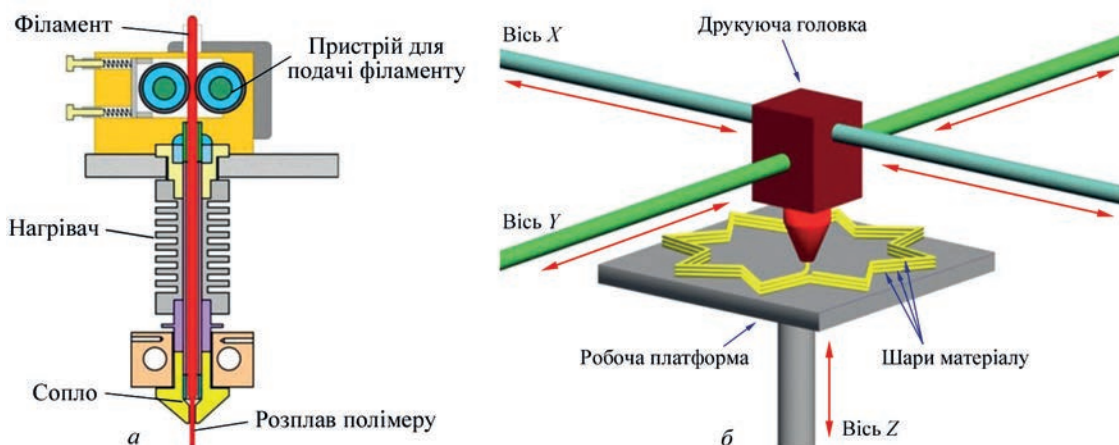


Рис. 1. Схема екструдера FDM 3D-принтера (а) і процесу створення ним тривимірної моделі (б) [13]

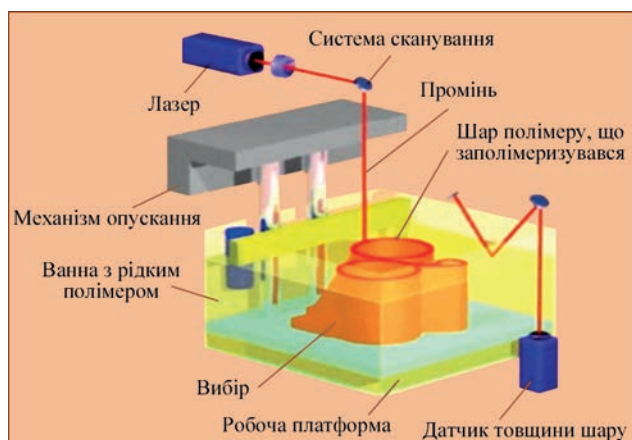


Рис. 2. Схема процесу SLA 3D-друку [17]

поступово опускається вниз (рис. 2). У резервуар, в який налита спеціальна рідина (суміш фотополімеру і реагента-твердника), що за зовнішнім виглядом нагадує епоксидну смолу, занурюється сітчаста платформа на глибину не більше 0,05...0,13 мм (саме такою є товщина одного шару). Після цього активується лазер, в результаті впливу якого на певні ділянки матеріалу рідина твердне і прилипає до платформи. Таким чином 3D-принтер створює перший шар виробу. Кожен шар являє собою 2D зображення, яке викреслюється лазером, згідно з даними, закладеними в тривимірній цифровій моделі. Далі платформа опускається на один крок, рівний товщині одного шару, вниз (по координаті Z) і після вирівнювання поверхні рідкого матеріалу лазер знову активується, продовжуючи побудову наступного шару по координатних осях X-Y. Цикли формування шарів повторюються до побудови виробу.

Принцип процесу 3D-друку, який застосовується в настільних 3D-принтерах, ідентичний, з тією лише різницею, що лазер розташований під ємністю з фотополімером, а при побудові виробів платформа не опускається, а поступово піднімається вгору.

Загальним для обох варіантів є необхідність промивання виробу в спеціальних розчинах по завершенню 3D-друку, а також його опроміненню ультрафіолетовим світлом. Перше потрібно для остаточного очищення виготовленої моделі від залишків фотополімера, а друге для повного затвердіння виробу.

Основні переваги SLA 3D-друку: висока точність побудови готового виробу; отримана модель має високу міцність на стиск і витримує температурний вплив до 100 °C; можливість виготовлення складних моделей зі збереженням дрібних елементів декору; невелика кількість відходів; великий вибір витратних матеріалів.

Основні недоліки технології: масивність обладнання (великі габарити і вага); висока вартість обладнання та витратних матеріалів; відсутність

можливості використання в одному циклі різних матеріалів; усадка матеріалу при твердненні, внаслідок чого, низька міцність на вигин і удар; необхідність в ультрафіолетовій обробці виробу після друку.

DLP 3D-друк.

На основі методу SLA 3D-друку розроблено кілька інших методів адитивних технологій, одним з яких є DLP 3D-друк. Різниця між цими методами полягає в тому, що замість лазера в DLP 3D-принтерах використовується цифровий світлодіодний проєктор, який засвічує цілий шар одночасно, а не поступово, як лазер в стереолітографії [18, 23]. Вважається, що за рахунок цього DLP друк дозволяє відтворювати об'єкти швидше. Однак ця різниця не настільки велика, щоб витіснити SLA 3D-принтери з ринку 3D-друку.

Як і в SLA технології, існує два варіанти пристроїв для DLP 3D-друку: в одному побудова об'єкта відбувається знизу-вгору (робоча платформа опускається), в іншому навпаки – побудова об'єкта відбувається зверху-вниз (робоча платформа піднімається).

Основні переваги DLP 3D-друку: більш висока швидкість друку порівняно з SLA 3D-принтерами; висока точність друку; великий вибір витратних матеріалів; доступна ціна обладнання за рахунок використання в принтерах DLP проєкторів, які набагато дешевше лазерних установок (як в SLA).

Основні недоліки технології: точність друку поступається точності при SLA 3D-друку і залежить не тільки від 3D-принтера, але і від використовуваного матеріалу (чим він більше наповнений пігментами і блокаторами світла, тим більш точними будуть надруковані з нього вироби) і навколишнього середовища (під час полімеризації саме в DLP принтерах виділяється багато тепла, що призводить до прискорення хімічних реакцій); необхідність у додатковому опроміненні виробу після друку, для остаточного затвердіння.

Багатоструменевий 3D-друк (PolyJet та MJM 3D-друк).

3D-друк за технологією PolyJet та MJM за ознаками нагадує друк звичайним струменевим 2D-принтером, але замість використання чорнил відбувається пошарове наповнення рідких світлочутливих полімерних матеріалів на спеціальній внутрішній площадці з подальшим опроміненням кожного нанесеного шару ультрафіолетовою лампою [19, 23]. Технології MJM і PolyJet практично не відрізняються один від одного. Різниця в назвах відбувається із-за відповідних патентів: технологія Multi Jet Modeling належить компанії 3D Systems, а PolyJet – конкуруючій компанії Stratasys.

За допомогою оснащеної соплами друкуючої головки, з якої тонкими шарами розпорошується рідкий витратний матеріал: матеріал моделі

забруднення при виробництві: порошок летючий і при необережному поводженні піднімається в повітря, засмічуючи навколишній простір і потрапляючи в легені людини; вимагає попереднього тривалого підігріву порошку, а також часу для охолодження готової моделі перед видаленням залишків порошку; складність обробки виробу після друку (відпал) в спеціальній печі для остаточного спікання порошку; усадка деталі після відпалу досягає часом значень 30 % (а в середньому 8...10 %) від початкового об'єму.

SHS 3D-друк.

Вибіркове теплове спікання – це технологія 3D-друку, яка подібна до вибіркового лазерного спікання. Єдина істотна відмінність полягає в використанні замість лазера для плавки шарів термoplastичного порошку джерела інфрачервоного випромінювання [19, 23].

Процес SHS 3D-друку відбувається наступним чином: на пластину з кварцового скла (маску) спеціальним матеріалом, що відбиває інфрачервоне випромінювання, наноситься візерунок, який відповідає інвертованому перетину поточного шару об'єкта. Далі на робочу платформу подається необхідна кількість витратного матеріалу для побудови одного шару. Спеціальним роликem порошок розрівнюється, а його надлишки видаляються. Кварцова пластина знаходиться при цьому між областю побудови і джерелом випромінювання. Як тільки все готово, починається спікання першого шару. Оскільки випромінювання проходить через пластину, то ті її частини, які відбивають випромінювання, не залишають сліду на робочій платформі. Решта ділянок порошку спікається між собою. По завершенню створення першого шару робоча платформа опускається вниз на рівень одного шару, наноситься наступна порція порошку, старий візерунок з кварцовою пластини віддаляється і наноситься новий. Таким чином відбувається побудова всієї моделі. Після закінчення 3D-друку виріб виймається з 3D-принтера, видаляється з платформи і очищається від зайвого матеріалу. При необхідності проводиться подальша обробка.

Основні переваги технології SHS 3D-друку: висока швидкість друку; вартість SHS 3D-принтера і собівартість 3D-друку на ньому в рази менше, у порівнянні з SLS 3D-принтерами; відсутність необхідності в побудові підтримок; матеріал, який залишається після друку, може бути використаний повторно, що здешевлює процес; можливість створення виробів зі складною геометрією.

Основні недоліки технології: низька енергетична віддача, через що вибір витратних матеріалів в даній технології набагато менше; необхідність додаткового відпалу отриманих виробів для досягнення більшої міцності; менша міцність готових

виробів порівняно з виробами, які виготовлені за іншими промисловими технологіями.

CJP 3D-друк.

Кольоровий струменевий 3D-друк дозволяє швидко створювати як монохромні, так і кольорові об'єкти з композитного порошку [23]. Як витратний матеріал використовуються два види матеріалу – основний і зв'язуючий. Основний матеріал – порошковий пластик слугує для формування шарів виробу, в той час як зв'язуючий у вигляді клеєподібної субстанції одночасно склеює між собою частинки матеріалу в потрібних місцях у відповідності до комп'ютерної 3D-моделі і забарвлює в заздалегідь заданий колір. Спочатку полімерний порошок рівномірно тонким шаром розподіляється по всій площині платформи робочої камери 3D-принтера (рис. 5), надалі на нього наноситься зв'язуюча речовина і платформа зміщується вниз на товщину шару (в діапазоні від 0,089 до 0,102 мм). Далі процес повторюється і в результаті подальших циклів пошарово формується готовий виріб.

Порошок, який в процесі друку не використовується для формування моделі (не склеюється), виступає в ролі підтримуючої структури, що дозволяє створювати об'єкти зі складною геометрією. По закінченню циклу 3D-друку цей же залишковий порошок може бути зібраний і використаний повторно. Після завершення формування виробу на його поверхні залишається полімерний порошок, для видалення якого в 3D-принтері передбачена камера очищення, яка працює за допомогою стиснутого повітря. Надалі сформований виріб просочують цианакрилатом, більш відомим як «суперклей» для збільшення міцності і довговічності, а також досягнення більш яскравих кольорів.

Основні переваги технології SHS 3D-друку: низька собівартість виготовлення прототипу за рахунок низької вартості матеріалу і його безвідходного використання; висока швидкість 3D-друку і якість моделей; доступна кольорова палітра досягає 390000 відтінків; точність побудови поверхонь з різними ступенями складності від 0,4 до 0,1 мм; товщина стінок – від 0,5 мм, шарів – в діапазоні



Рис. 5. Схема процесу CJP 3D-друку [24]

від 0,089 до 0,102 мм; прототипи легко шліфуються, склеюються і фарбуються; відсутність підтримуючих структур.

Основні недоліки технології: моделі мають гігроскопічну поверхню підвищеної шорсткості; вироби потребують обережної обробки після формування внаслідок їх крихкості.

LOM 3D-друк.

Виготовлення тривимірних об'єктів методом ламінування полягає в пошаровому склеюванні матеріалів в заданих координатах (з комп'ютерної 3D-моделі) з подальшим обрізанням надлишків [23, 25]. Витратним матеріалом зазвичай слугує полівінілхлоридна (ПВХ) плівка товщиною 0,15 мм п'яти кольорів: напівпрозора (бурштинова), червона, синя, кремова, чорна. Формування виробу відбувається на спеціальній підкладці рухомої (вгору-вниз) платформи, на яку подається витратний матеріал з рулону або окремим листом, розподіляється під певним тиском і розігрівається до потрібної температури валиком (рис. 6). Після цього відбувається вирізання контуру першого шару моделі за допомогою лазера. Далі платформа опускається вниз на висоту одного шару, рулон повертається (або накладається новий лист) і поверх першого шару накладається наступний шар матеріалу, на нижню частину якого зазвичай нанесена сполучна речовина. За рахунок нагрівання і укладання під тиском відбувається склеювання (ламінування) шарів. Процес вирізання шарів і нанесення нових листів матеріалу повторюється до повного формування кінцевого виробу.

По завершенні процесу 3D-друку деталей виймають з 3D-принтера і очищують від обрізків. Надалі, за необхідності, проводять додаткову механічну обробку: шліфування, нанесення лаку, фарбування.

Основні переваги технології LOM 3D-друку: можливість повнокольорового друку з високою роздільною здатністю по осях X і Y; доступність і дешевизна витратних матеріалів; для моделей з

нависаючими або горизонтально виступаючими елементами не потрібно формування підтримуючих структур.

Основні недоліки технології: вкрай обмежений вибір матеріалів для створення моделей; недостатньо висока міцність виробів в площині шарів – існує ризик розшарування; підвищена шорсткість поверхні; товщина шару цілком залежить від товщини використовуваного листового матеріалу, через що модель формується грубою, а механічна обробка для згладжування доступна не завжди, оскільки може призвести до розшарування; велика кількість витратних матеріалів (обрізки) йде у відходи; виробництво з підвищеною пожежонебезпекою і виділенням диму.

Висновок

В даний час всі перераховані вище технології отримали розвиток і мають величезний потенціал в зниженні витрат на створення найрізноманітніших видів продукції. Однак на сьогодні не існує універсальної технології 3D-друку виробів з пластмас, яка вирішувала б всі завдання найкращим чином. Вибір тієї чи іншої технології ґрунтується на задачах, які мають бути вирішені: необхідної точності одержуваного виробу, міцності матеріалу і його довговічності, більш точної передачі зовнішнього вигляду майбутнього виробу та інше. При цьому важлива собівартість і швидкість виготовлення тривимірного об'єкту, яка теж залежить від обраної технології 3D-друку. У будь-якому випадку, зроблений вибір в сторону адитивних технологій замість традиційних методів виробництва, приводить до економії коштів, економії часу, спрощення виробничого процесу створення деталей, його безпеки та ін. Перспективи на сьогодні такі, що в найближчому майбутньому, на думку аналітиків, тривимірний друк буде використовуватися у всіх галузях діяльності людини [27]. Тому не дивно, що темпи розвитку адитивних технологій стрімко збільшуються з кожним роком і вже сьогодні в динаміці розвитку ринок адитивних технологій випереджає інші галузі виробництва.

Список літератури/References

1. Diyachenko, V.A., Chelpanov, I.B., Nikiforov, S.O., Hozonhonova, D.D. (2015) *Materials and processes of additive technologies (rapid prototyping)*. Ulan-Ude, Izd-vo BNC SO RAN, Russia [in Russian].
2. Ligon, S.C., Liska, R., Stampfl, J. et al. (2017) Polymers for 3D printing and customized additive manufacturing. *Chem. Rev.*, **117**, 10212–10290.
3. David, L. Bourella, Joseph J. Beaman, Jr.a, Ming C. Leub, David W. Rosenc (2009) *A brief history of additive manufacturing and the 2009 roadmap for additive manufacturing: looking back and looking ahead*. RapidTech US-Turkey Workshop on Rapid Technologies, 2009, Istanbul.
4. Hull, C.W. (1986) Apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography. *U.S. Patent 4575330A*.
5. Michael Feygin (1986) Apparatus and method for forming an integral object from laminations, *U.S., Patent No 872102*.

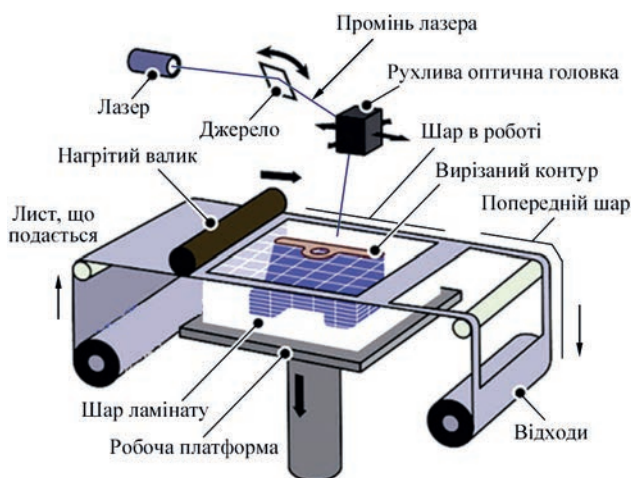


Рис. 6. Схема процесу LOM 3D-друку [26]

6. Deckard, CR. (1989) Method and apparatus for producing parts by selective sintering. *U.S. Patent 4863538A*.
7. Crump, SS. (1992) Apparatus and method for creating three-dimensional objects. *U.S. Patent 5121329A*.
8. James, F. Bredt, Nam P. Suh, Francis, A. Waldman (1995) Three-dimensional printing techniques. *U.S. Patent 5387380*.
9. Zarek, M., Layani, M., Cooperstein, I. et al. (2016) 3D printing of shape memory polymers for flexible electronic devices. *Adv. Mater.*, **28**, 4449–4454.
10. Salmi, M., Paloheimo, K-S, Tuomi, J. et al. (2013) Accuracy of medical models made by additive manufacturing (rapid manufacturing). *J. of Cranio-Maxillofacial Surgery*, **41**(7), 603–609.
11. <https://www.orgprint.com/wiki/3d-pechat/sfery-primeneni-ja-3D-pechati>
12. Turner, BN, Strong, R., Gold, SA. (2014) A review of melt extrusion additive manufacturing processes: I. Process design and modeling. *Rapid Prototyping J.*, **0**(3), 192–204.
13. http://3dtoday.ru/wiki/3dprint_basics/
14. Kazemi, M., Rahimi, A. (2015) Supports effect on tensile strength of the stereolithography parts. *Rapid Prototyping*, **21**, 79–88.
15. Jacobs, PF. (1992) *Rapid prototyping & manufacturing: fundamentals of stereolithography*. Society of Manufacturing Engineers, New York, U.S.
16. Zhang, X., Jiang, X., Sun, C. (1999) Micro-stereolithography of polymeric and ceramic microstructures. *Sensor Actuat A-Phys.*, **77**–149.
17. <http://3dprofy.ru/stereolitografiya-sla/>
18. Gibson, I., Rosen, DW, Stucker, B. (2010) *Additive manufacturing technologies*. NY: Springer, New York, U.S.
19. Kazmer, D. (2017) Three-dimensional printing of plastics. In: *Applied Plastics Engineering Handbook* (Second Edition). William Andrew Publishing, Amsterdam, *The Netherlands*, 617–634.
20. http://3d.globatek.ru/3d_printing_technologies/polyjet/
21. Peyre, P., Rouchausse, Y., Defauchy, D., Régnier, G. (2015) Experimental and numerical analysis of the selective lasersintering (SLS) of PA12 and PEKK semi-crystalline polymers. *J. Mater. Process. Technol.*, **225**, 326–336.
22. <https://3dprinter.ua/additivnye-tehnologii-chto-jeto/>
23. Zlenko, M.A., Nagajcev, M.V., Dovbysh, M.V. (2015) *Additive technologies in mechanical engineering: Manual for engineers*. Moscow, GNC RF FGUP «NAMI», Russia [in Russian].
24. <http://blog.iqb-tech.ru/cjp-technology>
25. Antonova, V.S., Osovskaja, I.I. (2017) *Additive technologies: A Tutorial*. St-Petersburg, VShTJe SPbGUPTD Russia [in Russian].
26. <https://3d-expo.ru/ru/article/izgotovlenie-obek-tov-metodom-laminirovaniya-lom-78841>
27. Androshuk, G.O. (2017) Additive technologies: perspectives and problems of 3D printing. *Nauka, tehnologii, innovacii*, **1**, 68–77.

ADDITIVE TECHNOLOGIES OF POLYMERIC MATERIALS (Review)

O.P. Masyuchok, M.V. Yurzenko, R.V. Kolisnyk, M.G. Korab

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper gives the analysis of the state of the art of 3D technologies of polymeric materials, which is based on publications presented both in open sources as well as in a wide range of scientific and technical journals, including the own experience of the authors in 3D printing using thermoplastic and thermosetting polymers. The history of additive technologies, state of the art and trends of the development of the market of three-dimensional printing are considered. The classification of the most widespread in the world technologies of additive manufacturing of products from polymeric materials depending on the methods of processing plastics is offered, their short description is given, their features, advantages and disadvantages are presented. 27 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

Key words: additive technologies, 3D-printing, polymeric materials

Надійшла до редакції 04.05.2020



MSV 2020 – 62-а Міжнародна машинобудівна виставка

Чехія, м. Брно,
5-9 жовтня 2020

Міжнародна виставка машинобудування MSV проводиться в м. Брно щорічно. Веде свою історію з 1958 р. Визнана однією з провідних європейських машинобудівних виставок і найважливішою подією для всього промислового комплексу країн Східної та Центральної Європи і проводиться за підтримки Союзу промисловості та транспорту ЧР, чеського Союзу виробників і постачальників машинобудівної техніки, Чесько-Моравської електротехнічної Асоціації, а також уряду Чеської республіки.

Щорічно в MSV бере участь понад 1600 експонентів і понад 80000 відвідувачів, з яких 47 % зарубіжних. Серед відвідувачів виставки високий відсоток фахівців галузі: 70 % приймають рішення про інвестиції, третя частина відвідувачів – вищий менеджмент. Як і в попередні роки на MSV плануються колективні експозиції таких країн, як Німеччина, Італія, Швейцарія, Франція.

MSV представить всі ключові напрямки машинобудівної та електротехнічної галузей. Спеціальною тематикою майбутніх виставок стане «INDUSTRY 4.0» – автоматизація та інтеграція промислових секторів, як новий етап розвитку промислового виробництва. В черговий раз буде зроблений акцент на темі «Трансфер технологій та іннова-

цій», що дозволить широко презентувати науково-дослідні розробки для промислового використання, тісний зв'язок вищих навчальних закладів з виробництвом.

Велика супровідна програма як завжди буде невід'ємною частиною MSV. Програма організовується на найвищому міжнародному рівні і запрошує учасників на численні форуми, конференції, семінари. В рамках MSV традиційно пройде Салон ділових можливостей «Контакт-Контракт» B2B Fair, Бізнес-дні країн СНД.

У жовтні 2020 р. виставка MSV буде проводитися спільно з рядом технологічних виставок:



Міжнародна виставка металообробки та формування



Міжнародна виставка ливарної промисловості



Міжнародна виставка зварювальної техніки



Міжнародна виставка технологій для обробки поверхонь



Міжнародна виставка пластмас, гуми та композитів

Розроблено в ІЕЗ

УСТАНОВКИ ЕПЗ ДЛЯ ГРАНУЛЬНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

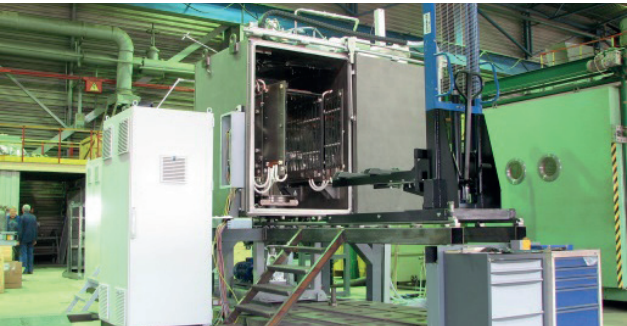
Установки для гранульної металургії призначені для дегазації, наповнення та вібраційного ущільнення гранул в капсулах з подальшою герметизацією за допомогою електронно-променевого зварювання.

В установках виконуються наступні технологічні операції:

- нагрів та дегазація виробів (капсул) для видалення з внутрішньої та зовнішньої поверхонь адсорбованої вологи та газів;
- дегазація гранул при заповненні виробу;
- віброущільнення гранул у виробі в процесі заповнення;
- електронно-променеве зварювання пробки, яка встановлюється у горловину виробу;

– охолодження заповненого і герметизованого виробу у вакуумі.

Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона випускає три типорозміру установок для гранульної металургії: KL168, KL114 та KL139.



Основні характеристики установки KL139

	Найменування параметру	Величина
1.	Габаритні розміри установки, мм: довжина ширина висота	7980 4470 3140
2.	Маса установки, т	10
3.	Внутрішні розміри вакуумної камери, мм: довжина ширина висота	1500 1300 1854
4.	Максимальні габарити виробу, що зварюється, мм типу циліндру діаметр висота типу диск (у вертикальному положенні) діаметр ширина	600 650 800 400
5.	Маса виробу, що зварюється, кг, макс	1000
6.	Глибина зварного шва, мм, не менше	6
7.	Робочий вакуум у вакуумній камері, Па, не гірше	$2,66 \cdot 10^{-3}$
8.	Робочий вакуум в гарматі, Па, не гірше	$6,67 \cdot 10^{-3}$
9.	Натікання в порожню і чисту камеру, Па·л/с (мм рт.ст.·л/с), не більше	5 (0,0375)
10.	Час відкачування вакуумної камери (до $2,66 \cdot 10^{-3}$ Па), хв., не більше	30
11.	Температура нагріву виробу, °С, макс	600
12.	Амплітуда вібрації виробу, мм, макс	2
13.	Діапазон частоти вібрації виробу, Гц	5...30
14.	Енергетичний блок з джерелом високовольтного живлення 6 кВт / 60 кВ: прискорююча напруга, кВ діапазон регулювання зварювального струму, мА	60 1...100
15.	Цикл підготовки, нагріву, заповнення та зварювання одного виробу, робочих змін	1 ... 2
16.	Технічні параметри, які забезпечує Замовник: - силове електроживлення – відповідно до стандарту Німеччини DIN EN 60 204, п.4.3. - споживана потужність, кВ·А, не більше - витрата охолоджуючої води, л/год - температура охолоджуючої води на вході, °С - тиск води, що охолоджує, кг/см ² , не менше - тиск стисненого повітря, кг/см ² , не менше - температура в приміщенні, °С, не більше - вологість,%, не більше - наявність кондиціонера - наявність крана вантажопідйомністю не менше 1,5 т	380 В, 50/60 Гц 120 5340 15...20 3 5 30 70 + +

ДУПЛЕКСНІ НЕРЖАВІЮЧІ СТАЛІ

Дуплексні нержавіючі сталі набувають все більшого поширення. Їх виготовляють всі основні виробники нержавіючої сталі, і на те є цілий ряд причин:

- висока міцність, що дозволяє скоротити вагу виробів;
- висока корозійна стійкість, особливо до корозійного розтріскування.

Кожні 2-3 роки проводяться присвячені дуплексним сталям конференції, на яких презентуються десятки технічних статей. Йде активне просування цього типу сталей на ринку. Постійно з'являються нові марки цих сталей. Але незважаючи на весь цей інтерес, частка дуплексних сталей на світовому ринку становить, за найоптимістичнішими оцінками, від 1 до 3 %. Мета цієї статті – простими словами пояснити особливості цього типу сталі. Будуть описані як переваги, так і недоліки виробів з дуплексної нержавіючої сталі.

Ідея створення дуплексних нержавіючих сталей виникла у 1920-х роках, а перша плавка була проведена у 1930 р. в Авесті, Швеція. Проте помітне зростання частки використання дуплексних сталей припадає тільки на останні 30 років. Пояснюється це в основному удосконаленням технології виробництва сталі, особливо, процесів регулювання вмісту азоту в сталі.

Традиційні аустенітні сталі, такі як AISI 304 (аналоги DIN 1.4301 і 08X18H10), і феритні сталі, такі як AISI 430 (аналоги DIN 1.4016 і 12X17), досить прості у виготовленні і легко оброблюються. Як впливає з їхніх назв, вони складаються переважно з однієї фази: аустеніту або фериту. Хоча ці типи мають велику сферу застосування, у обох цих типів є свої технічні недоліки: у аустенітних – низька міцність (умовна межа плинності 0,2 % в стані після аустенізації 200 МПа), низький опір корозійного розтріскування.

У феритних – низька міцність (трохи вище, ніж у аустенітних: умовна межа плинності 0,2 % становить 250 МПа), погана зварюваність при великих товщинах, низькотемпературна крихкість. Крім того, високий вміст нікелю в аустенітних сталях призводить до їх подорожчання, що небажано для більшості кінцевих споживачів.

Основна ідея дуплексних сталей полягає в підборі такого хімічного складу, при якому буде утворюватися приблизно однакова кількість фериту та аустеніту. Такий фазовий склад забезпечує наступні переваги:

Хімічний склад елементів, мас. %

Структура	Марка	Позначення по EN	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Ni	Mo
Феритна	430	1,4016	0,08	1,00	1,00	0,040	0,015	-	16,0...18,0	-	-
Аустенітна	304	1,4301	0,07	1,00	2,00	0,045	0,015	0,11	17,5...19,5	8,0...10,5	-

1) високу міцність – діапазон умовної межі плинності 0,2 % для сучасних дуплексних марок сталей становить 400...450 МПа. Це дозволяє зменшувати перетин елементів, а отже їх масу.

Ця перевага особливо важлива в наступних областях:

- судини під тиском і баки;
- будівельні конструкції, наприклад, мости.

2) хороша зварюваність великої товщини – не настільки проста, як у аустенітних, але набагато краще, ніж у феритних.

3) хороша ударна в'язкість – набагато краще, ніж у феритних сталей, особливо, при низьких температурах: зазвичай до -50 °C, в деяких випадках – до -80 °C.

4) опір корозійного розтріскування (SCC) – традиційні аустенітні сталі особливо схильні до даного типу корозії. Це особливо важливо при виготовленні таких конструкцій, як:

- баки для гарячої води;
- пивоварні баки;
- збагачувальні установки;
- каркаси басейнів.

За рахунок чого досягається рівновага аустеніту/фериту. Щоб зрозуміти, як виходить дуплексна сталь, можна спочатку порівняти склад двох добре відомих сталей: аустенітної – AISI 304 (аналоги DIN 1.4301 і 08X18H10) та феритної – AISI 430 (аналоги DIN 1.4016 і 12X17).

Основні елементи нержавіючих сталей можна розділити на феритизуючі та аустенітизуючі. Кожен з елементів сприяє утворенню тієї чи іншої структури. Феритизуючі елементи – це хром, кремній, молібден, вольфрам, титан, ніобій. Аустенітизуючі елементи – це вуглець, нікель, марганець, азот, мідь.

У сталі AISI 430 переважають феритизуючі елементи, тому її структура феритна. Сталь AISI 304 має аустенітну структуру в основному за рахунок вмісту близько 8 % нікелю. Для отримання дуплексної структури з вмістом кожної фази близько 50 % необхідний баланс аустенітизуючих та феритизуючих елементів. У цьому полягає причина, чому вміст нікелю в дуплексних сталях в цілому нижче, ніж в аустенітних.

Нижче наведено типовий склад дуплексної нержавіючої сталі.

У деяких з недавно розроблених марок для значного зниження вмісту нікелю використовують-

ся поєднання азоту і марганцю. Це позитивно позначається на стабільності цін.

В даний час технологія виробництва дуплексних сталей ще тільки розвивається. Тому кожен виробник просуває власну марку. На загальну думку, марок дуплексної сталі зараз дуже багато. Але судячи з усього, таку ситуацію ми будемо спостерігати, поки серед них не виявляться «переможці».

Корозійна стійкість дуплексних сталей. Через різноманіття дуплексних сталей при визначенні корозійної стійкості їх зазвичай призводять разом з аустенітними та феритними марками сталей. Єдиної міри корозійної стійкості поки не існує. Однак для класифікації марок сталей зручно користуватися числовим еквівалентом стійкості до виразкової корозії (PREN).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 3,3 \times \% \text{Mo} + 16 \times \% \text{N}.$$

Нижче наведена таблиця корозійної стійкості дуплексних сталей в порівнянні з аустенітними та феритними марками.

Слід зазначити, що дана таблиця може служити тільки орієнтиром при виборі матеріалу. Завжди необхідно розглядати, наскільки підходить певна сталь для експлуатації в конкретному корозійному середовищі.

Корозійне розтріскування (SCC – Stress Corrosion Cracking). SCC – це один з видів корозії, що виникає при наявності певного набору зовнішніх факторів:

- розтягуюча напруга;
- корозійне середовище;
- досить висока температура (зазвичай це 50 °C, але в деяких випадках, наприклад, в плавальних басейнах, вона може проявлятися і при температурі близько 25 °C).

На жаль, звичайні аустенітні сталі, такі як AISI 304 (аналоги DIN 1.4301 та 08X18H10) та

AISI 316 (аналог 10X17H13M2) найбільш схильні до SCC. Наступні матеріали мають набагато більш високу стійкість до КР:

- феритні нержавіючі сталі;
- дуплексні нержавіючі сталі;
- аустенітні нержавіючі сталі з високим вмістом нікелю.

Опір SCC дозволяє використовувати дуплексні сталі в багатьох процесах, що проходять при високих температурах, зокрема:

- в водонагрівачах;
- в пивоварних баках;
- в опріснювальних установках.

Каркаси басейнів з нержавіючої сталі відомі своєю схильністю до SCC. Використання в їх виготовленні звичайних аустенітних нержавіючих сталей, таких як AISI 304 (аналог 08X18H10) та AISI 316 (аналог 10X17H13M2), заборонено. Для цієї мети найкраще підходять аустенітні сталі з високим вмістом нікелю, такі як марки з 6 % Мо. Однак в деяких випадках в якості альтернативи можна розглядати дуплексні сталі, такі як AISI 2205 (DIN 1.4462) та супердуплексні сталі.

Фактори, що перешкоджають поширенню дуплексних сталей. Привабливе поєднання високої міцності, широкий діапазон значень корозійної стійкості, середня зварюваність повинні нести в собі великий потенціал для збільшення частки дуплексних нержавіючих сталей на ринку. Однак необхідно розуміти, які у дуплексних нержавіючих сталей недоліки і чому вони, судячи з усього, будуть залишатися в статусі «місцевих гравців».

Така перевага, як висока міцність, миттєво перетворюється в недолік, як тільки справа доходить до технологічності обробки матеріалу тиском і механічної обробки. Висока міцність також озна-

Корозійна стійкість сталей

Марка	Номер по EN/UNS	Тип	Орієнтовний PREN
430	1.4016/S43000	Феритна	16
304	1.4301/S30400	Аустенітна	19
441	1.4509/S43932	Феритна	19
RDN 903	1.4482/S32001	Дуплексна	22
316	1.4401/S31600	Аустенітна	24
444	1.4521/S44400	Феритна	24
316L 2.5 Mo	1.4435	Аустенітна	26
2101 LDX	1.4162/S32101	Дуплексна	26
2304	1.4362/S32304	-"-	26
DX2202	1.4062/S32202	-"-	27
904L	1.4539/N08904	Аустенітна	34
2205	1.4462/S31803/S32205	Дуплексна	35
Zeron 100	1.4501/S32760	-"-	41
Ferrinox 255/Uranus 2507Cu	1.4507/S32520/S32550	-"-	41
2507	1.4410/S32750	-"-	43
6 % Mo	1.4547/S31254	Аустенітна	44

Марка	Номер по EN/UNS	Тип	Приблизний склад						
			Cr	Ni	Mo	N	Mn	W	Cu
LDX 2101	1.4162/S32101	Низьколегована	21,5	1,5	0,3	0,22	5	-	-
DX 2202	1.4062/S32202	"-	23	2,5	0,3	0,2	1,5	-	-
RDN 903	1.4482/S32001	"-	20	1,8	0,2	0,11	4,2	-	-
2304	1.4362/S32304	"-	23	4,8	0,3	0,10	-	-	-
2205	1.4462/S31803/S32205	Стандартна	22	5,7	3,1	0,17	-	-	-
2507	1.4410/S32750	Супер	25	7	4	0,27	-	-	-
Zeron 100	1.4501/S32760	"-	25	7	3,2	0,25	-	0,7	0,7
Ferrinox255/Uranus 2507Cu	1.4507/S32520/S32550	"-	25	6,5	3,5	0,25	-	-	1,5

чає нижчу, ніж у аустенітних сталей, здатність до пластичної деформації. Тому дуплексні сталі практично непридатні для виробництва виробів, в яких потрібна висока пластичність. І навіть коли здатність до пластичної деформації на прийнятному рівні, все одно для надання необхідної форми матеріалу, як, наприклад, при згинанні труб, потрібно більше зусилля. Відносно поганої оброблюваності різанням є один виняток з правил: марка LDX 2101 (EN 1.4162), виробник Outokumpu.

Процес виплавки дуплексних нержавіючих сталей набагато складніший, ніж аустенітних і феритних сталей. При порушенні технології виробництва, зокрема, термообробки, крім аустеніту та фериту в дуплексних сталях може утворюватися цілий ряд небажаних фаз. Дві найбільш значимі фази зображені на наведеній нижче діаграмі.

Обидві фази призводять до появи крихкості, тобто втрати ударної міцності.

Утворення σ -фази (більш 1000 °C) найчастіше відбувається при недостатній швидкості охолодження в процесі виготовлення або зварювання. Чим більше в сталі легуючих елементів, тим вище ймовірність утворення σ -фази. Тому найбільш схильні до цієї проблеми супердуплексні сталі.

475°- крихкість з'являється внаслідок утворення фази, що носить назву α' . Хоча найбільш небезпечна температура 475 °C, вона може утворю-

ватися і при більш низьких температурах, аж до 300 °C. Це накладає обмеження на максимальну температуру експлуатації дуплексних сталей. Це обмеження ще більше звужує коло можливих областей застосування.

З іншого боку, є обмеження по мінімальній температурі експлуатації дуплексних сталей, для яких вона вище, ніж у аустенітних. На відміну від аустенітних сталей, у дуплексних при випробуваннях на удар має місце крихко-в'язкий перехід. Стандартна температура випробувань сталей, що використовуються в конструкціях для шельфового видобутку нафти і газу, становить мінус 46 °C. Зазвичай дуплексні сталі не використовуються при температурах нижче мінус 80 °C.

Короткий огляд властивостей дуплексних сталей:

- розрахункова міцність в два рази вище, ніж у аустенітних і феритних нержавіючих сталей;
- широкий діапазон значень корозійної стійкості, що дозволяє підібрати марку під конкретну задачу;
- хороша ударна міцність до мінус 80 °C, що обмежує застосування в криогенних середовищах;
- виняткова стійкість до корозійного розтріскування;
- хороша зварюваність великого перерізу;
- більша складність при механічній обробці і штампуванні ніж у аустенітних сталей;
- максимальна температура експлуатації обмежена 300 °C.

Матеріал з сайту

Британської Асоціації Нержавіючої Сталі.

www.bssa.org.uk

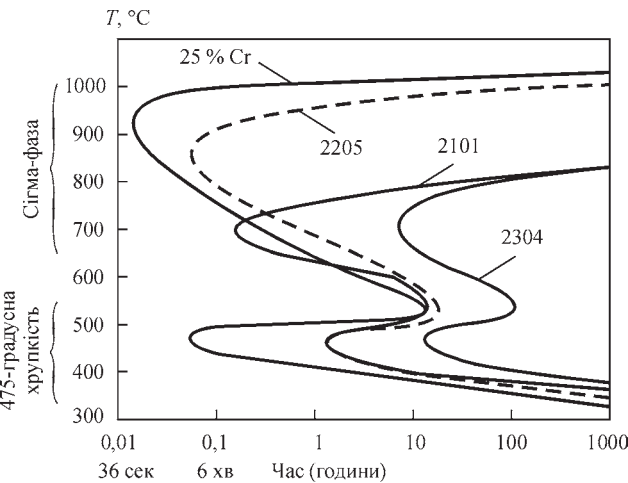
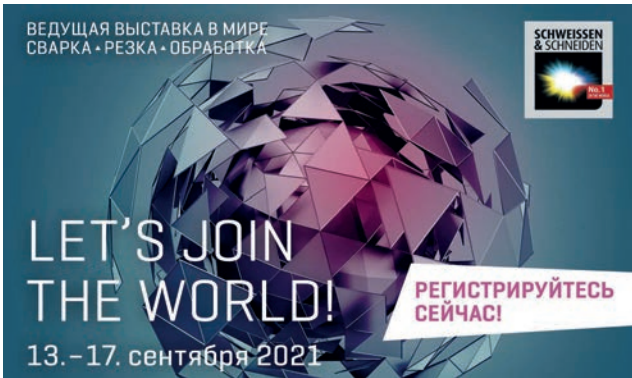


Рис. Области виділення фаз в дуплексних сталях



По закордонним журналам

Реферати статей з журналу
«Welding in the World», №3, 2020 р.*

Норми при ремонті конструкцій із сталевих виробів. *Michail Karpenko, Holger Heinzl, Thore Broderson & Alan McClintock*, pp. 419–427

Інспекція є невід'ємною частиною системи контролю якості зварних виробів. Для сталевих конструкцій у Новій Зеландії зазначен тип та рівень перевірки, які ґрунтуються на підході з урахуванням ризику застосування стандартних стандартів виготовлення та зведення конструкційних металоконструкцій (AS / NZS 5131). Цей підхід перетворюється на відповідну цільову оцінку, яка забезпечує те, що виготовлення та зведення сталевих конструкцій ґрунтуються на раціональній оцінці ризику, з урахуванням важливості конструкції, заходів технічного обслуговування та інспекції, складності виготовлення та зведення. Вимоги до інспекції були розроблені з урахуванням найкращої міжнародної практики і забезпечують ефективний засіб для досягнення придатних металевих конструкцій. Хоча інспекція є важливим кроком у системі контролю якості зварних виробів, вона також додає значний фактор витрат. Визнаючи необхідність зменшення ризику в сейсмічному середовищі металургійної промисловості, Нова Зеландія створила схему сертифікації виготовлення сталі (SFC), яка вимагає, щоб виробники відповідали AS / NZS 5131, включаючи AS / NZS ISO 3834.2. Однак нинішні вимоги до інспекції не враховують зусилля виробника з управління якістю та досвід роботи. Мета цього дослідження полягала в тому, щоб вивчити швидкість ремонту зварного шва (також його називають коефіцієнтом невідповідності або коефіцієнт дефектів) в конструкціях зі сталі та встановити ключові параметри, що впливають на рівень якості зварних швів. Дослідження ґрунтується на даних 37 завершених конструкцій металургійного виробництва, наданих вісьмома новозеландськими виробниками металургійного виробництва. Він був доступний у формі звітів сторонніх інспекцій для всіх швів, які були перевірені в окремих проектах. Більш детальна інформація була надана про деталі проекту. Проекти, що охоплюються у цьому звіті, включають різні рівні розміру та складності. У цьому документі узагальнено результати дослідження та подано рекомендації подальшої дослідницької роботи щодо оптимізації вимог до інспекції на основі аналізу даних про дефекти з метою оптимізації інспекційних зусиль.

Виробництво з легкого алюмінієвого сплаву EN AW-7075. *Anika Langebeck, Annika Bohlen, Hannes Freisse & Frank Vollertsen*, pp. 429–436

Поряд з шороко застосованими технологіями виготовлення деталей, процес виготовлен-

ня з застосуванням лазера (LMD), також відомий як осадження прямої енергії (DED), часто використовується для виготовлення великогабаритних деталей. Переваги процесу LMD – це висока швидкість накопичення, а також його майже необмежений об'єм нарощування. Для виготовлення великогабаритних деталей у легкій конструкції з високоміцного алюмінієвого сплаву EN AW-7075 процес LMD має недолік, який слід враховувати. Під час процесу алюмінієвий сплав плавиться і тому має високу розчинність у водні. Як тільки басейн розплаву знову кристалізується, водень не може вийти з розплаву і утворюються водневі пори, що послаблює механічні властивості виготовленої деталі. Щоб протистояти цьому недоліку, водень потрібно успішно тримати подалі від технологічної зони. Тому покриття технологічної зони екрануючим газом може бути покращено за допомогою додаткового екрануючого газового покриття. Крім того, параметри технологічного введення енергії на одиницю довжини, а також горизонтальне перекриття між двома окремими доріжками можна змінювати, щоб мінімізувати об'єм пор. Найкращих результатів можна досягти в одиночних доріжках із підвищеним введенням енергії на одиницю довжини від 3000 до 6000 Дж/см. Для виготовлення шарів мінімальне горизонтальне перекриття призведе до найменшого об'єму пор, хоча це призводить до дуже хвилястої поверхні, оскільки компроміс із малим об'ємом пор та майже рівною поверхнею забезпечується при горизонтальному перекритті від 30 до 37 % з об'ємом пор $0,95 \% \pm 0,50 \%$.

Дослідження виникнення різних режимів змочування при лазерній пайці оцинкованих сталевих листів. *Thorsten Mattulat, Helge Kügler & Frank Vollertsen*, pp. 449–456.

В автомобільній промисловості якість крайових лазерних паяних швів є вирішальним фактором для необхідності високих оптичних стандартів якості видимих для споживачів з'єднань деталей кузова автомобіля з оцинкованим покриттям. Тип оцинкованого покриття є визначальним для отриманої геометрії країв швів, які прагнуть бути прямими. Пайка гарячої оцинкованої сталі при звичайній установці пайки не призводить до того, що краї швів відповідають необхідній оптичній якості. У цьому дослідженні проаналізовано змочування мідного заповнювального дроту на електрогальванізованих та гаряче оцинкованих сталевих листах для підвищення розуміння впливу змочувальних фронтів на якість краю шва. Для цього визначаються змочувальні фронти на високошвидкісних зображеннях

камер, а отримані краї шва фіксуються мікроскопічними знімками. Результати показують, що обидва типи цинкових покриттів мають два основні режими змочування, але з різною ймовірністю виникнення: один із крутим фронтом змочування та випаровуванням цинку перед змочуванням (та «зволоження крутим кутом») та другий, де рідкий цинк з'єднується з мокнучим фронтом і створює плоский кут змочування («плоский кут змочування»). Встановлено, що якість краю шва в основному залежить від існуючого режиму змочування. Однак для «змочування плоским кутом», в режимі з недостатньою якістю крайових швів, виявляється самостабілізуючий ефект, що відповідає за відсутність вікна технологічного паяння для пайки гарячої оцинкованої сталі з достатньою якістю краю шва.

Локальна зміна ударної в'язкості в зварюваному з'єднанні. *Kangmyung Seo, Hoisoo Ryoo, Hee Jin Kim, Chul-gyu Park & Changhee Lee*, pp. 457–465.

Для виявлення мікроструктурних факторів, що спричиняють локальну крихкість зварного з'єднання з електрогазовим (EG), досліджено зварні з'єднання EG, вироблені тандемним способом EGW, використовуючи дві різні сталеві пластини типу: сталь з TiN (високий вміст азоту) та звичайна сталь EH 36. Експериментальні результати показали, що на відміну від звичайної сталі сталь з TiN демонструє велике розсіювання значень удару у ЗТВ, що обумовлено локалізованим огрубінням зерен в зоні, обмеженій дуже вузькою ділянкою за лінією плавлення. Крім того, в центрі металу зварного шва утворюється пучок паралельних стовпчастих зерен, що вирівнюються у вертикальному напрямку зварювання, внаслідок чого утворюються граничні феритні жилки зерна, вишикувані в тому ж напрямку. Крихка природа феритного зерна змушує тріщини легко поширюватися по цих жилах, викликаючи раптове падіння ударної в'язкості в центрі металевого шва EG.

Вплив тривалого впливу при 650° C на мікроструктурні та повзучі характеристики з'єднань T92 / Super304H з різними швами. *Nandha Kumar E, G. D. Janaki Ram, K. Devakumaran & Ravi Sankar Kottada*, pp. 467–481.

Це дослідження повідомляє про вплив витримки при 650 °C на мікроструктурну еволюцію та повзучість термічно оброблених після зварювання різних зварних швів між сплавами T92 та Super304H. Різні зварні шви піддавались обробці тривалістю 24, 100, 250, 500 та 1000 год для дослідження термічної стійкості мікроструктури. Випробування на повзучість проводили при температурі 650 °C та 120 МПа без термічної обробки після зварювання та після 1000 год. Ізотермічне опромінення погіршило мікроструктуру T92-HAZ, що призвело до прискорення швидкості руйнування при повзучості. Крім того, спостерігалось прискорене відновлення мартенситних планок та великі опади фази Лавеса на карбідах M23C6, що

розташовувались на межі зерен під час деформації повзучості. Ізотермічна експозиція на Super304H-HAZ не показала суттєвих мікроструктурних змін, крім опадів товстих карбідів M23C6 на межах зерен. Ці помітні мікроструктурні зміни в HAZ T92 призводять до прискореного утворення пустот у ФГТАЗ і є причиною передчасного руйнування.

Вплив параметрів зварювання на мікроструктуру та механічні властивості фрикційно-зварених різних з'єднань сплаву AA6063 та поверхневого конічного сплаву AISI304L. *Senthil Murugan S, Noorul Haq A & Sathiya P*, pp. 483–499.

Механічне з'єднання між різними металами оскаржується через відмінності в їх властивостях. У даній роботі досліджено вплив фрикційного зварювання (FW) між AA6063 та AISI304L та вплив параметрів зварювання для отримання якісних з'єднань. Для цього дослідження були проведені різні експерименти з основними впливаючими параметрами, такими як тиск напруги (UP), час тертя (FT) та тиск тертя (FP). Випробування на розтяг, випробування на удар та розподіл мікротвердості вздовж зони зварного шва, зони впливу тепла (HAZ), основної зони зварного з'єднання були оцінені та результати порівняні. Дослідження мікроструктури, проведене за допомогою скануючої електронної мікроскопії (SEM), виявило зв'язок між двома різними металами. Аналіз фрактографії показав ямочний розрив. Міцність на розрив і пікове навантаження зростали зі збільшенням тиску тертя. Утворення інтерметалічних сполук на межі шва було підтверджено спектром EDX. Скорочення на плавці поверхні зразка SS304L скорочує час тертя, необхідне для міцних зварних з'єднань і підвищує властивості з'єднання. Оскільки не було проведено помітних досліджень щодо з'єднання між AA6063 та AISI304L з мінімальним робочим тиском через FW, цій роботі було приділено особливу увагу. Мінімальні параметри, необхідні для приєднання, також були зрозумілі в рамках цього дослідження.

Експериментальне та чисельне дослідження впливу гібридних параметрів лазера при зварюванні з частковим проникненням на тріщину твердіння в корені шва. *Nasim Bakir, Ömer Üstündağ, Andrey Gumenyuk & Michael Rethmeier*, pp. 501–511.

Метою даного дослідження є дослідження впливу параметрів лазерного гібридного зварювання на тріщини затвердіння в корені шва для зварювання з частковим проникненням. Зварювальні випробування проводились на високоміцних сталях з високою міцністю марки S690QL з однаковою критичною інтенсивністю, з різницею швидкості зварювання, швидкості подачі дроту та фокусного положення лазерного променя. Було встановлено, що швидкість зварювання має великий вплив на явище крекінгу твердіння. Зниження швидкості зварювання призводить до зменшення

кількості тріщин в корені зварного шва. Потужність дуги також має незначний вплив на тріщину затвердіння, тоді як зміна фокусного положення лазерного променя також демонструє неабиякий ефект. Крім того, було проведено чисельне моделювання для розуміння термомеханічної поведінки зварних швів за різними параметрами зварювання для сприяння інтерпретації результатів експериментів.

З'єднання перекриття алюмінію та міді з використанням лазерного мікрозварювання з просторовою модуляцією потужності. *S. Hollatz, P. Heinen, E. Limpert, A. Olowinsky & A. Gillner*, pp. 513–522.

Зростаючий попит на акумуляторні мобільні системи великої потужності вимагає підключення великої кількості комірок. Завдяки функціональності клітинної хімії необхідне поєднання міді та алюмінію. Різні властивості матеріалу, такі як теплопровідність, а також утворення інтерметалічних фаз є складними для зварювальних процесів. У цьому дослідженні містяться результати з'єднання міді та алюмінію, що перекриваються, за допомогою процесу лазерного зварювання з просторовою модуляцією потужності. За допомогою зміни параметрів форму поперечного перерізу зварних швів і, отже, відношення глибини до ширини можна регулювати. За допомогою додаткових поздовжніх перерізів та енергетично-дисперсійного рентгенівського спектроскопічного аналізу досліджується різна поведінка змішування різного матеріалу залежно від верхнього шару.

Вдосконалена мікроструктурна характеристика литого сплаву ATI 718Plus® – ефект термообробки для гомогенізації вторинних фаз та при відновленій зварювальній роботі. *Fabian Hanning, Abdul Khaliq Khan, Joel Andersson & Olanrewaju Ojo*, pp. 523–533.

Вплив основного металу на розтріскування зварних швів відлитого сплаву ATI 718Plus® досліджується шляхом порівняння термічних процесів гомогенізації протягом 4 та 24 год при температурі 1120, 1160 та 1190 °C. Скануюча електронна мікроскопія (SEM), рентгенівська дифракція (XRD) на електролітично екстрагованому порошку та трансмісійна електронна мікроскопія (TEM) використовувались для ідентифікації вторинних фаз, багатих Nb, у міжфазових областях, як фаза C14 Лавеса та тип Nb (Ti) MC карбіди. Всі термообробки гомогенізації розчиняють фазу Лавеса. Ремонтне зварювання було змодельовано лінійним канавним багатопрохідним ручним газоелектричним вольфрамовим зварюванням (GTAW). Фаза Лавеса в мікроструктурі призвела до зменшення загальної довжини тріщин. Ліквідація карбідів типу Nb (Ti) MC спостерігається як механізм ліквідації в мікроструктурі, що не містить фази Лавеса, тоді як утворення густої рідкої плівки за рахунок евтектичного плавлення Ла-

веса може зменшити утворення зварювальних тріщин у мікроструктурах, що містять фазу Лавеса.

Середня корекція напруги в конструкції втоми з урахуванням залишкової напруги при зварюванні. *Jonas Hensel*, pp. 535–544.

На втомну міцність зварених сталей впливають прикладене середнє навантаження і залишкове напруження поблизу зварного шва. Середня корекція напруги в конструктивних концепціях втоми, що застосовуються для зварних конструкцій, зазвичай розрізняє три суб'єктивні узагальнені залишкові напруги, «низьку, середню та високу» залишкові напруги при розтягуванні. Ця якісна обробка залишкової напруги призводить до неточної оцінки залишкових напружених ефектів, зокрема, при наявності залишкової напруги при стисненні або застосуванні високоміцних сталей. Завдання основного дослідження – підкреслити взаємодію середнього напруження навантаження з залишковим напруженням та запропонувати підхід для комбінованого «лікування» цих компонентів напруги в концепції номінальної напруги. Представлені та обговорені принципи середнього стресу та залишкового стресового впливу на втому. Крім того, підкреслюється роль релаксації залишкового стресу, а циклічно стабілізований локальний залишковий стрес поєднується із середньою напругою та ефективною середньою напругою. Для кількісної оцінки залишкових та середніх стресових ефектів введена концепція проектування втоми локальних меж витривалості та середнього ефективного напруження. Нарешті, ефективний підхід середнього напруження застосовується до поздовжніх жорсткостей, конструкцій, виготовлених з різних марок сталі, що містять різні умови залишкової напруги. Показано, як можна регулювати проектні криві *S-N* на основі кількісного ефективного середнього напруження. Нарешті, представлена вдосконалена концепція бонусного фактора, заснована на ефективній середній напрузі, яка дозволяє визначити середню корекцію напруги з урахуванням залишкового стресового стану.

Дослідження красної втомної міцності високоміцних сталей при різних методах різання. *P. Diekhoff, J. Hensel, Th. Nitschke-Pagel & K. Dilger*, pp. 545–561.

Існує інтерес до ефективних легких конструкцій з високоміцних сталей. Різні процеси термічного різання часто застосовуються в металургійній промисловості. Крім зварювальних швів, вільні ріжучі кромки набувають технічної та економічної актуальності як місця для виникнення потенційних тріщин втоми. У цьому дослідженні було проведено випробування на втому на зразках товщиною 8 мм зі сталі S355M та S690Q при напруженості $R = 0,1$. Методами різання були кисневе, плазмове, лазерне та гідроструминне. Для

деяких серій застосовувались методи покращення якості, такі як луцення шліфування, шліфування та зменшення швидкості різання. Шорсткість поверхні вимірювали для класифікації зразків на групи якості відповідно до ISO 9013. Стан перерізу також характеризувався вимірюванням твердості та залишкового напруження. Дослідження показує, що всі випробувані серії перевищують клас FAT100 і можуть бути класифіковані у FAT125. Зразки варіювали в групі якості 2 ISO 9013 відповідно до шорсткості, яка досягає FAT140 незалежно від технології різання чи матеріалу. Відповідно до ISO 9013, більшість зразків класифіковані у групу якості 2 та групу 3. Результати міцності втомлення значно відрізняються в одній групі якості. Прогнозувати не можна. ISO 9013 має слабкий зв'язок із міцністю на втому. Методи поліпшення якості мають істотний вплив на силу втоми і можуть її підвищити. Завдяки зниженій швидкості різання також зменшується шорсткість. Це призводить до збільшення втомної сили у всіх випробуваних серіях цього дослідження. Для того, щоб зробити прогноз продуктивності втомлення, слід уточнити стандарт і врахувати процес різання, а також міцність сталі.

Індукційне паяння металокераміки до сталевих та вихрових випробувань якості суглобів. *Andres Laansoo, Jakob Kübarsepp, Andrei Surženkov, Raul Land, Olev Märtens & Mart Viljus*, pp. 563–571.

Основною метою дослідження було продемонструвати доцільність індукційного паяння металокерамік на основі TiC із зв'язуючими Fe- та Ni-сплаву в атмосфері навколишнього середовища. Вторинною метою було дослідити можливість використання інноваційного швидкого неруйнівного методу безконтактного тестування, заснованого на вимірюванні вихрового струму для оцінювання якості суглобів. Застосовували металеві наповнювачі на основі Ag- та Cu та відповідні флюси, розроблені для пайки цементованих карбідів (WC-Co) до сталі. Результати мікроструктурного дослідження та випробування на міцність на зсув дозволили зробити висновок, що металокераміка на основі TiC (TiC-FeCr і TiC-NiMo) можуть

бути успішно паяні в атмосфері навколишнього середовища, використовуючи метали наповнювачів і флюси, розроблені для цементованих карбідів на основі WC. Міцність на зсув стиків понад 200 МПа може бути досягнута. За аналогічних умов пайки, з'єднання TiC-FeCr – сталь вигідно порівняно зі з'єднаннями TiC-NiMo – сталь за міцністю на зсув. Міцність на зсув металочерепиці (сталь – TiC), паяні металевим наповнювачем на основі срібла (Ag449), незначно збільшується (~ 13%) після тривалого нагрівання при підвищеній температурі (250 °C).

Було встановлено, що випробування на вихровий струм є перспективним для швидкої оцінки якості паяних з'єднань з однаковими розмірами та хімічним складом багатопарових конструкцій. Диференціація результатів вимірювань найкраща на частотах у діапазоні 10...100 кГц.

Поведінка повзучості та руйнування зварного шва з'єднань сталі CB2 після тривалого відпалення. *Stan T. Mandziej & Anna Vyrostkova*, pp. 573–590.

Сталь CB2 для товстих виливків була розроблена та досліджена в рамках заходів ЄС з розробки та впровадження COST-522 та COST-536 для роботи в надкритичних умовах магістральних паропроводів. Сталь виявляє втрату ударної міцності та твердості після тривалого відпалу, а також міцності та терміну експлуатації при випробуванні на повзучість після довгого відпалу. Найбільш помітне зменшення властивостей виявляється в зонах ураження теплом зварних швів під час випробувань на повзучість. Відмінність мікроструктури основного металу (BM) та зони ураження теплом зварного шва (HAZ) вивчали у початковому стані та після тривалого відпалу (старіння протягом 10 та 30 год при 625 °C) з подальшим випробуванням на повзучість. Початкова мікроструктура CB2 в литті неоднорідна, а термічний цикл зварювання викликає додаткове розділення фаз у міжкритичній області. Спостереження показали появу у HAZ великих феритових зерен між компактними колоніями карбідів, що пов'язано зі зниженням сили повзучості та терміну служби в HAZ.

ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

24 - 27 листопада

ОРГАНІЗАТОР:
Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер: **Україна**
Експлуатаційний медіа партнер: **Україна**
Технічний партнер: **Україна**

Міжнародний виставковий центр
Україна, 02002, Київ
Броварський пр-т, 15
"Лісобережжя"
(044) 201-11-55, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.meu.ukr
www.tech-expo.com.ua

ХІІ Міжнародна спеціалізована виставка

КИЇВСЬКИЙ ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК

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

24-27 листопада 2020

Генеральний інформаційний партнер: **Україна**
Експлуатаційний медіа партнер: **Україна**
Технічний партнер: **Україна**