

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

07
2020

Автоматическая сварка

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Automatic Welding

Published 12 times per year since 1948

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Кучук-Яценко С.І., Антипін Є.В., Дідковський О.В., Швець В.І., Кавуніченко О.В. Оцінка якості зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок сучасного виробництва з урахуванням вимог українського та європейського стандартів	3
Бабич О.А., Коржик В.М., Гринюк А.А., Хаскін В.Ю., Chunlin Dong, Shanguo Han. Гібридне зварювання алюмінієвих сплавів 1561 та 5083 з використанням плазмової дуги і дуги плавкого електрода (Plasma-MIG)	13
Лабур Т.М., Яворська М.Р., Коваль В.А. Вплив термічної обробки на структуру і механічні властивості тонколистового алюмінієвого сплаву В1341 та його зварних з'єднань, виконаних TIG зварюванням	25
Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Вігілянська Н.В., Грищенко О.П., Коломицев М.В. Покриття на основі інтерметалідів Fe–Al, які отримані методами плазмового і надзвукового повітряно-газового плазмового напылення	32

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Осташ О.П., Кулик В.В., Шипицин С.Я., Гайворонський О.А., Чепіль Р.В. Вплив вмісту легуючих елементів і термічної обробки на ресурсні характеристики високоміцних колісних сталей при виготовленні залізничних коліс та їх ремонтному наплавленні	41
---	----

ХРОНІКА

120 років П.І. Севбо – видатному конструктору зварювального обладнання	48
Сімейний бізнес і традиції: компанія Fronius відзначає 75 років своєї діяльності	50

ІНФОРМАЦІЯ

По закордонним журналам (Welding in the World № 5,6, 2020)	52
С.В. Максимова – Заслужений діяч науки і техніки України	59
Зварювальний робот CLOOS скорочує терміни виробництва турбін Siemens	60
Усі види робіт на одній виробничій базі	62

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Kuchuk-Yatsenko S.I., Antipin E.V., Didkovsky O.V., Shvets V.I., Kavunichenko O.V. Evaluation of quality of welded joints of high-strength railway rails of modern production taking into account the requirements of ukrainian and european standards	3
Babych O.A., Korzhyk V.M., Grynyuk A.A., Khaskin V.Yu., Chunlin Dong, Shanguo Han. Hybrid welding of aluminum 1561 and 5083 alloys using plasma arc and consumable electrode arc (Plasma-MIG)	13
Labur T.M., Javorska M.R., Koval V.A. Effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of sheet aluminium alloy V1341 and its welded joints produced by TIG welding	25
Borisov Yu.S., Borisova A.L., Vigilianska N.V., Gryshchenko O.P., Kolomytsev M.V. Coatings based on Fe–Al intermetallics produced by the methods of plasma and supersonic air-gas plasma spraying	32

INDUSTRIAL

Ostash O.P., Kulyk V.V., Shipitsin S.Ya., Gaiworonsky O.A., Chepil R.V. Influence of content of alloying elements and heat treatment on resource characteristics of high-strength wheel steels during manufacture of railway wheels and their repair during surfacing	41
---	----

NEWS

120 years P.I. Sevbo – an outstanding designer of welding equipment	48
Family business and traditions: Fronius celebrates 75 years of activity	50

INFORMATION

According to foreign journals (Welding in the World № 5,6, 2020)	52
S.V. Maksymova – Honored worker of science and technology of Ukraine	59
The CLOOS welding robot reduces the production time of Siemens turbines	60
All types of work on one production base	62



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



Автоматичне зварювання Автоматическая сварка Automatic Welding

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Вчені ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ:
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 банделроллю.
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. Korzhyk, I.V. Krivtsun,
Yu.M. Lankin, L.M. Lobanov,
S.Yu. Maksimov, M.O. Pashchin,
V.D. Poznyakov, I.O. Ryabtsev,
K.A. Yushchenko;
V.V. Dmitrik, NTU «Kharkiv Polytechnic Institute», Kharkiv;
V.V. Kvasnytskyi, E.P. Chvertko, NTUU «Igor Sykorsky
Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv;
M.M. Student, Karpenko Physico-Mechanical Institute
of NASU, Lviv;
M. Zinigrad, Ariel University, Israel;
U. Reisgen, Welding and Joining Institute, Aachen, Germany;
Ja. Pilarczyk, Welding Institute, Gliwice, Poland

Founders

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

Address

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

ОЦІНКА ЯКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК СУЧАСНОГО ВИРОБНИЦТВА З УРАХУВАННЯМ ВИМОГ УКРАЇНСЬКОГО ТА ЄВРОПЕЙСЬКОГО СТАНДАРТІВ

С.І. Кучук-Яценко, Є.В. Антіпін, О.В. Дідковський, В.І. Швець, О.В. Кавуніченко

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

На більшості вантажонапружених залізничних магістралях України контактне стикове зварювання є домінуючим процесом з'єднання рейок. Зварювання виконується в спеціальних цехах і польових умовах при спорудженні нових магістралей і ремонті діючих залізничних колій. Технології та обладнання безперервно удосконалюються в зв'язку з застосуванням на залізницях України та інших країн світу нових поколінь високоміцних рейок з підвищеною зносостійкістю, відповідно до вимог до високошвидкісних магістралей. В останнє десятиріччя в розвинених країнах світу переглядають основні стандарти, що регламентують якість рейкових сталей і вимоги до механічних властивостей зварних з'єднань рейок з урахуванням їх використання на вантажонапружених і швидкісних магістралях. Однією з поставлених завдань є адаптація українського стандарту ТУ У 24.1-40075815-002: 2016 (для стаціонарних і мобільних зварювальних машин), що визначає вимоги до якості зварних з'єднань високоміцних рейок, до діючого європейського стандарту EN 14587-1 2007 (для стаціонарних зварювальних машин) та EN 14587-2 2009 (для мобільних зварювальних машин). Бібліогр. 9, табл. 4, рис. 12.

Ключові слова: контактне зварювання, залізничні рейки, високоміцні рейкові сталі, пульсуюче оплавлення, зона термічного впливу, температурні поля, дефекти в рейках, контроль якості, безстикова колія, дефекти в рейках

На більшості вантажонапружених залізничних магістралях України контактне стикове зварювання є домінуючим процесом з'єднання рейок. Зварювання виконується в спеціальних цехах і польових умовах при спорудженні нових магістралей і ремонті діючих залізничних колій. Для цього застосовують стаціонарні машини типу K1000 і мобільні типу K922-1, розроблені в ІЕЗ ім. С.О. Патона і виготовлені в ПрАТ «КЗЕСО». Перераховані машини також використовуються в багатьох країнах світу (РФ, КНР, США, Польщі, Малайзії, країнах Балтії і т. д.), поставлених за ліцензійними угодами з ІЕЗ ім. С.О. Патона. В основу конструкції основних вузлів цих машин і систем управління покладено використання технології контактного зварювання безперервним (БО) і пульсуючим (ПО) оплавленням [1, 2].

Технології та обладнання безперервно удосконалюються в зв'язку з застосуванням на залізницях України та інших країн світу нових поколінь високоміцних рейок з підвищеною зносостійкістю, відповідно до вимог до високошвидкісних магістралей. В останнє десятиріччя в розвинених країнах світу переглядають основні стандарти, що регламентують якість рейкових сталей і вимоги до механічних властивостей зварних з'єднань рейок з урахуванням їх використання на вантажонапружених і швидкісних магістралях. ІЕЗ ім. С.О. Патона

спільно з підприємствами АТ «Укрзалізниця» бере участь у цій роботі. Однією з поставлених завдань є адаптація українського стандарту ТУ У 24.1-40075815-002:2016 (для стаціонарних і мобільних зварювальних машин), що визначає вимоги до якості зварних з'єднань високоміцних рейок, до діючого європейського стандарту EN 14587-1 2007 (для стаціонарних зварювальних машин) та EN 14587-2 2009 (для мобільних зварювальних машин) [3].

В даний час на залізницях України використовують високоміцні рейки як вітчизняного, так і закордонного виробництва. До рейок ставляться підвищені вимоги до зносостійкості, механічних властивостей та структури зварних з'єднань. Ці вимоги знайшли відображення в стандартах різних країн.

У табл. 1 наведено основні вимоги, яких необхідно дотримуватися при оцінці якості зварних з'єднань, виконаних контактним стиковим зварюванням, відповідно українського (ТУ У 24.1-40075815-002:2016) [4] та європейського стандартів (EN 14587-1 2007 та EN 14587-2:2009).

У повному обсязі всі перераховані в стандарті дослідження проводяться при сертифікації технології зварювання, зварювального обладнання, а також при навчанні операторів зварювальних машин.

Порівняння стандартів показує, що вони відрізняються не тільки показниками, що відносяться

С.І. Кучук-Яценко – <https://orcid.org/0000-0002-1166-0253>, Є.В. Антіпін – <https://orcid.org/0000-0003-3297-5382>,
О.В. Дідковський – <https://orcid.org/0000-0001-5268-5599>, В.І. Швець – <https://orcid.org/0000-0003-4653-7453>,
О.В. Кавуніченко – <https://orcid.org/0000-0002-5164-9796>

© С.І. Кучук-Яценко, Є.В. Антіпін, О.В. Дідковський, В.І. Швець, О.В. Кавуніченко, 2020

Таблиця 1. Порівняння українського та європейського стандартів для зварювання залізничних рейок

Параметр, що контролюється	EN 14587-1:2007	EN 14587-2:2009	ТУ У 24.1-40075815-002:2016
Механічні випробування			
Руйнівне навантаження на головку, кН	1600	1600	1650
Руйнівне навантаження на підшву, кН	Не випробовуються	Не випробовуються	1400
Стріла прогину, мм	20	20	30
Макроструктура			
Мінімальна ширина ЗТВ, мм	25	20	Не контролюється
Максимальна ширина ЗТВ, мм	45	45	"_"
Допустима різниця між ЗТВ max та ЗТВ min, мм	10	20	"_"
Мікроструктура			
Наявність мартенситної та бейнітної структури	Не допускається	Не допускається	Не контролюється
Розподіл твердості			
Нетермозміцнені рейки (R260, R220, R260Mn, M76), HV30	Min P = HV30–30 Max P = HV30–60	Min P = HV30–30 Max P = HV30–60	Min P = 10 % HV30
Термозміцнені рейки (R350HT, K76Ф, Э76Ф, K76T), HV30	Min P = HV30–325 Max P = HV30–410	Min P = HV30–325 Max P = HV30–410	Min P = 15 % HV30
Втомні випробування			
Кількість циклів, млн	5	5	Не контролюється
Навантаження, кН	190	190	Не контролюється
*Дані приведені для рейок типу Р65 та 60Е1 (UIC60) марок сталей R260, R220, R260Mn, M76, R350HT, K76Ф, Э76Ф, K76T.			

до механічних випробувань зварних з'єднань, але і аналізом особливостей мікроструктури і розмірів зони термічного впливу (ЗТВ).

Для всебічної оцінки якості зварних з'єднань високоміцних рейок, а також рейок, що використовуються на дорогах України, типу М76, К76Ф виробництва ПАТ МК «Азовсталь» (м. Маріуполь, Україна) та рейок, отриманих по імпорту марок сталей R260 та R350HT (British Standard French rail), співробітниками ІЕЗ ім. Є.О. Патона спільно з фахівцями АТ «Укрзалізниця» і ПрАТ «КЗЕСО» були зварені контрольні партії рейок різних марок сталей (в кількості 10 стиків) на мобільній машині типу К922-1 з подальшими їх дослідженнями відповідно наведених стандартів (див. табл. 1).

Хімічний склад і механічні властивості контрольних партій рейок, які були використані для дослідження, представлені в табл. 2.

Практично всі рейки на залізницях України зварюються з використанням технології контак-

тного стикового зварювання пульсуючим оплавленням (ПО) [5], яка розроблена в ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Тому, для зварювання контрольних партій рейок використовувалася саме ця технологія.

Типова програма зміни параметрів при зварюванні ПО наведена на рис. 1.

Режими зварювання різних партій рейок відрізняються. Слід зазначити, що при зварюванні високоміцних рейок марок сталей К76Ф та R350HT, для отримання необхідних механічних властивостей використовувалися режими з обмеженим тепловкладенням. При зварюванні рейок М76 та R260, які мають більш низьку твердість, можуть застосовуватися режими з більшим діапазоном тепловкладення при зварюванні, зі збереженням стабільних результатів згідно ТУ У 24.1-40075815-002:2016.

Основні параметри, що визначають режими зварювання ПО, наведені в табл. 3.

Механічні випробування. Механічні випробування зварних з'єднань контрольних партій рейок

Таблиця 2. Хімічний склад та механічні властивості контрольних партій рейк

Марка сталі	Хімічний склад, %				Твердість <i>HB</i>	Межа міцності $\sigma_{\text{в}}$, МПа	Межа плинності $\sigma_{\text{т}}$, МПа	Ресурс роботи, млрд. т бруто	Завод виробник
	C	Mn	Si	V					
M76	0,71...0,82	0,80...1,30	0,25...0,45	-	260...280	800...1100	500...700	0,45	ПАО МК «Азовсталь» (Україна)
K76Ф	0,71...0,82	0,80...1,30	0,25...0,45	0,05	341...388	1300...1380	950...1050	0,5	
R260	0,62...0,82	0,70...1,20	0,15...0,58	0,03	250...270	942...980	498...540	0,9	Huta Katowice (Польща)
R350HT	0,72...0,82	0,15...0,60	0,65...0,75	0,03	350...370	1240...1300	840	0,9	British Standard Franch Rail (Франція)

проводилися на пресі ТРМ з межею вимірювань 500 тс, випробування проводилися з розтягуванням головки і підшви відповідно. Методика випробувань однакова для вищенаведених стандартів. Відмінність європейського стандарту лише в тому, що випробування проводяться лише з розтягнення підшви. Схема випробувань наведена на рис. 2.

Основні показники якості зварювання, регламентовані обома стандартами (див. табл. 1), які були отримані під час зварювання контрольних партій рейок на оптимальних режимах зварювання, наведено в табл. 4.

Результати механічних випробувань (див. табл. 4) показали, що для отримання необхідних показників механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних рейок необхідно обмежувати і контролювати тепловкладення при зварюванні і забезпечити нагрів з більш високим градієнтом температурного поля.

Показники при випробуваннях на згин в українському стандарті ТУ У 24.1-40075815-002:2016 вище вимог європейського стандарту EN 14587-2:2009 як по стрілі прогину, так і по руйнівному навантаженню. Механічні показники при

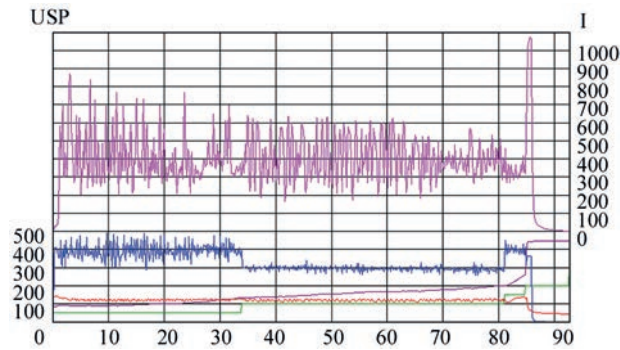


Рис. 1. Програма зміни основних параметрів зварювання пульсуючим оплавленням (ПО)

Таблиця 3. Основні параметри зварювання досліджуваних партій рейок

Параметр	Тип рейок			
Марка сталі	K76Ф	R260	R350НТ	M76
Час зварювання, с	70...90	70...100	7...095	80...110
Зварювальний струм	370...390	350...370	360...390	340...370
Припуск на оплавлення, мм	9...13	12...17	10...14	13...19
Величина осадки	11...14	11...14	11...14	11...14

Таблиця 4. Результати досліджень якості зварних з'єднань контрольних партій рейок

Марка сталі	Випробування на згин		Величина ЗТВ, мм	Розподіл твердості в ЗТВ, HV	
	Руйнівне навантаження, кН	Стріла прогибу, мм		min	max
K76Ф	$\frac{2100...2400}{2250}$	$\frac{32...50}{36}$	24...29	305	385
R350НТ	$\frac{2150...2400}{2200}$	$\frac{34...55}{40}$	24...32	320	380
R260	$\frac{2000...2350}{2100}$	$\frac{32...55}{40}$	25...35	245	320
M76	$\frac{1900...2350}{2200}$	$\frac{32...57}{40}$	25...38	245	308

випробуванні контрольних партій в 1,5...2,0 рази перевищують нормативні значення європейського стандарту і задовольняють вимоги стандарту України. Слід зазначити, що в зламах зразків деяких досліджуваних рейок були виявлені дрібні сульфідні включення, що не перевищують вимоги, допустимі в українському та європейському стандартах.

З порівняння контрольованих показників (див. табл. 1) видно, що поряд з контролем механічних показників на статичний механічний згин зварних з'єднань рейок є ряд відмінностей, передбачених європейським стандартом, що стосуються методики дослідження якості, зокрема, металографічні, вимірювання твердості, а також втомні випробування, які не передбачені стандартом України. Тому були проведені комплексні дослідження контрольних партій з урахуванням вимог двох зазначених стандартів.

При зварюванні контрольних партій ПО на оптимальних режимах були досліджені температурні поля, при яких отримані якісні з'єднання. Дослідження проводилися за допомогою математичного моделювання процесу нагрівання залізничних рейок методом контактного стикового зварювання оплавленням [6, 7], результати моделювання наведено на рис. 3.

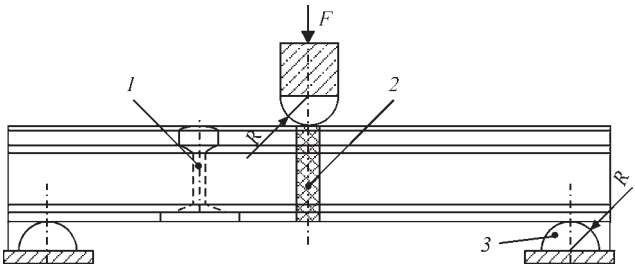


Рис. 2. Схема випробування зварного стику на статичний механічний вигин (F – зусилля; 1 – вид збоку; 2 – зварний шов; 3 – опора)

На рис. 3 наведено температурні поля при зварюванні контрольних партій рейок на оптимальних режимах, також штрихпунктирними лініями показані температурні поля, відповідні граничним значенням ширини ЗТВ, допустимих європейським стандартом EN 14587-2: 2009.

Всі контрольні партії високоміцних рейок маркі сталі R350HT, K76Ф (див. рис. 3.) відрізняються більш вузькою ЗТВ і знаходяться в рамках допустимих за європейським стандартом. Щоб отримати оптимальну структуру металу в ЗТВ необхідно істотно обмежувати енерговкладення. Температурне поле при зварюванні високоміцних рейок відрізняється більш високим градієнтом і меншою ЗТВ. Отримання стабільних показників при випробуванні на згин можливо при строгому контролі енерговкладення.

При зварюванні на оптимальних режимах перерахованих партій рейок були отримані високі показники механічних властивостей, це обумовлено формуванням в металі ЗТВ більш дрібнозернистої структури перліту з виділенням фериту по межах зерен, ніж при зварюванні з більшим енерговкладенням. Проведеними дослідженнями встановлено, що зниження енерговкладення при зварюванні за рахунок зменшення тривалості процесу оплавлення і підвищення зварювального струму дозволяє поліпшити структуру металу в ЗТВ, при цьому істотно зменшити її ширину.

Дослідження ширини зони термічного впливу (ЗТВ). У стандарті України ТУ У 24.1-40075815-002: 2016 відсутні вимоги до ширини ЗТВ. Ширина ЗТВ згідно європейського стандарту визначається візуально по макрошліфах, а також по лініях розподілу твердості, в цих місцях температура досягає температури високого відпуску, при цьому макроструктура зварного з'єднання повинна відповідати наступним вимогам EN 14587-2:2009:

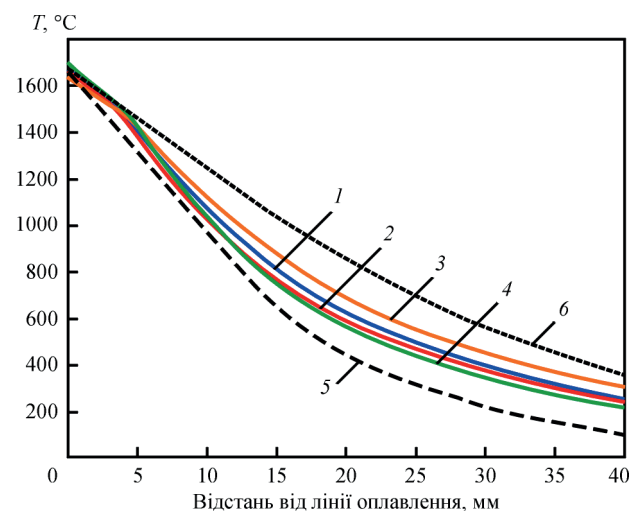


Рис. 3. Температурні поля при зварюванні дослідної партії рейок на оптимальних режимах: 1 – R260; 2 – R350HT; 3 – M76; 4 – K76Ф; 5 – min; 6 – max

1. Видима зона термічного впливу (ЗТВ) зварного макрошліфа повинна мати симетричну в межах допуску форму навколо лінії оплавлення і бути в межах 20...45 мм для мобільних машин. Допустиме відхилення між мінімальною і максимальною розмірами ЗТВ не повинно перевищувати 20 мм. Ця вимога має застосовуватися однаково до вертикальних осьових розрізах по всій глибині рейки і до країв підшви рейки.

2. Не повинно бути ознак відсутності з'єднання, включень, тріщин або усадочної деформації.

3. На лінії оплавлення допускаються дві плоскі плями за умови, що відповідають наступним вимогам:

– максимальний вертикальний розмір 10 мм і максимальна товщина 0,7 мм в разі, якщо плоскі плями здаються ущільненням лінії оплавлення, а не мають лінзоподібний вид;

– максимальний вертикальний розмір 4 мм і максимальна товщина 0,7 мм в разі, якщо плоска пляма має лінзоподібний вид;

– не повинно бути окрихчення внаслідок зварювання, охолодження або чистової обробки.

Макрошліфи зварних з'єднань контрольних партій наведено на рис. 4.

Ширина ЗТВ (рис 3, 4) при зварюванні високоміцних і високолегованих рейок змінюється в межах 26...32 мм, що на 4...6 мм менше ніж при зварюванні рейок типу M76 з меншою міцністю і меншим вмістом легуючих елементів, таких як С, Mn.

Слід зазначити, що зварювання всіх контрольних партій рейок виконувалося без наступної термообробки, яка використовується при контактному зварюванні рейок в закордонній практиці для поліпшення показників механічних властивостей зварних з'єднань.

Як видно з результатів, для отримання високих механічних властивостей необхідно зменшувати ширину зони нагріву більшою мірою для високоміцних рейок, ніж для рейок з меншою твердістю. Необхідну ЗТВ можна визначити по температурному полю, отриманого після зварювання на оптимальному режимі. Також можна визначити максимально допустимі відхилення ЗТВ від оптимальної, оскільки, згідно європейського стандарту, поле відхилення досить широке.

З макрошліфів видно, що ширина ЗТВ досліджених партій рейок відповідає температурним полям, отриманим при моделюванні процесу контактної зварювання оплавленням на оптимальних режимах. Також слід зазначити, що у всіх партіях рейок відхилення ширини ЗТВ по всьому перетину незначне та не перевищує 10 мм, що задовольняє вимогам європейського стандарту, (максимально допустиме відхилення ширини ЗТВ по перетину рейки для мобільних машин становить 20 мм).



Рис. 4. Макрошліфи рейок різних марок сталей при зварюванні пульсуючим оплавленням на оптимальних режимах: а – R350HT (ЗТВ – 28 мм); б – K76Ф (ЗТВ – 27 мм); в – R260 (ЗТВ – 31 мм); г – M76 (ЗТВ – 37 мм)

Дослідження твердості. Були проведені дослідження розподілу твердості в зварних партіях рейок, які наведені на рис. 5. Дослідження проводилося за методикою, яка регламентується європейським стандартом.

Вимірювання твердості проводили по всій біляшовній зоні кожного з двох зварних зразків, безпосередньо від лінії з'єднання, за допомогою методу випробування на твердість по Вікерсу відповідно до EN ISO 6507-1 і з наступними параметрами:

- $HV\ 30$;
- вимірювання повинні проводитися нижче робочої поверхні катання рейки на 3...5 мм. Відстань між вимірами має бути 2 мм;
- ширина вимірювання проводиться на відстань від зварного шва, через ЗТВ і не менше 20 мм в основний метал зварних рейок.

При цьому, відповідно європейського стандарту, для різних марок сталей дозволяються різні відхилення розподілу твердості.

Рейки марки сталі R220, R260 та R260Mn. Для рейок R220, R260 і R260Mn отримані значення мінімальної та максимальної міцності повинні відповідати наступним вимогам:

а) мінімальна міцність P не повинна бути менше, ніж $HV30 - 30$

б) максимальна міцність P не повинна перевищувати $HV30 - 60$, де, P – середня міцність вихідної рейки, виміряної в загартованій траверсі.

Окрема величина твердості, що виходить за межі зазначених вище мінімальних і максимальних значень, повинна бути дозволена, якщо така величина твердості знаходиться в межах двох сусідніх значень, що відповідають вимогам.

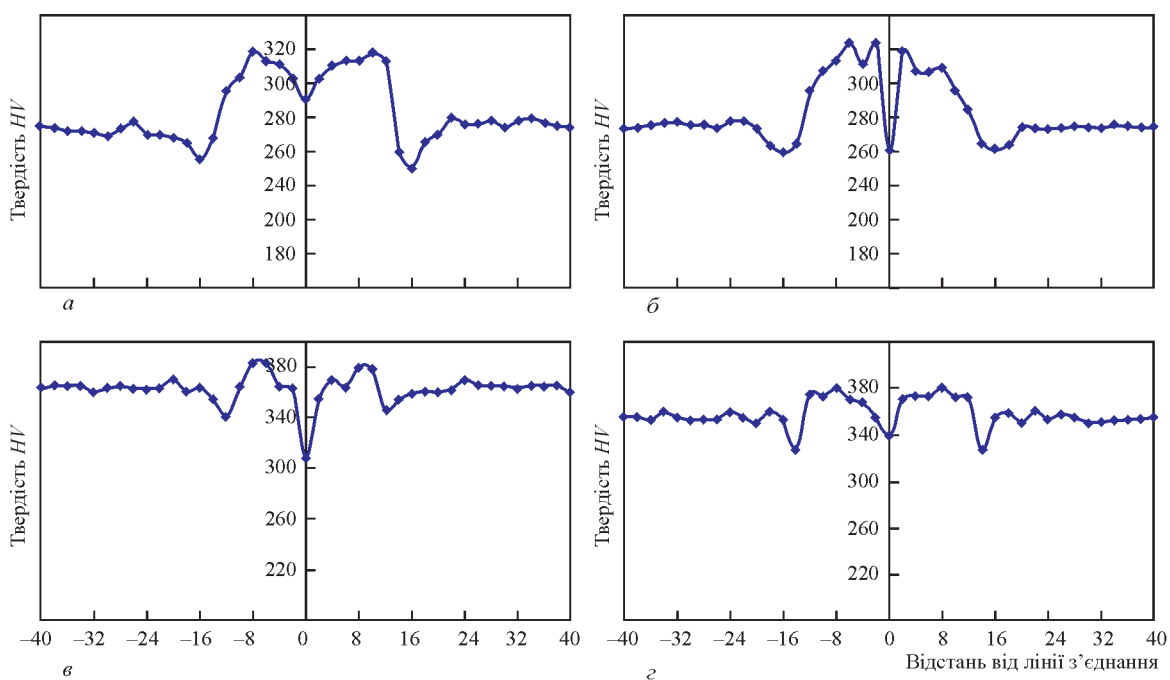


Рис. 5. Розподіл твердості в зварних партіях рейок: R260 (а); M76 (б); K76Ф (в); R350HT (г)

Рейки марки сталі R350HT. Для рейок R350HT значення мінімальної та максимальної міцності, отримані в межах 10 мм з кожного боку від лінії оплавлення, повинні відповідати наступним вимогам:

- мінімальна твердість не повинна бути менше, ніж $HV_{30} - 325$;
- максимальна твердість не повинна перевищувати $HV_{30} - 410$.

Окрема величина твердості, що виходить за межі зазначених вище мінімальних і максимальних значень, повинна бути дозволена тільки в разі, якщо вона потрапляє в лінію зварного шва.

Твердість знижується в центрі зварного шва, де формується сорбітно-перлітна структура і ділянки феритної фази. У центральній частині зварного шва, де переважає структура сорбіту, твердість має максимальне значення. Зниження твердості спостерігається і по границям ЗТВ, там спостерігається наявність структури високого відпуску, яка формується при температурах 580...620 °С. Підвищення температури на ділянках, що примикають до центру шва, залежить від градієнта температурного поля і температури ділянки ЗТВ.

Тепловкладення визначає швидкість охолодження стику – чим менше тепловкладення, тим вище швидкість охолодження. У свою чергу швидкість охолодження визначає температуру, при якій йде розпад аустеніту. Зниження температури розпаду є причиною зменшення міжпластинчастої відстані в сорбіті і, як наслідок, збільшення твердості.

Термозміцненні рейки марок сталей K76Ф і R350HT відрізняються високою твердістю, на відміну від рейок M76 і R260, тому дані рейки вимагають різного енерговкладення при зварюванні. При зварюванні високоміцних рейок необхідно уникнути великих провалів твердості в ЗТВ, а при зварюванні рейок з низькою твердістю потрібно уникати великого підвищення твердості в околосшовній зоні. Максимальні відхилення твердості в металі ЗТВ регламентуються європейським стандартом.

Як видно (рис. 5), результати досліджень відповідають вимогам європейського стандарту.

Металографічні дослідження. В українському стандарті металографічний контроль зварних

з'єднань не передбачений. Відповідно європейському стандарту були проведені дослідження мікроструктури рейкової сталі R260 і R350HT, а також мікроструктура зварних з'єднань контрольних партій рейок (рис. 6). У зварних з'єднаннях не повинно бути ознак мартенситу або бейніту при 100-кратному збільшенні видимої від дії нагріву зони. Мікродослідження проводять на зразках висотою 15 мм і шириною 25 мм. При цьому зразок повинен бути вирізаний з головки рейки нижче на 3 мм від поверхні катання. Зразок повинен включати 2 мм одного боку зварного шва, лінію з'єднання та 23 мм іншого боку шва.

Основний метал рейок R260 та R350HT має сорбітно-перлітну структуру. Мікроструктура рейок марки R350HT в порівнянні з мікроструктурою рейок марки R260 характеризується меншим розміром колоній сорбіту, незначною кількістю перлітних колоній. Розмір зерен металу рейок марки R260 відповідає 2-3 балам, а рейок марки R350HT – 4-5 балам за шкалою ASTM. Перераховані вище структурні чинники визначають властивості міцності термозміцнених рейок.

У зварних з'єднаннях рейок R260 (рис. 7) та R350HT (рис. 8) на ділянках по лінії з'єднання і великого зерна мікроструктура сорбітно-перлітна. По лінії з'єднання, по межах первинних аустенітних зерен спостерігається виділення доєвтиктоїдного фериту.

Виділення фериту в значно меншій кількості спостерігається на ділянках крупного зерна, прилеглим до лінії з'єднання. Характерно, що в рейках марки R260 частка фериту як по лінії з'єднання, так на ділянках великого зерна більше.

Основний метал рейок марок сталей K76Ф та M76 має сорбітно-перлітну структуру. Також була досліджена мікроструктура лінії з'єднання рейок марки сталі M76 та K76Ф при зварюванні пульсуючим оплавленням (рис.9). У зварних з'єднаннях рейок K76Ф видимого фериту більше, ніж в зварних з'єднаннях рейок R350HT та R260.

В результаті порівняння можна відзначити, що в зварних з'єднаннях досліджуваних партій рейок, зварених на оптимальних режимах, не було виявлено слідів бейнітних та мартенситних структур.

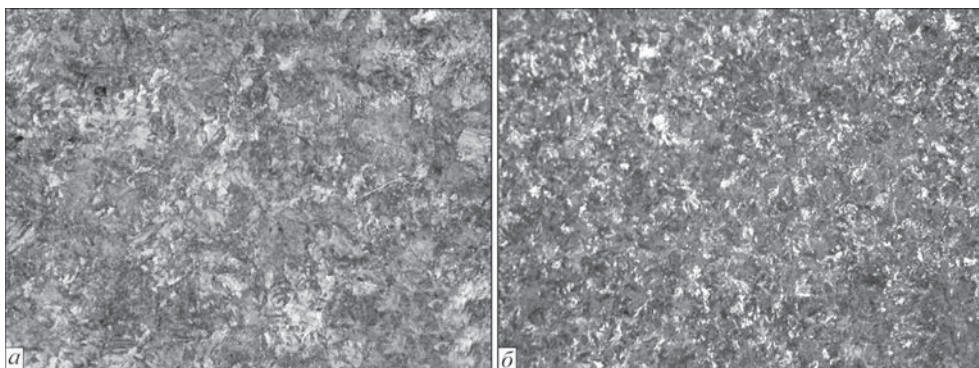


Рис. 6. Мікроструктура ($\times 100$) рейкової сталі марки: а – R260; б – R350HT

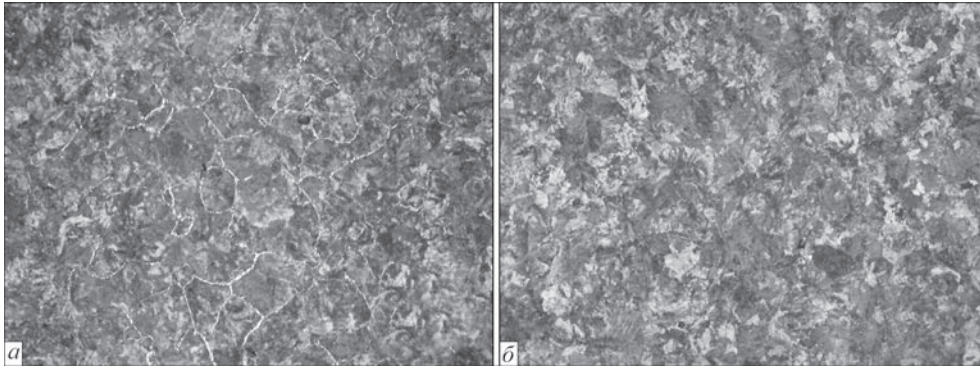


Рис. 7. Мікроструктура ($\times 100$) зварного з'єднання рейок R260 в зоні головки: а – лінія з'єднання; б – ділянка великого зерна

Крім того, зварні зразки рейок контрольних партій були перевірені засобами УЗК і методом проникаючого контролю відповідно за методиками європейського стандарту. Дефектів в зварних з'єднаннях не виявлено.

Випробування на міцність від втоми. Також відповідно до вимог європейського стандарту всі стики були випробувані на міцність від втоми (рис. 10). Випробування на втому зразків рейок марки сталі R260 та R350HT проведені відповідно до нормативного документа EN 14587-2:2009Е на випробувальній машині ZDM-200Pu, атестованої відповідними державними службами. Тестові зварні стики рейок контрольних партій довжиною 1,2 м випробувано при чистому вигині циклічним навантаженням з максимальними напруженнями циклу 190 МПа та асиметрією циклу навантаження 0,1. База випробувань становила 5,0 млн циклів, а частота навантаження – 5 Гц. Зразки витримали 5 млн циклів без руйнувань.

Досліджено, що в разі використання технології ПО забезпечуються необхідні, згідно європейського та українського стандарту, механічні, властивості міцності і необхідна структура з'єднань.

Аналіз результатів досліджень механічних властивостей і структури зварних з'єднань показує високу стабільність показників при механічних випробуваннях та оцінці структурних змін в зварних з'єднаннях. Ширина ЗТВ знаходиться в області більш низьких значень. Це обумовлено тим, що за стандартом України стріла прогину повинна бути не менше 30 мм в порівнянні зі стрілою прогину 20 мм, передбаченого європейським стандартом. Для отримання більш високих пластичних властивостей за стандартом України розроблено режими зварювання з контрольованим енерговкладенням. Це дозволяє отримати більш дрібнозернисту структуру в центральній частині зварного шва при допустимому відхиленні твердості. Тому ширина ЗТВ контрольних партій зварних

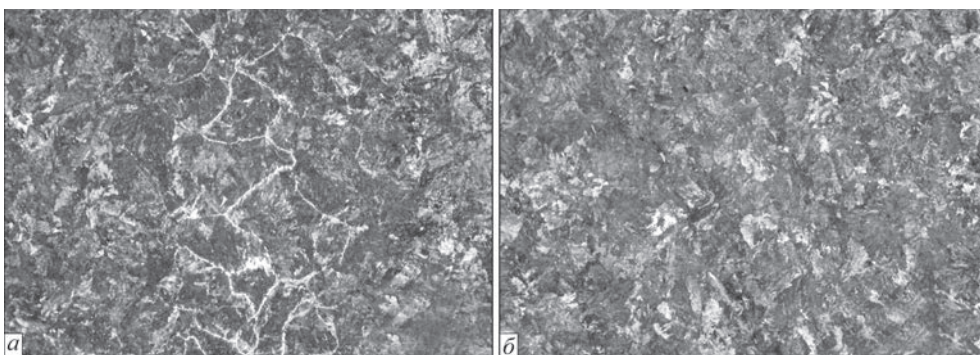


Рис. 8. Мікроструктура ($\times 100$) зварного з'єднання рейок R350HT в зоні головки: а – лінія з'єднання; б – ділянка крупного зерна

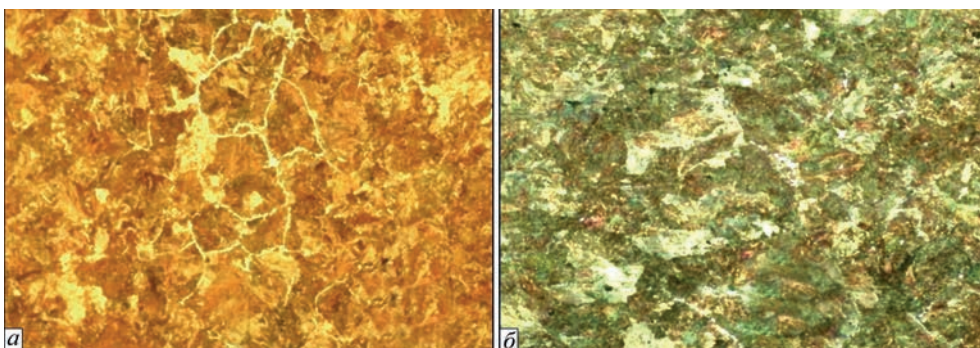


Рис. 9. Мікроструктура ($\times 100$) зварного шва рейки марки: а – М76 та б – К76Ф по лінії з'єднання

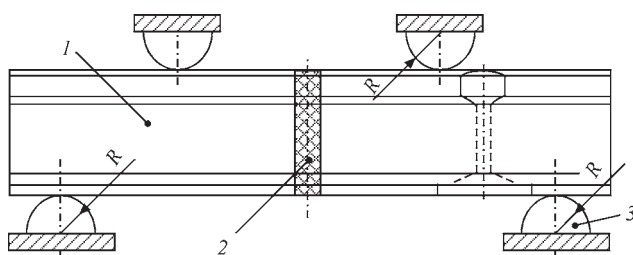


Рис. 10. Випробування зварного з'єднання на міцність від утоми: 1 – вид збоку; 2 – зварний шов; 3 – опора

зразків рейок становить 27...31 мм, що знаходиться в полі допуску цього параметра, але в області, близькою до мінімально допустимої (20 мм), при цьому твердість залишається в допустимих європейським стандартом межах.

На підставі проведених експериментальних досліджень механічних властивостей і структури металу контрольних партій рейок були визначені оптимальні значення показників, які задовольняють вимогам розглянутих стандартів.

У структурі металу ЗТВ всіх партій рейок не були помічені включення мартенситного і бейнітного типу. Для прогнозування ймовірної появи таких структур при можливих встановлених режимах зварювання була використана математична модель розрахунку температурного поля при контактному зварюванні оплавленням залізничних рейок [6, 7].

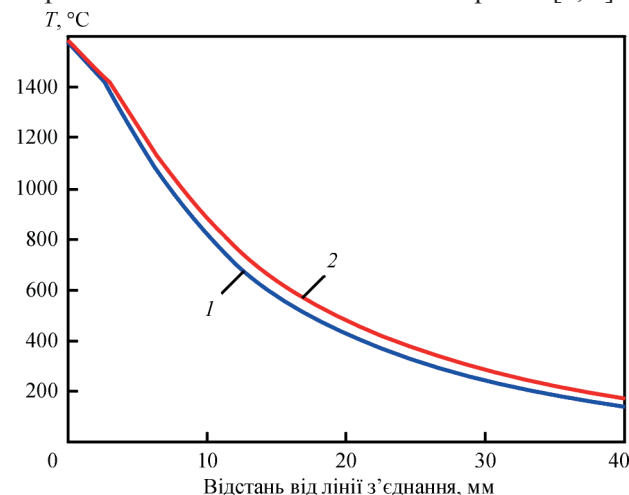


Рис. 11. Зварювання рейок марки сталі R350HT (1) та R260 (2) зі зниженим енерговкладенням

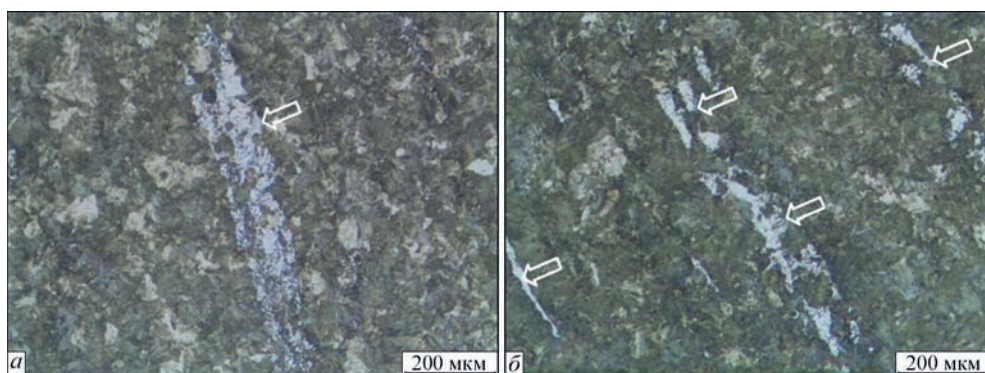


Рис. 12. Мартенситні структури в околосшовній зоні зварних з'єднань рейок R350HT (a) та R260 (б) при зварюванні зі зниженим енерговкладенням

Як відомо, ширина ЗТВ і її допустиме відхилення згідно європейського стандарту вказані в табл. 1. З урахуванням виконаних розрахунків за допомогою математичного моделювання слід визначити мінімально допустиму ширину ЗТВ для досліджених рейкових сталей. Також було встановлено, що зменшувати нагрів і загальне тепловкладення потрібно в розумних межах, оскільки це супроводжується збільшенням швидкості охолодження, подрібненням зерна металу в ЗТВ, при цьому підвищується ймовірність формування дефектів типу оксидних плям в площині з'єднання [8]. Крім того, виникає небезпека появи гартівних структур, таких як мартенсит та бейніт в металі ЗТВ.

З використанням розробленої математичної моделі, а також за допомогою проведених експериментів встановлено, що появи в металі ЗТВ бейнітних та мартенситних структур при зварюванні високолегованих і високоміцних рейок типу R260 і R350HT можна очікувати при формуванні температурних полів з шириною ЗТВ близько 17...20 мм, наведених на рис. 11. Зниження нагріву і зменшення величини ЗТВ в більшій мірі позначається на структурі рейок типу R260, схильність даної сталі до появи гартівних структур, таких як мартенсит і бейніт, велика за рахунок їх високого легування Mn.

Ширина ЗТВ в цьому випадку становить 17...20 мм. Експериментально підтверджено, що при такому нагріванні, зі зменшенням ширини ЗТВ менше 20 мм в зварному з'єднанні рейок R260 присутні мартенситні структури, що показано на рис. 12. Мартенситно-аустенітні структури розташовувалися як уздовж лінії прокату, так і в довільному об'ємі металу [9]. При зварюванні рейок марки R350HT та K76Ф поява мартенситних структур спостерігалась при зниженні нагріву і отримання ЗТВ нижче 18 мм, що нижче допустимого європейським стандартом.

Найбільш високі показники механічних і властивостей міцності, а також відсутність гартівних структур були отримані при зварюванні високоміцних рейок з отриманням наступної області температурних полів, які представлені на рис. 3.

При визначенні режимів зварювання високоміцних і високолегованих рейкових сталей перерахованих типів слід уникати формування температурних полів (рис. 11), відповідних мінімально допустимій ширині ЗТВ, регламентованої в європейському стандарті. Для цього необхідні

системи управління, які дозволяють контролювати енерговкладення при зварюванні.

Висновки

Контрольні партії рейок українського виробництва марки М76 та К76Ф, а також рейок європейського виробництва марки R260 та R350НТ, зварених на оптимальних режимах відповідно до стандарту України ТУ У 27.1-40081293-002:2016 повністю задовольняють вимогам європейського стандарту EN 14587-2 2009.

Було встановлено, що при розробці технології зварювання високоміцних рейок необхідно враховувати ширину ЗТВ як контрольований параметр, що істотно впливає на якість зварного з'єднання.

Експериментальним шляхом, а також за допомогою розробленої методики математичного моделювання процесу нагріву металу при контактному зварюванні опалвленням визначений вплив можливих відхилень основних параметрів зварювання, які регламентуються чинним українським стандартом, на формування температурних полів і якість з'єднань на різних режимах зварювання пульсуючим опалвленням.

Було встановлено, що для отримання високих механічних показників при зварюванні високоміцних рейок марок сталей К76Ф, R260 та R350НТ необхідно використовувати технології, які забезпечують висококонцентрований нагрів з обмеженим енерговкладенням. Такий нагрів забезпечує технологія пульсуючого опалвлення. При цьому слід уникати формування ЗТВ шириною менше 20 мм, яка регламентується європейським стандартом як мінімально допустима.

В рамках розглянутих стандартів були визначені оптимальні програми управління основними параметрами зварювання, що забезпечують необхідні показники міцності і структури високолегі-

ваних і високоміцних рейок досліджуваних партій. Всі перераховані партії рейок були зварені з використанням основних параметрів зварювання, що відповідають стандарту України, з урахуванням їх коригування в допустимих межах.

Рекомендується внести в стандарт України визначення і контроль ширини ЗТВ після зварювання з урахуванням властивостей рейкової сталі, яка використовується в Україні.

Список літератури/References

1. Кучук-Яценко С.И. (1992) *Контактная стыковая сварка непрерывным опалвлением*. Киев, Наукова думка.
Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1992) *Continuous flash-butt welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, A.V., Shvets, V.I. (2008) Technology and equipment for flash-butt welding of high-strength rails. *The Paton Welding J.*, **11**, 111-120.
3. ТУ У 27.1-40081293-002:2016.-ТУ У 27.1-40081293-002:2016. *Рейки нові зварені для залізниць*. Дніпропетровське НКТБ КГ філії НДКТІ АТ «Укрзалізниця».
ТУ У 27.1-40081293-002:2016: *New welded rails for railways: Dnipropetrovske NKTB, NDKTI PJSC Ukrzaliznytsya* [in Ukrainian].
4. (2009) *Eurostandard EN_14587-1, -2*.
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Flash-butt welding method*. Pat. 46820, Ukraine, Int. Cl. 6B23K11/04, C2, Pat. 2222415, RF (2003); Pat. 6.294.752, USA (20.06.01); Pat. ZL001016772/5 (2004), PRC.
6. Weingrill, L., Enzinger, N. (2017) Temperature Fields evolution during flash-butt welding of railway rails. *Materials Science Forum*, **879**, 2088–2093.
7. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2018) Mathematical modeling in continuous flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **10**, 2-8.
8. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, V.I., Didkovsky, A.V. et al. (2013) Defects of joints of high-strength rails produced using flash-butt welding. *Ibid.*, **9**, 2-8.
9. Забильский В.В., Никонова Р.М. (2005) Вязко-хрупкий переход в сталях при околосolidus температурах. Механизм охрупчивания границ зерен. *Физика металлов и металловедение*, **99**, **3**, 19.
Zabitsky, V.V., Nikonova, R.M. (2005) Ductile-brittle transition in steels at near-solidus temperatures. Mechanism of embrittlement of grain boundaries. *Fizika Metallov i Metall-ovedenie*, **99**(3), 19 [in Russian].

EVALUATION OF QUALITY OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH RAILWAY RAILS OF MODERN PRODUCTION TAKING INTO ACCOUNT THE REQUIREMENTS OF UKRAINIAN AND EUROPEAN STANDARDS

S.I. Kuchuk-Yatsenko, E.V. Antipin, O.V. Didkovsky, V.I. Shvets, O.V. Kavunichenko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

On most heavy-duty railways of Ukraine, resistance butt welding is the dominant process for joining rails. Welding is performed in special shops and field conditions during the construction of new main lines and repair of existing railways. On the railways of Ukraine and other countries of the world, technologies and equipment are constantly being improved in connection with the use of new generations of high-strength rails with an increased wear resistance in accordance with the requirements to high-speed main lines. In the last decade, the developed countries of the world are revising the basic standards governing the quality of rail steels and requirements to mechanical properties of welded rail joints, taking into account their use on heavy-duty and high-speed main lines. One of the specified tasks is the adaptation of the Ukrainian standard TU U 24.1-40075815-002: 2016 (for stationary and mobile welding machines), which determines the requirements to the quality of welded joints of high-strength rails, to the acting European standard EN 14587-1 2007 (for stationary welding machines) and EN 14587-2 2009 (for mobile welding machines). 9 Ref., 4 Tabl., 12 Fig.

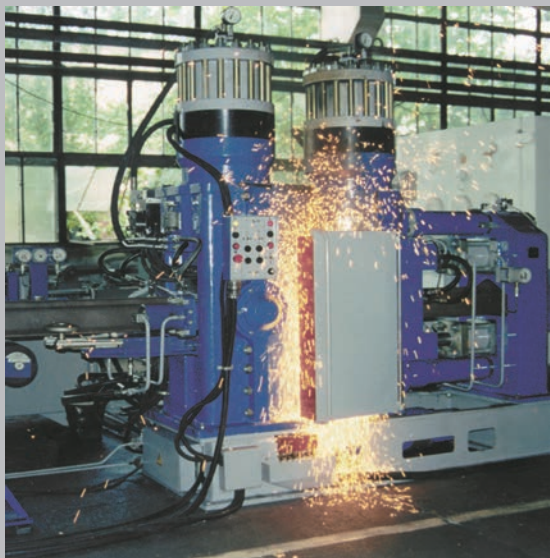
Keywords: resistance butt welding, railway rails, high-strength rail steels, pulsating flashing, heat-affected-zone, temperature fields, defects in rails, quality control, seamless track, defects in rails

Надійшла до редакції 24.06.2020

FLASH-BUTT WELDING

USING PULSED FLASHING OF HIGH-STRENGTH RAILS

- > for essential expansion of continuous rail network («velvet way») the novel technological solutions on welding of high-strength rails with tension, realized employing stationary or mobile machines of new generation, are developed and successfully fulfilled.



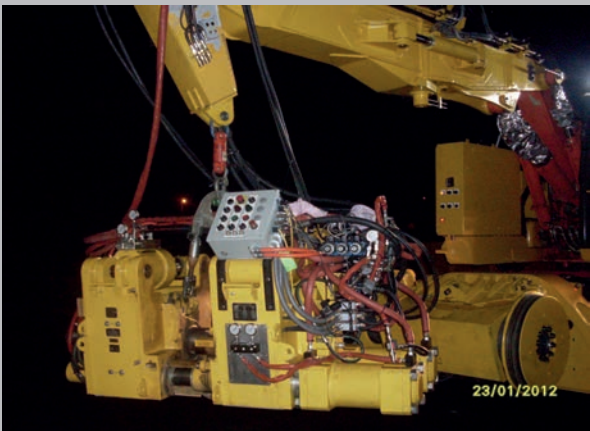
Stationary machine K1000



Mobile machine K922-1



K924 machine for rail switch welding



K390 machine for welding of rails with infinite length tension

Characteristics	Machine model						
	K355	K900	K920	K922	K924	K1003	K1100
Productivity, weld/h	12	12	12	12	12	12	20
Upset force	45	45	100	120	150	100	90
Power, kW	150	150	210	210	300	450	300



The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine

ГІБРИДНЕ ЗВАРЮВАННЯ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ 1561 ТА 5083 З ВИКОРИСТАННЯМ ПЛАЗМОВОЇ ДУГИ І ДУГИ ПЛАВКОГО ЕЛЕКТРОДА (PLASMA-MIG)

О.А. Бабич^{1,2}, В.М. Коржик^{1,2}, А.А. Гринюк², В.Ю. Хаскін^{1,2}, Chunlin Dong¹, Shanguo Han¹

¹Гуандунський інститут зварювання (Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона), Гуанчжоу, КНР

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

У статті показано, що для поліпшення механічних властивостей і зниження показників напружено-деформованого стану зварних з'єднань легованих алюмінієвих сплавів 1561 та 5083 доцільно застосовувати гібридне зварювання плазмовою дугою із дугою плавкого електрода, яке в порівнянні з традиційним зварюванням дугою плавкого електрода дозволяє знизити витрати електродного дроту на 10...30 %, погонну енергію – до 25 %, залишкові деформації – в 2...3 рази, залишкові напруження – приблизно на 20 % за абсолютним значенням, а також на 15...20 % зменшити вигоряння такого легуючого елемента, як Mg. Бібліогр. 19, табл. 6, рис. 9.

Ключові слова: гібридне плазмово-дугове зварювання з плавким електродом (Plasma-MIG), імпульсно-дугове зварювання плавким електродом (MIG), наплавочні шви, стикові шви, міцність, вигоряння легуючих елементів, напружено-деформований стан

Інтенсивний розвиток наземного, повітряного і морського швидкісного транспорту обумовлює необхідність застосування інноваційних високопродуктивних технологій отримання зварних з'єднань складнолегованих алюмінієвих сплавів. Це пов'язано з низкою недоліків, характерних для традиційних зварювальних процесів. Так, у разі застосування зварювання з дугою плавкого електрода (MIG зварювання) відбувається значний перегрів електродного металу, що призводить до часткового вигоряння легуючих елементів алюмінієвих сплавів і, як наслідок, зниження міцності отриманих з'єднань. Крім того, при MIG зварюванні формуються досить широкі шви і мають місце значні залишкові деформації. У разі застосування зварювання з дугою неплавкого електрода (TIG зварювання) знижується продуктивність і також мають місце значні залишкові деформації. Ускладнює отримання зварних з'єднань і те, що процеси MIG і TIG зварювання вимагають попередньої розробки кромок, що зварюються.

Одним із шляхів усунення зазначених негараздів є застосування плазмового зварювання. Однак цей процес також має певні недоліки. По-перше, для плавлення присаджувального дроту необхідна додаткова енергія, вкладання якої призводить до підвищення погонної енергії зварювання. Це може призводити до формування певних залишкових напружень (деформацій). По-друге, підвищена інтенсивність енергії і осьова концентрація тиску (явище утворення кейхола) призводять до виникнення дефектів формування швів (зокрема,

підрізів, кореневих дефектів, нерівномірного формування верхнього валика підсилення) і наявності внутрішньої пористості.

В останнє десятиліття традиційні проблеми зварювання та споріднених технологій вирішуються за рахунок застосування гібридних технологій [1]. Складнощі одержання з'єднань легованих високоміцних алюмінієвих сплавів також вирішують гібридним поєднанням переваг плазмового і дугового способів зварювання. Для цього в одній зварювальній ванні концентрують енергію стислої дуги з неплавким і дуги з плавким електродами. Такий підхід дозволяє звужити шов і зменшити (або повністю усунути) необхідність виконання розробки кромок, що зварюються. Також він підвищує продуктивність зварювання за рахунок стабілізації дії дуги плавкого електрода шляхом впливу на неї плазмової дуги, що охоплює першу зовні. Все це робить актуальним застосування технології гібридного плазмово-дугового зварювання з плавким електродом, більш відомого в світі під назвою Plasma-MIG.

Процес плазмово-дугового зварювання з плавким електродом був розроблений, у т. ч. для з'єднання алюмінієвих сплавів, в 1970-х роках групою дослідників з лабораторії фірми Philips [2]. Через певні складнощі створення оптимальної конструкції пальника і джерел живлення, адаптованих саме для цього процесу, гібридне Plasma-MIG зварювання досі має певні обмеження у промисловому застосуванні. Наприклад, необхідно враховувати, що при даному типі гібридного

Бабич О.А. – <https://orcid.org/0000-0001-5633-5721>, Коржик В.М. – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Гринюк А.А. – <https://orcid.org/0000-0002-6088-7980>, Хаскін В.Ю. – <https://orcid.org/0000-0003-3072-6761>, Chunlin Dong – <https://orcid.org/0000-0003-2672-5985>, Shanguo Han – <https://orcid.org/0000-0002-4299-9786>

© О.А. Бабич, В.М. Коржик, А.А. Гринюк, В.Ю. Хаскін, Chunlin Dong, Shanguo Han, 2020

процесу дуга плавкого електрода існує в оточенні іонізованої аргонної плазми, генерованої дугою неплавкого електрода, що кардинально змінює умови її горіння порівняно з GMAW/MIG процесом. В роботі [3] було показано, що електропровідність зовнішньої дуги значно вища за внутрішню через більшу щільність електронів. Відповідно, більша частина струму між плавким електродом та основним металом тече через зовнішню дугу, а на внутрішню припадає близько 5 % струму. Це, в тому числі, підтверджується більшою інтенсивністю свічення зовнішньої дуги в зоні нижче торця плавкого електрода. Вища ж інтенсивність свічення внутрішньої дуги порівняно із зовнішньою, яку відмічають більшість дослідників, обумовлена не високою щільністю струму, що протікає через неї, а більш високою інтенсивністю свічення елементів, що входять до складу газової фази в цій зоні.

В даний час продовжуються активні дослідження процесу гібридного плазмово-дугового зварювання плавким електродом. Такі дослідження проводяться в ряді університетів, зокрема, в Технічному університеті міста Хемніц та в SLV Muenchen (Німеччина) [4, 5]. Аналогічні дослідження проводяться в Пермському державному університеті (РФ) [6, 7]. Особливості процесу плазмово-дугового зварювання плавким електродом також вивчалися в Китаї, Японії і Бразилії [8, 9]. В Україні питаннями плазмово-дугового зварювання плавким електродом займалися в Приазовському технічному університеті та ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ [10].

Дослідження, які проводилися в останнє десятиліття, були спрямовані на ретельне вивчення окремих складових процесу і його поведінки в цілому. В роботі [11] показано, що при зварюванні алюмінієвих сплавів зі збільшенням швидкості подачі електродного дроту розмір підрізів зменшується, оскільки кількість зварювального дроту в зварювальній ванні зростає. Збільшення діаметра плазмоутворюючого сопла також сприяє усуненню підрізів через низьку електромагнітну силу перемішування, викликану низькою щільністю плазмового струму. Однак збільшення швидкості подачі дроту і, відповідно, струму дуги плавкого електрода, зсуває процес в бік традиційного MIG зварювання, що усуває переваги гібрида. Зменшення щільності плазмового струму може сприяти виникненню розбризкування металу дугою плавкого електрода. В роботах [10, 12] досить глибоко вивчені особливості поведінки обох електричних дуг, їх вплив одна на одну, на формування краплі рідкого металу і процес масопереносу.

Запропонована в роботі [12] модель нагріву електродного дроту в процесі гібридного плазмово-дугового зварювання плавким електродом (Plasma-MIG)

дозволила провести попередню оцінку температури плазми інтегрованого газового розряду. При зварюванні алюмінієвих сплавів товщиною 5...12 мм вона може становити близько 7300...7400 К. Це свідчить про небезпеку вигорання легкоплавких легуючих елементів, які входять до складу електродного дроту і основного металу, що може призводити до ослаблення одержуваних з'єднань. Крім того, в роботі [12] спрогнозована тенденція збільшення напруги на дузі неплавкого електрода зі збільшенням швидкості протікання плазмоутворюючого газу і його температури. Таку особливість гібридного процесу необхідно враховувати при виборі режимів зварювання, зокрема, оптимізації співвідношення потужностей плазмової і дугової складових.

На відміну від опублікованих раніше робіт, в даній роботі приділяється увага впливу режимів гібридного Plasma-MIG процесу на геометрію і напружено-деформований стан одержаних з'єднань, а також порівнянню його з традиційним процесом імпульсно-дугового зварювання. При цьому отримання високоякісних з'єднань планується за рахунок супутнього підігріву зварюваного металу плазмовою дугою та зменшення напруги на дузі плавкого електрода із одночасним підвищенням його проникнення у метал. Очікується, що взаємний вплив складових гібридного процесу зварювання може сприяти досягненню зниження погонної енергії і частки вигорання легуючих елементів.

Метою дослідження є покращення механічних властивостей і зниження показників напружено-деформованого стану зварних з'єднань легованих алюмінієвих сплавів шляхом зниження обсягу використаного електродного дроту, погонної енергії і вигорання легуючих елементів за рахунок застосування гібридного плазмово-дугового зварювання.

Досягнення цієї мети здійснювалося за наступною методикою. Спочатку на підставі літературних даних було обрано інтервали варіювання параметрів режимів гібридного плазмово-дугового (Plasma-MIG) зварювання. Далі, шляхом математичного моделювання провели аналіз впливу цих параметрів на глибину провару і швидкість зварювання, після чого обрали найбільш перспективні з позицій мінімізації тепловкладення та погонної енергії. Перевірили достовірність розрахунків і на обраних режимах виконали зварювання дослідних зразків. При цьому проаналізували взаємний вплив плазмової дуги та дуги плавкого електрода одна на одну, а також їх спільний вплив на процес гібридного зварювання. Для порівняння отриманих результатів виконали традиційне імпульсно-дугове зварювання аналогічних зразків із тією ж швидкістю або максимально близькою погонною енергією. Провели механічні випробування одержаних зразків. Дослідили вигорання одного з найбільш

Таблиця 1. Хімічний склад алюмінієвих сплавів 5083, 1561 та електродного дроту ER5356, мас. %

Марка сплава	Fe	Si	Mn	Cr	Ti	Al	Cu	Be	Mg	Zn	Домішки
5083	≤0,4	≤0,4	0,4...1,0	0,05...0,25	≤0,15	Основа	≤0,1	≤0,005	4,0...4,9	≤0,25	≤0,15
1561	≤0,4	≤0,4	0,7...1,1	-	-	"-"	≤0,1	0,0001...0,003	5,5...6,5	≤0,2	≤0,1
ER5356	0,1...0,2	0,08	0,12	0,13	0,13	"-"	0,02	-	4,95	≤0,02	-

Таблиця 2. Узагальнені теплофізичні характеристики алюмінієвих сплавів при нормальних умовах

Щільність ρ , кг/м ³	Питома теплоємність c , Дж/(кг·°C)	Коефіцієнт теплопровідності λ , Вт/(м·°C)	Коефіцієнт температуропровідності a , м ² /с	Питома теплота плавлення L , кДж/кг	Питома теплота випаровування E , кДж/кг	Температура плавлення $T_{пл}$, К	Температура початку фазових переходів, К
2640	922	122	$5,0122 \cdot 10^{-5}$	390	10530	660	460

летючих легуючих елементів (магнію) в процесах зварювання. Дослідили напружено-деформований стан зварних зразків. На підставі одержаних результатів зробили відповідні висновки.

Для виконання попередніх технологічних розрахунків з міркувань найбільш широкого застосування в промислових зварних конструкціях вибрали алюмінієві сплави 5083 та 1561, при зварюванні яких використовується електродний дріт ER5356 (табл. 1). Для спрощення виконання оціночних розрахунків використовували узагальнені теплофізичні характеристики цих сплавів, наведені в табл. 2.

Для моделювання теплового джерела, що діє при Plasma-MIG зварюванні в алюмінієвій пластині, застосовувалася модель J. Goldak [13] (рис. 1). Відповідно до цієї моделі теплове джерело представляли у вигляді подвійного еліпсоїда. Розрахунок розглянутих термічних процесів зварювання проводився за допомогою кінцево-елементного моделювання. В якості основного допущення приймалося, що необмежена пластина алюмінієвого сплаву товщиною δ (наприклад, $\delta = 10$ мм) проварюється наплавочним швом. При цьому обсяг металу, що привноситься плавким електродом, враховувався як обсяг металу пластини, що проварюють, переплавленого дугою цього електрода. Для підвищення точності розрахунків в зоні дії теплового джерела використовувалася сітка з меншим кроком, а в інших зонах – з порівняно великим.

Застосований в ході розрахунків метод кінцевих елементів заснований на припущенні, що тіло

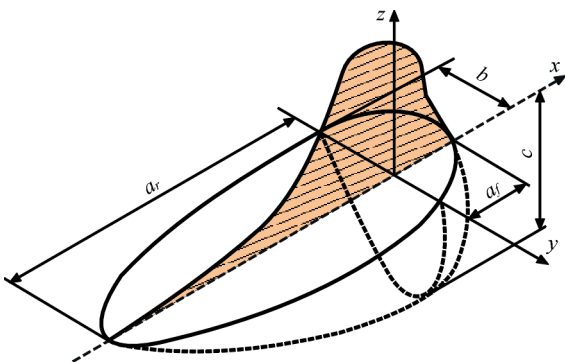


Рис. 1. Схема моделі розподіленого об'ємного джерела нагріву, що має форму двійного еліпсоїда [13]

можна уявити у вигляді набору елементів, з'єднаних один з одним тільки в вузлах. Взаємозв'язок вузлових змін температури в часі задається за допомогою температурної матриці елемента. Об'єднання температурних матриць окремих елементів в глобальну температурну матрицю тіла дозволяє записати умови теплової рівноваги тіла:

$$C(T)\rho(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial z}\right), \quad 0 < z < \delta, \quad t > 0, \quad (1)$$

де $C(T)$, $\rho(T)$, $\lambda(T)$ – ефективна теплоємність металу (з урахуванням прихованої теплоти плавлення), щільність і коефіцієнт теплопровідності, відповідно; x , y , z – Декартові координати (теплове джерело переміщується вздовж координати x зі швидкістю V); δ – товщина пластини металу, що проварюють; t – координата часу.

При заданих температурах, дія яких змінюється в часі, і при відомій глобальній температурній матриці, рішення системи рівнянь теплової рівноваги (балансу) дозволяє знайти всі вузлові значення температури в залежності від часу дії теплового джерела, а за ними – тимчасові зміни температури в межах кожного елемента. Так визначали просторово-часовий розподіл температури тіла [14].

На поверхні пластини, що нагрівається гібридним плазово-дуговим тепловим потоком $q(t)$ протягом часу t , утворюється об'ємне теплове джерело радіусом R_{PL} , що містить в собі друге теплове джерело з дещо меншим радіусом R_{MIG} . В процесі Plasma-MIG зварювання в даній точці поверхні спочатку буде відбуватися нагрівання плазовим джерелом, потім сумою дугового (MIG) і плазового джерел та, на завершення, знову плазовим джерелом. Постійна часу (час впливу теплового джерела) в кожному з цих трьох випадків буде

$$t_1 = \frac{R_{PL} - R_{MIG}}{V}; \quad t_2 = t_1 + \frac{2R_{MIG}}{V}; \quad t_3 = t_2 + t_1. \quad (2)$$

Тоді на пластину, що проварюють, буде діяти тепловий потік

$$q_{\Sigma}(t) \begin{cases} q_{PL}, & 0 < t < t_1 \\ q_{PL} + q_{MIG}, & t_1 < t < t_2 \\ q_{PL}, & t_2 < t < t_3 \end{cases}; \quad (3)$$

де $q_{MIG} = A(T) \frac{P_{MIG}}{\pi R_{MIG}^2}$ – тепловий потік, що вводитьсся дугою плавкого електрода (MIG),
 $q_{PL} = A(T) \frac{P_{PL}}{\pi R_{PL}^2}$ – тепловий потік, що вводитьсся дуговою плазмою. Такі теплові потоки створює в пластині, що проварюють, об'ємне джерело нагріву, форма якого показана на рис. 1.

В ході виконання комп'ютерного моделювання відповідно до рекомендацій робіт [8–12] вибирали режими процесів Plasma-MIG зварювання, за якими способом кінцево-елементного моделювання визначали розподіл температур по глибині пластини, що проплавляють. Через постійну часу (τ , с) і розмір теплового джерела (d_{PL} , мм) визначали швидкість зварювання (V , мм/с). Це дозволило в залежності від оцінки розподілу температури по глибині пластини (в залежності від потужностей складових джерел P_{PL} і P_{MIG} , Вт) підібрати приблизні параметри режимів, на яких доцільно виконувати зварювання стикових з'єднань (табл. 3).

При виборі параметрів режимів Plasma-MIG зварювання враховували як глибину провару H , так і ширину шва, що формується, приблизно відповідну параметру d_{MIG} . Для зварювання пластин товщиною $\delta = 10$ мм між кромками, що стикуються, лишали зазор, який приблизно дорівнював діаметру електродного дроту (тобто $\sim 1,6$ мм), що дозволяло звузити шов і підвищити швидкість процесу. Зварювання пластин $\delta = 5$ мм здійснювали зі щільним стикуванням кромки. У всіх випадках зварювання велося на підкладці для уникнення витікання ванни. Такі технологічні прийоми в поєднанні з розрахунковими прогнозами дозволяють обирати швидкість зварювання 16,7 мм/с (60 м/год.). При цьому для уникнення надмірної кількості розплавленого металу в зварювальній ванні параметри варіювання потужностей повинні наближатися до співвідношення $P_{MIG}:P_{PL} \sim 4000:5000$ Вт. Наприклад, струм дуги плавкого електрода може становити $I_{MIG} = 200$ А при напрузі на дузі $U_{MIG} = 20$ В, а струм плазмової дуги – $I_{PL} = 160 \dots 180$ А при $U_{PL} = 30$ В.

Для експериментальної перевірки запропонованих режимів, а також для вивчення технологічних особливостей Plasma-MIG зварювання була розроблена лабораторна модель технологічного комплексу (рис. 2, 3). При проектуванні обладнання орієнтувалися на зварювання листів алюмінієвих сплавів товщиною від 5 до 10 мм. Згідно з проведеними розрахунками для цього сумарне

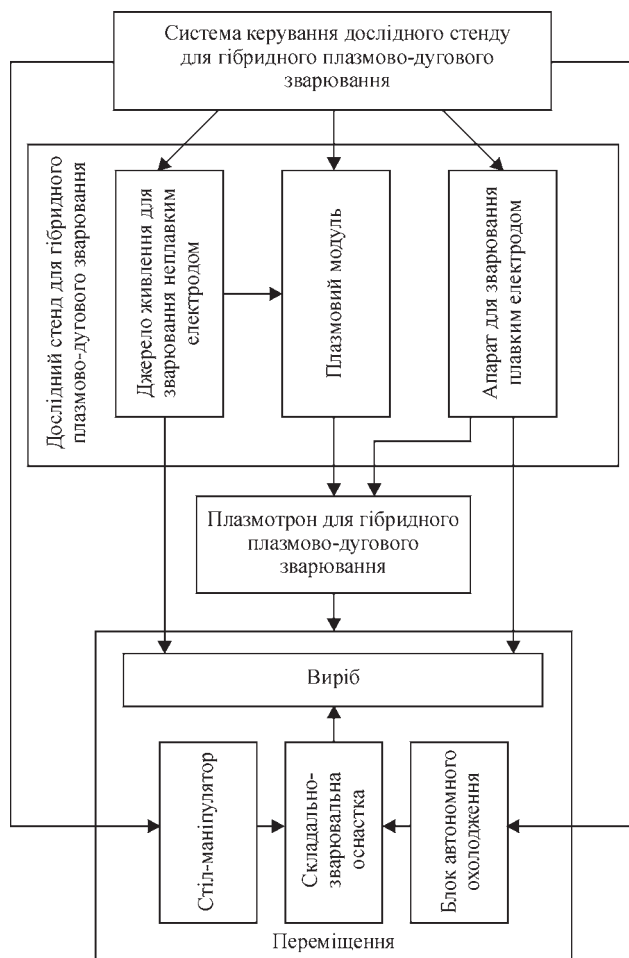


Рис. 2 Блок-схема лабораторного комплексу Plasma-MIG зварювання



Рис.3. Зовнішній вигляд лабораторного комплексу Plasma-MIG зварювання

струмове навантаження повинно складати не більше 500 А. Для отримання рівних можливостей дослідження впливу на процес як плазмової дуги, так і дуги плавкого електрода, струмове навантаження доцільно розділити приблизно порівну. Виходячи з цього міркування були обрані зварювальні джерела живлення (Tetrix 421 AC/DC фірми EWM для дуги неплавкого електрода і FRONIUS TPS 450 для дуги плавкого електрода) і спроектований інтегрований плазмотрон, здатний витримувати струми не менше 250 А як на плазмовій дузі, так і на дузі плавкого електрода з ПВ 100 %

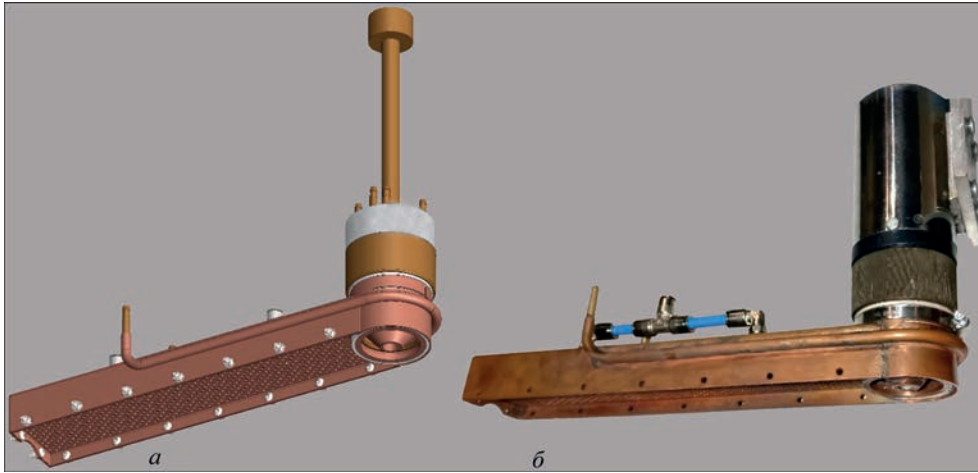


Рис. 4. 3D-модель (а) і зовнішній вигляд (б) інтегрованого плазмотрона

(рис. 4). При його виготовленні неплавкий електрод виконали діаметром 10,0 мм з осевим отвором 5,0 мм для виключення можливості дотику електродного дроту діаметром 1,6 мм з внутрішньою стінкою електрода. Діаметр каналу плазмуютьючого сопла обрали рівним 10,0 мм з міркувань наближення до габаритів робочої площини неплавкого електрода.

В якості зразків для експериментів використовували пластини з алюмінієвих сплавів 5083 і 1561 з габаритами $(400 \dots 320) \times (200 \dots 100) \times \delta$ мм ($\delta = 5, 8$ та 10 мм). Зразки зварювали встик, також на їх поверхні виконували наплавочні шви. Для зварювання використовували електродний дріт ER5356 (діаметром 1,6 мм).

Спочатку провели серію експериментів для верифікації результатів розрахунків (рис. 5). Було встановлено, що точність розрахункового визначення загальної висоти шва лежить в межах 5...10 %, що є задовільним результатом для технологічних розрахунків. З використанням режимів, обраних розрахунковим способом, були отримані якісні з'єднання сплаву 5083 товщиною 8 та 10 мм

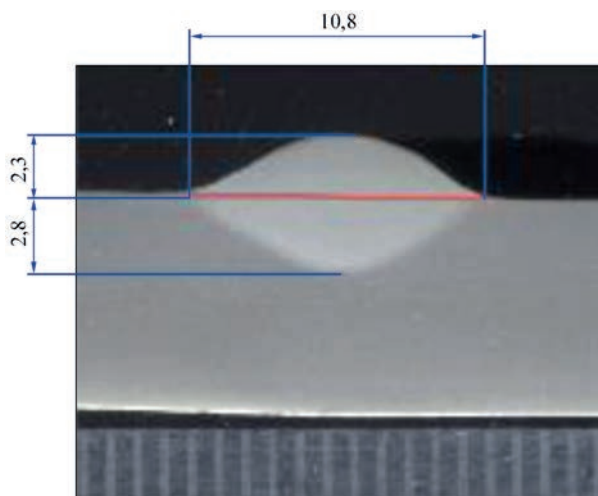


Рис. 5. Поперечний переріз наплавочного шва, виконаного на пластині сплаву 1561 ($\delta = 8$ мм) зі швидкістю 16,7 мм/с: $I_{MIG} = 200$ А, $U_{MIG} = 20$ В, $I_{PL} = 176$ А, $U_{PL} = 30$ В

(рис. 6). При цьому дуга плавкого електрода, яка стискала за рахунок зовнішньої плазмової дуги, забезпечувала проплавлення, за формою близьке до кинджального, без утворення традиційно необхідного для цього кейхола.

Після цього були проведені порівняльні експерименти зі зварювання імпульсною дугою плавкого електрода (MIG) і гібридного Plasma-MIG зварювання (рис. 7). При цьому критерієм вибору режиму служила якість формування шва при рівних швидкостях процесу. Експерименти показали зниження погонної енергії на 20...25 % і аналогічне зменшення ширини шва (в наведеному на рис. 7, а, б прикладі – з 13,8 до 10,7 мм). При цьому інтегральну погонну енергію Plasma-MIG зварювання E_{Σ} визначали як суму погонних енергій складових E_{MIG} і E_{PL} . Проводилися також експерименти з Plasma-MIG зварювання із різними швидкостями (наприклад, рис. 7, б і рис. 7, в), які показали що при збільшенні швидкості зварювання з 10 до 16,7 мм/с шви із зворотного боку звужуються приблизно вдвічі (наприклад, з 8 до 4 мм), а зверху їх ширина лишається майже незмінною. Цьому сприяє зменшення погонної енергії E_{Σ} на ~10 % (з 530 до 480 Дж/мм).

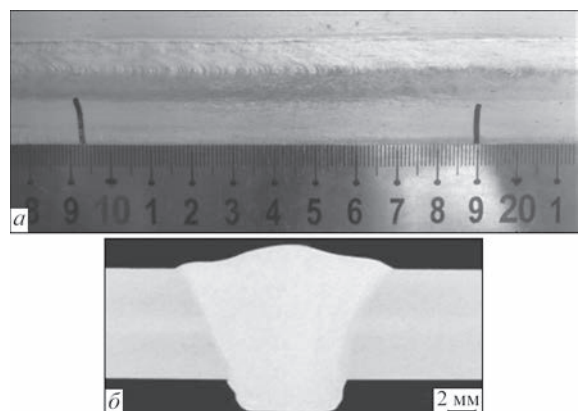


Рис. 6. Зовнішній вигляд (а) і поперечний перетин (б) стикового з'єднання сплаву 5083 ($\delta = 8$ мм), виконаного Plasma-MIG зварюванням зі швидкістю 6,67 мм/с: $I_{MIG} = 142$ А, $U_{MIG} = 20$ В, $I_{PL} = 182$ А, $U_{PL} = 30$ В, $E_{\Sigma} \approx 1230$ Дж/мм

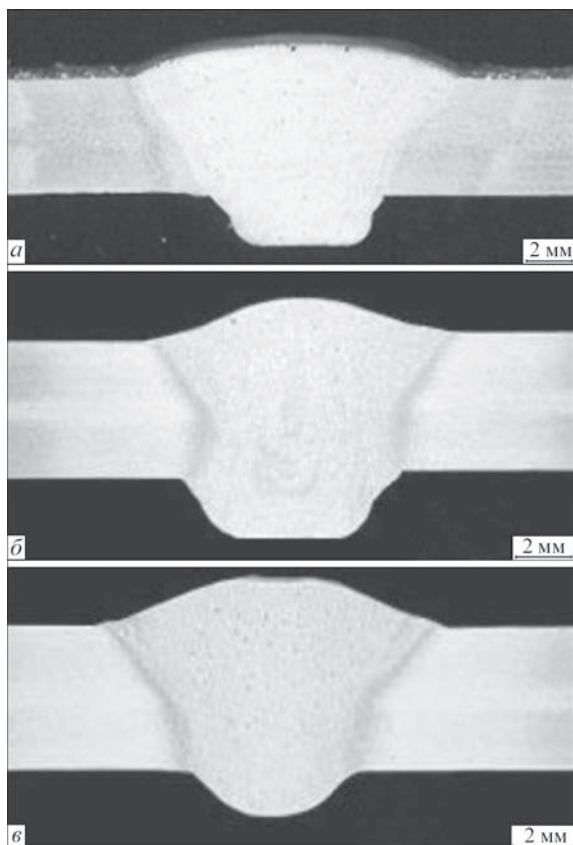


Рис. 7. Поперечні перерізи стикових з'єднань сплаву 1561 ($\delta = 5$ мм): а – MIG зварювання $V = 10$ мм/с, $I_{MIG} = 253$ А, $U_{MIG} = 26$ В, $E_{MIG} \approx 660$ Дж/мм; б – Plasma-MIG зварювання $V = 10$ мм/с, $I_{MIG} = 165$ А, $U_{MIG} = 17,4$ В, $I_{PL} = 100$ А, $U_{PL} = 24,6$ В, $E_{\Sigma} \approx 530$ Дж/мм; в – Plasma-MIG зварювання $V = 16,7$ мм/с, $I_{MIG} = 154$ А, $U_{MIG} = 18,2$ В, $I_{PL} = 178$ А, $U_{PL} = 29,2$ В, $E_{\Sigma} \approx 480$ Дж/мм

Для вивчення взаємного впливу дуг на процес Plasma-MIG зварювання застосовували зйомку перенесення краплі електродного металу за допомогою високошвидкісної відеокамери (мінімальний час експозиції 4 мкс). Це дало можливість встановити, що плазмова дуга стискає дугу плавкого електрода і перешкоджає розбризкуванню металу зі зварювальної ванни. Ступінь стиснення дуги плавкого електрода прямо пропорційна

струму плазмової дуги. При цьому плазмова дуга забезпечує супутній підігрів зварюваного металу, що підвищує глибину проникнення в нього дуги плавкого електрода, а також сприяє поліпшенню формування верхнього валика. Крім того, плазмова дуга підігріває вільний кінець електродного дроту і підвищує рівномірність нагрівання краплі, що на ньому формується, в порівнянні з нагріванням звичайною дугою плавкого електрода (рис. 8). У свою чергу дуга плавкого електрода сприяє розширенню плазмової дуги. Таке розширення прямо пропорційно величині струму дуги плавкого електрода.

Одним з важливих моментів дугового зварювання алюмінієвих сплавів є небезпека вигорання легуючих елементів дроту і основного металу [15]. Так, при імпульсному MIG зварюванні в середовищі аргону з підвищенням струму збільшується температура крапель електродного металу (до температур 2100...2600 К), що призводить до інтенсивного вигорання в них магнію (вміст магнію знижується в 2...3 рази і більше) [16]. Через вигорання магнію у краплях електродного металу можуть утворюватися пори, які в процесі масопереносу попадають до зварювальної ванни і можуть призводити до пористості швів. При Plasma-MIG зварюванні таке вигорання легуючих елементів може певною мірою бути пов'язано із взаємним впливом дуг.

Перевірку цього припущення проводили наступним чином. Для отримання досліджуваних крапель здійснювали миттєву зупинку зварювання, яка дозволяла на вільному кінці електродного дроту ER5356 діаметром 1,6 мм повністю сформуватися краплі. Для усереднення отриманих результатів набирали 6-8 таких крапель, які окремо досліджували металграфічним методом (визначення пористості), а також після механічної конгломерації – методом оптичної спектроскопії (визначення вмісту магнію). Для порівняння от-

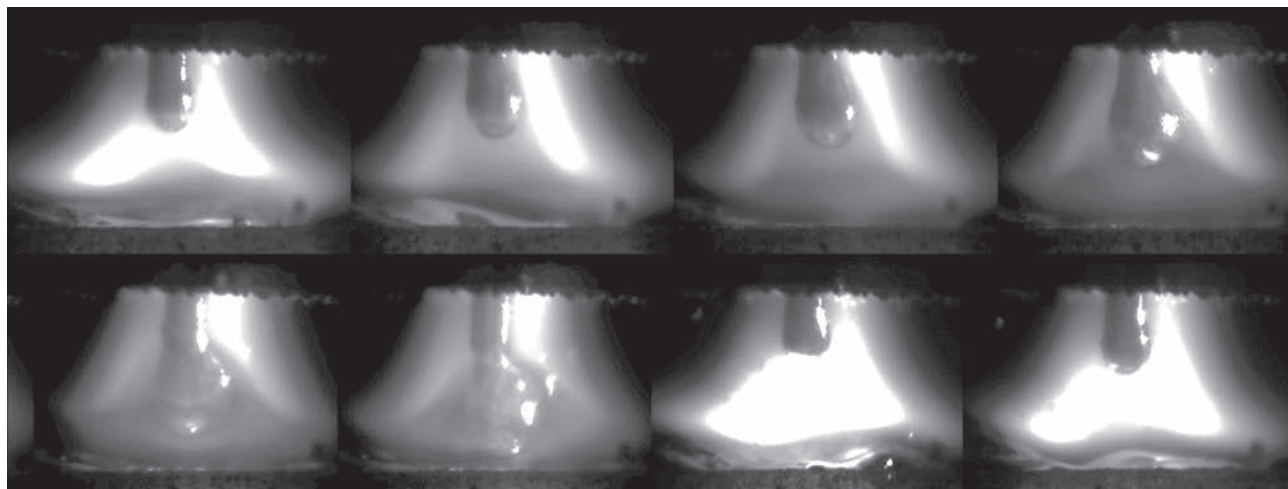


Рис. 8. Послідовне високошвидкісне відеозображення перенесення краплі металу під час Plasma-MIG зварювання при швидкості 7,4 м/хв. подачі дроту діаметром 1,6 мм ($I_{MIG} = 165$ А, $I_{PL} = 100$ А, час переносу краплі – близько 20 мс)

риманих результатів досліджували краплі електродного металу, одержуваного як при Plasma-MIG зварювання ($P_{\Sigma} \approx 6600$ Вт), так і при імпульсно-му MIG зварюванні ($P_{MIG} \approx 6580$ Вт). Було встановлено, що пористість крапель, отриманих при імпульсному MIG зварюванні вища за пористість крапель, отриманих Plasma-MIG зварюванням. За результатами спектральних досліджень визначили вміст магнію в конгломерованих краплях електродного металу (рис. 9).

В ході досліджень були виготовлені поперечні макро- і мікрошліфи зварних з'єднань, проведено їх металографічний аналіз (ISO10042:2018), виконані механічні випробування на статичний розтяг (ISO 4136:2012). Також було визначено рівень

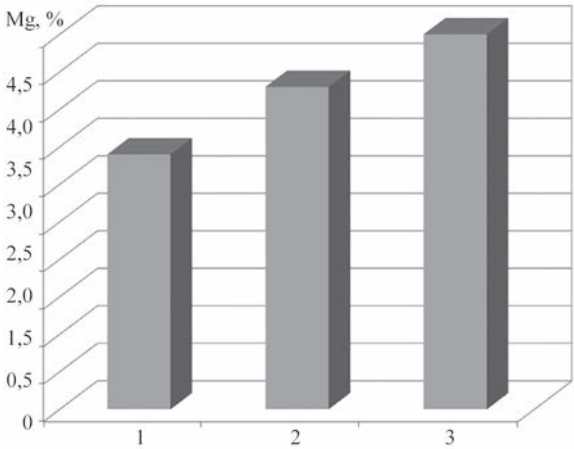


Рис. 9. Усереднений вміст магнію (мас. %) в металі: 1 – краплі, що утворилися при MIG процесі; 2 – краплі, що утворилися при Plasma-MIG процесі; 3 – електродний метал (ER5356)

Таблиця 3. Результати розрахункового визначення висоти швів H і постійної часу τ , які отримують при Plasma-MIG зварюванні алюмінієвих сплавів типу 5083 та 1561

Параметри режиму	Результати			
	Швидкість зварювання 10,0 мм/с		Швидкість зварювання 16,7 мм/с	
	Залежність $H = f(T)$	H , мм/ τ , с	Залежність $H = f(T)$	H , мм/ τ , с
$P_{MIG} \approx 4000$ Вт, $P_{PL} \approx 5000$ Вт, $d_{MIG} = 10,0$ мм, $d_{PL} = 11,5$ мм		$H = 9,0$ мм $\tau = 1,18$ с		$H = 5,2$ мм/ $\tau = 0,694$ с
$P_{MIG} \approx 4000$ Вт, $P_{PL} \approx 4000$ Вт, $d_{MIG} = 10,0$ мм, $d_{PL} = 11,5$ мм		$H = 8,2$ мм $\tau = 1,18$ с		$H = 4,7$ мм/ $\tau = 0,694$ с
$P_{MIG} \approx 5000$ Вт, $P_{PL} \approx 5000$ Вт, $d_{MIG} = 10,0$ мм, $d_{PL} = 11,5$ мм		$H = 9,9$ мм $\tau = 1,18$ с		$H = 5,8$ мм/ $\tau = 0,694$ с
$P_{MIG} \approx 5000$ Вт, $P_{PL} \approx 4000$ Вт, $d_{MIG} = 10,0$ мм, $d_{PL} = 11,5$ мм		$H = 9,3$ мм $\tau = 1,18$ с		$H = 5,4$ мм/ $\tau = 0,694$ с

Таблиця 4. Показники міцності σ_B при статичному розтягуванні з'єднань сплавів 1561 та 5083 ($\delta = 5,0$ мм), зварених зі швидкістю 10 мм/с

Зварювальний процес/сплав	σ_B , МПа			
	зразки зі знятим кореневим валиком		зразки зі знятими кореневим і верхнім валиками	
	По окремим зразкам	Усереднене значення	По окремим зразкам	Усереднене значення
Імпульсне MIG зварювання/1561	330	335	290	286
	334		283	
	340		284	
Plasma-MIG зварювання/1561	348	345	308	306
	345		307	
	342		302	
Основний метал/1561	–	–	380	377
			374	
Імпульсне MIG зварювання/5083	282	287	257	254
	292		252	
	287		254	
Plasma-MIG зварювання/5083	305	302	280	286
	303		285	
	299		292	
Основний метал/5083	–	–	315	320
			325	

залишкового напружено-деформованого стану (НДС) зварних зразків [17].

Показники міцності зразків зварних з'єднань при статичних випробуваннях на поперечне розтягування визначалися шляхом усереднення даних, отриманих на трьох зразках зі знятим кореневим валиком і на трьох зразках зі знятим кореневим валиком і верхнім підсиленням шва для випадків імпульсного MIG зварювання та Plasma-MIG зварювання. Для основного металу дані усереднювалися по двом зразкам кожного із сплавів. Як видно з табл. 4, міцність з'єднань, отриманих Plasma-MIG зварюванням, становить 80...90 % від міцності основного металу, тоді як міцність з'єднань, отриманих імпульсним MIG зварюванням, становить 75...80 % від міцності основного металу.

НДС зразків розмірами 320×205×5 мм зі сплаву 1561 з поздовжнім стиковим зварним швом, отриманим імпульсним MIG та Plasma-MIG зварюванням, вимірювали за методом, описаним в роботі [17]. Величини поздовжніх $f_1...f_3$ та поперечних $\Delta_1... \Delta_2$ прогинів (відповідно, на початку і в кінці з'єднання) вимірювали по осям зразків. Для порівнянності результатів були обрані режими з близькими значеннями погонної енергії ($E \approx 630$ Дж/мм). Режими зварювання і геометричні характеристики досліджених зразків представлені в табл. 5, а їх поперечні перерізи аналогічні показаним на рис. 7, а, б.

Вимірювання компоненти σ_x плоского напруженого стану виконували в трьох поперечних шву

перетинах $S_1...S_3$ на лицьовій стороні пластини (від лівого краю $S_1 = 166$, $S_2 = 148$, $S_3 = 156$ мм), і в одному поперечному шву перетині (від того ж краю $S_5 = 168$ мм) – на зворотній. Вимірювання поздовжньої компоненти σ_x плоского напруженого стану виконували по осі уздовж швів: з лицьової сторони у перетині S_4 , зі зворотної – у перетині S_6 шва. Дублювання вимірювань σ_x на лицьовій та зворотній стороні пластини здійснювали з метою забезпечення достовірності результатів. Значення поперечної компоненти σ_y реєстрували тільки на лицьовій стороні в перерізі S_3 .

Аналіз виконаного імпульсним MIG зварюванням зразка (табл. 5, рис. 7, а) показав наявність поздовжніх прогинів $f_1...f_3$ в діапазоні значень 1,0...1,5 мм, спрямованих в бік від лицьової поверхні. Значення поперечних прогинів $\Delta_1... \Delta_2$ стабільні по довжині зварного з'єднання і складають 1,5 мм. Особливості даних змін форми зразка визначаються формою проплавлення шва (рис. 7, а), що характеризується розбіжністю лінії прикладення усадочного укорочення і нейтральної осі перерізу. Результатом цієї невідповідності є поява згинального моменту, що викликає деформацію пластини в поздовжньому напрямку. Стабільність значень Δ по довжині пластини пов'язана з її геометричними характеристиками, що забезпечують рівномірний тепловідвід з поверхні протягом зварювального термомодеформаційного циклу.

У разі імпульсного MIG зварювання в центрі шва на лицьовій і зворотній поверхнях пластини

Таблиця 5. Режими імпульсного MIG і Plasma-MIG зварювання зі швидкістю 10 мм/с і величини прогинів зварних пластин зі сплаву 1561 ($\delta = 5,0$ мм) (електродний дріт ER5356 діаметром 1,6 мм)

Вид зварювання											
MIG					Plasma-MIG						
I_{MIG} , А	U_{MIG} , В	E_{MIG} , Дж/мм	$f_1/f_2/f_3$, мм	Δ_1/Δ_2	I_{MIG} , А	U_{MIG} , В	I_{PL} , А	U_{PL} , В	E_{Σ} , Дж/мм	$f_1/f_2/f_3$, мм	Δ_1/Δ_2
240	26,5	636	1,0/1,5/1,2	1,5/1,5	150	25,5	100	24,6	629	-0,3/-0,5/-0,4	-0,5/-0,5

має місце локальне зниження розтягувальних напружень σ_x до величин $+45...+50$ та 100 МПа, відповідно (табл. 6, MIG). Пікові значення σ_x на лицьовій і зворотній поверхнях пластини мають місце в зоні сплавлення і доходять до 100 та 140 МПа, відповідно. Реактивні стискаючі напруження σ_x на лицьовій і зворотній поверхнях досягають максимальних значень на поздовжніх краяхках пластини $-50...-80$ та $-25...-60$ МПа, відповідно. Така форма епюри стискаючих напружень σ_x пов'язана з малою шириною пластини, при якій напруження в поперечному перерізі не досягають нульових значень. При зіставленні епюр σ_x на обох сторонах пластини можна бачити, що має місце значна згинаюча складова напружень, що підтверджує отриману форму деформації зразка.

Оцінка поперечної складової розтягувальних напружень σ_y показала, що її рівень значно нижче, ніж рівень напружень σ_x і не перевищує $40...50$ МПа, а знак напружень не змінюється уздовж вимірюваного перетину (табл. 6, MIG). При цьому має місце локальне зниження σ_y на лінії сплавлення, а пікові значення напружень відповідають зонам перетину на відстані $30...40$ мм від центру шва.

Розподіл залишкових поздовжніх напружень σ_x в зварній пластині уздовж лінії шва підтверджує результати, отримані для поперечного перерізу S_1 (табл. 6, MIG). Епюри σ_x на обох сторонах пластини характеризуються різницею пікових значень, що визначає значну згинаючу складову напружено-деформованого стану пластини і підтверджує характер її формозміни.

Аналіз виконаного Plasma-MIG зварюванням зразка (табл. 5, рис. 7, б) показав наявність поздовжніх прогинів $f_1...f_3$ зі значеннями $-0,3...-0,5$ мм, спрямованих в бік до лицьової поверхні. Значення поперечних прогинів $\Delta_1... \Delta_2$ стабільні по довжині зварного з'єднання і також знаходяться на рівні $0,5$ мм. Особливості даної формозміни визначаються формою шва (рис. 7, б), яка характеризується практичним збігом лінії прикладання усадочного вкорочення і нейтральної осі перерізу зварного шва. Порівняння форм швів на рис. 7, а та рис. 7, б показує, що площа перетину зварного шва при Plasma-MIG зварюванні на $\sim 30\%$ менше, ніж при імпульсному MIG зварюванні. Виконана Plasma-MIG зварюванням пластини характеризується меншими поздовжніми усадкови-

Таблиця 6. Розподіл залишкових зварювальних напружень на лицьовій і зворотній сторонах пластин 1561 ($\delta = 5,0$ мм), зварених імпульсним MIG та Plasma-MIG способами

Вид напружень та місце реєстрації	Вид зварювання	
	MIG	Plasma-MIG
Напруження σ_x (МПа) на лицьовій стороні зразка в поперечних перетинах S_1 (◆), S_2 (●), S_3 (□) і на зворотній стороні в перетині S_5 (◇)		
Напруження σ_y (МПа) на лицьовій стороні зразка в поперечному перетині S_3		
Напруження σ_x (МПа) на лицьовій стороні зразка в поздовжньому перетині уздовж лінії шва S_4 (◆) і на зворотній стороні в перетині S_6 (◇)		

ми укороченнями металу шва і, відповідно, меншим значенням згинального моменту, ніж зразок після імпульсного MIG зварювання. Даний факт пояснює зменшення (до трьох разів) величини деформації в поздовжньому напрямку пластини, отриманої Plasma-MIG зварюванням. При цьому стабільність і мала величина пов'язаних з формою шва значень Δ характеризується більш рівномірним (в порівнянні з імпульсним MIG зварюванням) проплавленням по товщині пластини, а також з геометричними характеристиками зразка, які забезпечують стабільний тепловідвід з поверхні протягом зварювального термомодеформаційного циклу.

Розподіл залишкових поздовжніх напружень σ_x в поперечних перетинах зварної пластини після Plasma-MIG зварювання представлені в табл. 6 (Plasma-MIG). В центрі шва на лицевій і зворотній поверхнях пластини має місце локальне зниження розтягувальних σ_x до 45...50 та 100 МПа, відповідно. Пікові значення σ_x на лицевій та зворотній поверхнях мають місце в зоні сплавлення і досягають 140 та 150 МПа, відповідно. Реактивні стискаючі напруження σ_x на лицевій і зворотній поверхнях досягають максимальних значень на поздовжніх краяхках пластини –20...–40 МПа. Дана форма епюри σ_x , як і в разі імпульсного MIG зварювання, пов'язана з малою шириною пластини, при якій стискаючі напруження в поперечному перерізі не сягають нульових значень. При зіставленні епюр σ_x на обох сторонах пластини можна бачити, що, на відміну від імпульсного MIG зварювання, згинаюча складова напружень в реактивній зоні епюри незначна, що визначає меншу величину деформації зразка.

Розподіл залишкових поздовжніх напружень σ_x в зварній пластині уздовж лінії шва підтверджує результати, отримані для поперечного перерізу S_1 (табл. 6, Plasma-MIG). Епюри σ_x на обох сторонах пластини, отриманої Plasma-MIG зварюванням, характеризуються меншою різницею пікових значень ніж при імпульсному MIG зварюванні, що визначає згинаючу складову напружено-деформованого стану пластини і підтверджує характеристики її формозміни (табл. 5).

В ході проведеної роботи було виконано ряд технологічних експериментів з Plasma-MIG зварювання, які показали, що зі збільшенням товщини зварюваних встик пластин ефективність використання цього способу підвищується. Це пов'язано з відсутністю необхідності виконання розробки кромки, що з'єднуються, при зварюванні пластин товщиною $\delta \leq 8$ мм і малим кутом (15°) розробки для $\delta = 10$ мм, а також з меншими в порівнянні з MIG зварюванням витратами електродного дроту. Якщо при зварюванні пластин товщиною $\delta = 5$ мм таке зниження витрат дроту становить 10...15 %, то при

$\delta = 8$ мм – 20...25 %, а при $\delta = 10$ мм – до 30 %, в першу чергу за рахунок усунення або мінімізації розробки кромки.

Аналіз параметрів режимів імпульсного MIG зварювання і гібридного Plasma-MIG зварювання пластин з розглянутих алюмінієвих сплавів, а також розмірів отриманих зварних швів, показав, що використання Plasma-MIG зварювання дозволяє зменшити ширину шва на 20...25 %. При цьому величина погонної енергії знижується до 25 %, що позитивно впливає на показники міцності зварного з'єднання.

Взаємний вплив плазмової дуги та дуги плавкого електрода при Plasma-MIG зварюванні в основному виражається в тому, що перша стискає другу, перешкоджаючи розбризкуванню електродного металу і здійснюючи супутній підігрів кромки, що зварюються. Це дозволяє стисненій дузі плавкого електрода проварювати значно більшу товщину металу, ніж традиційній відкритій дузі. Крім того, плазмова дуга сприяє усуненню підрізів й створенню більш плавного переходу від верхнього валика до основного металу. Передбачене в роботі [12] збільшення напруги на дузі неплавкого електрода зі збільшенням витрат плазмотворюючого газу (від 5 до 25 л/хв.) на практиці підтвердилося і склало близько 1...2 В, що не є досить суттєвим показником, але в цілому позитивно впливає на формування шва.

Дослідження крапель електродного металу, що формуються при Plasma-MIG зварюванні, показало поліпшення результатів, в порівнянні з традиційним MIG зварюванням. Можна припустити, що зниження сумарного обсягу порожнеч (пористості) в краплях, отриманих при Plasma-MIG зварюванні, викликане за рахунок зменшення діаметра стовпа дуги плавкого електрода, яке відбувається під впливом плазмової дуги, а також поліпшення умов дугового пробою в зоні переносу крапель. Останнє, на відміну від процесу імпульсного MIG зварювання, дозволяє активній плямі дуги більш рівномірно розподілятися по периметру краплі в умовах меншого тепловкладення. Всі ці фактори сприяють зменшенню кипіння рідкої краплі, виділенню водню і зменшенню випаровуванню легкозакипаючого магнію. В результаті вміст магнію збільшується на 15...25 %, зростаючи від 60...70 % при MIG процесі до 80...85 % при Plasma-MIG процесі.

При аналізі залишкового напруженого стану пластин, зварених імпульсним MIG та Plasma-MIG способами, можна помітити деяку невідповідність між рівнем розтягувальних напружень і значеннями прогинів. Так, пікові значення розтягувальних напружень σ_x для даних способів зварювання, на відміну від значень прогинів, є досить близькими, як і величини згинаючої складової напружень

в активній зоні (в центрі шва). Даний факт можна пояснити малою поздовжньою жорсткістю досліджуваних зварних пластин, а також особливостями напружено-деформованих станів, які задаються імпульсним MIG та Plasma-MIG зварюванням. Епюри σ_x в реактивній зоні напружень виходять на вільні поздовжні кромки. При цьому значення напружень на кромках пластини при Plasma-MIG зварюванні істотно нижчі, ніж при імпульсному MIG, що зменшує поздовжні прогини і, відповідно, підвищує рівень розтягувальних напружень σ_x . Таким чином, рівень напружень σ_x в зігнутій пластині після імпульсного MIG зварювання можна порівняти з рівнем σ_x в плоскій пластині після Plasma-MIG зварювання. Ці спостереження певною мірою збігаються з висновками, наведеними в роботах [18, 19]. Можна зробити висновок, що при зіставленні напружених станів пластин з рівними величинами прогинів, виконаних Plasma-MIG та імпульсним MIG зварюванням, значення σ_x в останній будуть вищими.

Висновки

1. Для поліпшення механічних властивостей і зниження показників напружено-деформованого стану зварних з'єднань легованих алюмінієвих сплавів запропоновані технологічні прийоми гібридного Plasma-MIG зварювання, які дозволяють в порівнянні з традиційним MIG процесом знизити витрати електродного дроту на 10...30 %, погонну енергію – до 25 %, залишкові деформації – в 2...3 рази, залишкові напруження на ~20 % за абсолютним значенням і зменшити на 15...20 % вигорання такого легуючого елемента, як Mg.

2. Встановлено, що стисла плазмова дуга зворотної полярності, яка має переважаючу на 20...30 % потужність, зменшує в розмірі дугу плавкого електрода, заглиблює її в зварюваний метал, дозволяє отримувати кінджалне проплавлення зразка без утворення кейхола, покращує формування швів і знижує схильність до утворення внутрішніх пор і несплавлень.

3. Встановлено, що при гібридному Plasma-MIG зварюванні алюмінієвих сплавів 1561 та 5083 товщиною до 10 мм зі швидкостями 30...60 м/год. інтегральна погонна енергія становить $E_\Sigma = 500...1000$ Дж/мм, що позитивно впливає на склад і структуру шва, забезпечуючи міцність з'єднань на рівні 80...90 % від показників основного металу, на відміну від міцності 75...80 % при імпульсному MIG зварюванні.

Робота виконувалася в рамках проєктів:

– № 2019A050508006 «Investigation of the stress-strain state of symmetric butt welds in automatic hybrid welding «Plasma-MIG» (Дослідження напружено-деформованого стану симетричних стикових зварних з'єднань при автоматичному гібридному зварюванні «Плазма-MIG»);

– № 2018GDASCX-0803 «Research and development of laser and plasma technologies for hybrid welding and cutting (Науково-дослідні розробки лазерних і плазмових технологій гібридного зварювання і різання)», Guangzhou, China;

– № 2017GDASCX-0411 «Capacity-Building of Innovation-Driven Development for Special Fund Projects (Дослідження фізико-хімічних процесів при взаємодії парової плазми з поверхнею металів і розробка наукових основ технології водно-повітряного плазмового різання листових сталей для отримання зварних з'єднань)», Академія наук провінції Гуандун (КНР);

– № 2018A050506058 Research and application of hybrid laser and arc welding technology with high power on highstrength steel for shipbuilding (Дослідження і застосування гібридного лазерного і дугового зварювання з високою потужністю на високоміцній сталі для суднобудування)», Guangzhou, China.

Список літератури/References

1. Korzhyk, V., Khaskin, V., Perepychay, A. et al. (2020) Forecasting the results of hybrid laser-plasma cutting of carbon steel. *Eastern-European J. of Enterprise Technologies*, 1/2, 104, 6–15.
2. Adrianus Christinus Henricus Jozef Lie'kens, Wilhelmus Gerardus Essers (1971) *Method of and device for plasma arc welding*. U.S. Philips Corporation. Pat. 3,612,807 US, B23k9/00.
3. Ton, H. (1975) Physical properties of the plasma-MIG welding arc. *J. of Physics D: Applied Physics*, 8, 922–933.
4. Matthes, K.-J., Kusch, M. (2000) Plasma-MIG-Scheißen. *Praktiker*, 5, 182–188.
5. (2007) Hybrid Welding: An alternative to SAW. *Welding J.*, 10, 42–45.
6. Щицын Ю.Д., Тюткин Ю.М. (1986) Плазменная сварка плавящимся электродом алюминиевых сплавов. *Сварочное производство*, 5, 1–2.
Shchitsyn, Yu.D., Tytkin, Yu.M. (1986) Consumable electrode plasma welding of aluminium alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, 5, 1–2 [in Russian].
7. Щицын Ю.Д., Щицын В.Ю., Херольд Х. и др. (2003) Плазменная сварка алюминиевых сплавов. *там же*, 5, 36–42.
Shchitsyn, Yu.D., Shchitsyn, V.Yu., Herold, H. et al. (2003) Plasma welding of aluminium alloys. *Ibid.*, 5, 36–42 [in Russian].
8. Bai, Yan, Gao, Hong-Ming, Qiu, Ling (2010) Droplet transition for plasma-MIG welding on aluminium alloys. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 20, 2234–2239.
9. Tiago Vieira da Cunha, Jair Carlos Dutra (2007) Processo Plasma-MIG – Contribuição do Arco Plasma na Capacidade de Fusão do Arame. *Soldagem Insp. São Paulo*, 12, 2, 89–96.
10. Grinyuk, A.A., Korzhik, V.N., Shevchenko, V.E. et al. (2016) Hybrid technologies of welding aluminium alloys based on consumable electrode arc and constricted arc. *The Paton Welding J.*, 5-6, 98–103.
11. Hee-Keun, Lee, Kwang-San, Chun, Sang-Hyeon, Park, Chung-Yun, Kang (2015) Control of surface defects on plasma-MIG hybrid welds in cryogenic aluminum alloys. *Int. J. Nav. Archit. Ocean Eng*, 7, 770–783.
12. Sydorets, V., Korzhyk, V., Khaskin, V. et al. (2017) On the Thermal and Electrical Characteristics of the Hybrid Plas-

- ma-MIG Welding Process. *Materials Science Forum*, ISSN: 1662-9752, 906, 63–71.
13. Goldak, J.A., Akhlaghi, M. (2005) *Computational welding mechanics*. O., USA.
 14. Bofang, Zhu. (2018) *The Finite Element Method: Fundamentals and Applications in Civil, Hydraulic, Mechanical and Aeronautical Engineering* – John Wiley & Sons Singapore Pte. Ltd.
 15. Khaskin, V.Yu., Korzhyk, V.M., Peleshenko, S.Y., Wu, Boyi (2015) Evaporation of alloying elements in the material to be welded using laser radiation. *First Independent Scientific J.*, 3, 108–114.
 16. Wang, J., Nishimura, H., Katayama, S., Mizutani, M. (2011) Evaporation phenomena of magnesium from droplet at welding wire tip in pulsed MIG arc welding of aluminium alloys. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 16, 418–425.
 17. Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A., Savitsky, V.V., Tkachuk, G.I. (2006) Procedure for determination of residual stresses in welded joints and structural elements using electron speckle-interferometry. *The Paton Welding J.*, 1, 24–29.
 18. Korzhik, V.N., Pashchin, N.A., Mikhoduj, O.L. et al. (2017) Comparative evaluation of methods of arc and hybrid plasma-arc welding of aluminum alloy 1561 using consumable electrode. *Ibid*, 4, 32–37.
 19. Korzhyk, V.N., Kvasnytskyi, V.V., Khaskin, V.Yu. (2017) Influence of rigid restraint on formation of residual stress-strain state of plate butt joints from 1561 alloy in MIG, PAW and hybrid PAW-MIG welding. *American Scientific J.*, 17, 1, 14–29.

HYBRID WELDING OF ALUMINUM 1561 AND 5083 ALLOYS USING PLASMA ARC AND CONSUMABLE ELECTRODE ARC (PLASMA-MIG)

O.A. Babych¹, V.M. Korzhyk^{1,2}, A.A. Grynyuk², V.Yu. Khaskin^{1,2}, Chunlin Dong¹, Shanguo Han¹

¹Guangdong Welding Institute (China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding) Guangzhou, China.

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11, Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

In the article it is shown that to improve mechanical properties and decrease indices of stress-strain state of welded joints of alloyed aluminum 1561 and 5083 alloys it is rational to apply hybrid plasma arc welding using arc of a consumable electrode, which as compared to traditional welding using arc of a consumable electrode allows reducing the electrode wire consumption by 10...30 %, input energy – up to 25 %, residual deformations – by 2...3 times, residual stresses – by about 20 % according to absolute value, as well as reducing burnout of such alloying element as Mg by 15...20%. 19 Ref., 6 Tabl., 9 Fig.

Keywords: hybrid plasma arc welding using consumable electrode (Plasma-MIG), pulsed arc welding using consumable electrode (MIG), surfacing welds, butt welds, strength, burnout of alloying elements, stress-strain state

Надійшла до редакції 11.06.2020

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

SCHWEISSEN
& SCHNEIDEN
No. 1
IN THE WORLD

LET'S JOIN
THE WORLD!

13.-17. сентября 2021

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ
СЕЙЧАС!

www.schweissen-schneiden.com

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

MESSE
ESSEN

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТОНКОЛИСТОВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ В1341 ТА ЙОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ, ВИКОНАНИХ TIG ЗВАРЮВАННЯМ

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

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

Наведено результати дослідження впливу різних операцій термічної обробки на структуру та механічні властивості основного металу і зварних з'єднань тонколистового алюмінієвого сплаву марки В1341 товщиною 1,2 мм, отриманих при ручному аргондуговому зварюванні неплавким електродом. Встановлена залежність структурного стану металу зварних з'єднань даного сплаву від виду термічної обробки, що впливає на рівень міцності та пластичності. Значний ефект покращення структури та механічних властивостей досягається при проведенні повної термічної обробки, яка включає гартування та штучне старіння сплаву та його з'єднань. Порівняно з режимами штучного старіння такий вид термічної обробки дозволяє отримати стабільну структуру металу, яка характеризується меншими розмірами фазових виділень і включень, що сприяє зростанню рівня міцності за умови збереження показників пластичності. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, ручне аргондугове зварювання неплавким електродом, присадний дріт, зварні з'єднання, термічна обробка, структура, механічні властивості, дослідження

Сплав В1341 системи легування Al–Mg–Si–Cu–Fe відноситься до класу алюмінієвих сплавів, які чутливі до технологічних нагрівань. Високотемпературне нагрівання цього сплаву при зварюванні змінює структуру основного металу, порушуючи його однорідність, та знижує міцність. Утворюються характерні структурні зони – шов, зона сплавлення та зона термічного впливу. На це впливають температурні умови нагрівання на окремих ділянках, а особливості локальних структурних перетворень залежать від процесів дифузії легуючих елементів і домішок, що входять до складу даного сплаву. Об'єми виділення або розчинення фаз, які при цьому утворюються, зумовлені з терміном перебування температурного градієнту на ділянках основного металу відносно вісі шва, тобто швидкістю зварювання. Для їх покращення структури та властивостей проводять операцію термообробки з'єднань [1–3]. Це зумовлено потребою забезпечити при виготовленні складних за конфігурацією штампованих елементів відповідний рівень механічних властивостей деталей та вузлів авіаційної техніки – підвісних баків, бачків інших виробів. Такі заготовки з'єднуються переважно ручним аргондуговим способом зварювання. Слід зазначити, що вид термічної обробки обирають в залежності від призначення зварних конструкцій, а також експлуатаційних вимог до виробів, які працюють в складних умовах знакоперемінних навантажень [4].

До видів термообробки відносяться наступні операції: гартування, природне або штучне старін-

ня. Їх температурно-часові режими дозволяють регулювати стан структури шляхом відтворення відповідних фазових перетворень та отримання певної морфології структурних складових, розміри і щільність яких сприяють зростанню рівня міцності.

Процес гартування металу (обробка на твердий розчин) передбачає появу в структурі рівноважного стану при високій температурі нагрівання ($0,85...0,90 T_{пл}$). Легуючі елементи та надмірні фази, які входять до складу сплавів, при цьому повністю або частково розчиняються. Термін витримки металу при відповідній температурі разом з охолодженням до кімнатної температури забезпечують умови пересичення твердого розчину легуючими елементами та точковими дефектами до відповідних концентрацій, характерних для обраної температури гартування [3]. При різкому охолодженні сплаву з температури гартування можна зафіксувати дисперсні розміри структурних складових. Першими утворюються виділення зон Гінье–Пресстона (ГП), які знаходяться в метастабільній рівновазі з твердим розчином, що сприяє покращенню механічних властивостей сплаву. Відомо [2], що ступінь зміцнення сплаву В1341 в процесі старіння знаходиться в прямій залежності від об'ємної долі фази Mg_2Si , яка переходить при нагріванні в твердий розчин.

Перебування металу після гартування в атмосферних умовах («природне старіння») сприяє повільному розвитку фазових перетворень, реалізація яких в подальшому стабілізує стан структури

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

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

© Т.М. Лабур, М.Р. Яворська, В.А. Коваль, 2020

та забезпечує певний рівень механічних властивостей. Повністю структура стає стабільною тільки через 10...15 діб.

Максимальні значення характеристик міцності та межі плинності алюмінієвих сплавів, зазвичай, досягаються, коли застосовують операцію штучного старіння [1]. Якщо таку операцію виконують через годину після гартування, то в металі спостерігається незначне зниження рівня зазначених характеристик міцності та зростання показника пластичності. Збільшення часового інтервалу між проведенням операції гартування та штучного старіння не дозволяє отримати необхідний рівень концентрації легуючих елементів, а значить, й відповідних механічних властивостей. Тому метою даної роботи є визначення ефективності зазначених операцій термообробки на основі вивчення структури та механічних властивостей сплаву В1341 в стані природного старіння (Т) та його зварних з'єднань, отриманих ручним зварюванням неплавким електродом.

Методика дослідження. Листові заготовки сплаву В1341Т товщиною 1,2 мм перед зварюванням хімічно оброблялися за традиційною методикою підготовки [5]. Торець заготовок механічно зачищали шабером на глибину не менше 0,1 мм. Ручне зварювання дугою стикових швів виконували вздовж прокату листового напівфабрикату різнополярним струмом синусоїдальної форми з використанням обладнання фірми «Fronius». Для формування з'єднання використовували присадний дріт марки Зв1217 діаметром 1,2 мм, який забезпечує високий коефіцієнт конструкційної міцності з'єднань [6].

Якість швів контролювали [7] за зовнішнім виглядом технологічного посилення та результатами рентгенографії (ГОСТ 7512-89), отриманими на установці РАП-150/300. Щільність металу шва визначали на приладі «Денситометр». Результати контролю дозволили вибрати оптимальні режими зварювання, за яких не утворюються грубих дефектів типу тріщин, непроварів, пор тощо. Як показав аналіз зварних стиків, найбільш якісні шви отримували за режимом: $I_{\text{св}} = 54...56 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 11,0...12,4 \text{ В}$.

Термічну обробку дослідних зразків основного металу сплаву В1341 та його зварних з'єднань проводили за найбільш поширеними у виробництві технологічними варіантами, а саме, шляхом виконання штучного старіння за режимом $T = 190 \pm 5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 12 год., а також при проведенні повної термообробки, яка включала операцію гартування ($T = 525 \pm 5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 30 хв.) з охолодженням у воді кімнатної температури для фіксації дисперсних розмірів твердого розчину. Виконання подальшого штучного старіння відбувалося за зазначеним вище режимом. Частину зразків з'єднань вивчали у стані після зварювання.

Кількісну оцінку характеру зміни показників міцності та пластичності основного металу та зварних з'єднань сплаву В1341 в залежності від досліджуваних режимів термічної обробки визначали на універсальній машині ЦД-4 зі шкалою 2т за результатами механічних стандартних випробувань в умовах розтягу. Для встановлення значень міцності основного металу та з'єднань були задіяні плоскі зразки типу XIII (ГОСТ 6996-66). Зразки зварних з'єднань мали технологічне посилення на лицевій поверхні стику та корінь шва. Навантаження зразка при випробуванні було рівномірним по всій його робочій частині у відповідності до вимог ГОСТ 1497-84. Деформаційну здатність основного металу та його зварних з'єднань аналізували, використовуючи технологічний показник – кут згину (α), який отримували в умовах триточкового згину з прикладанням навантаження зі сторони кореня шва після його зачищення.

З метою оптимізації режимів зварювання сплаву В1341Т та оцінки впливу термічної обробки його з'єднань вивчали особливості їх макроструктури на шліфах, вирізаних поперечно відносно осі швів, після хімічного травлення зразків у відповідному розчині. Особливості мікроструктури основного металу та різних ділянок швів та зони термічного впливу виявляли за допомогою електролітичного полірування шліфів у розчині: 930 мл $\text{CH}_3\text{COOH} + 70 \text{ мл HClO}_4$.



Рис. 1. Мікроструктура ($\times 320$) основного металу сплаву В1341 у стані гартування та природного старіння (а), після штучного старіння (б) та після повної термічної обробки (гартування та штучного старіння) (в)

Результати дослідження. Результати дослідження особливостей мікроструктури основного металу сплаву В1341 при різних операціях термообробки надано на рис. 1. Згідно даних металографічного аналізу встановлено, що мікроструктура сплаву в стані «гартування + природне старіння» складається з насиченого твердого розчину, виділень фази та грубих включень нерозчинних інтерметалідів (рис. 1, а). Згідно з діаграмою стану системи Al–Mg–Si–Cu–Fe в рівновазі з твердим розчином також можуть знаходитися як подвійні фази (Mg_2Si , $FeAl_3$, Mg_5Al_8), так і потрійні фази – $SiCuAl_2$, $CuFeAl_5$, $CuMgAl_2$, $FeSiAl_5$, $FeMg_3Si_6$. Після штучного старіння в структурі спостерігається зростання кількості виділень фаз на границях зерен (рис. 1, б). Також збільшується протяжність нерозчинних інтерметалідних фаз внаслідок їх об'єднання, що викликає зростання рівня міцності основного металу (табл. 1). Метастабільна рівновага відносно до твердого розчину викликає в процесі штучного старіння покращення всіх механічних властивостей сплаву В1341Т, включаючи показники пластичності. Проведення повної термічної обробки металу, яка включає «гартування + штучне старіння», викликає утворення структурних складових з меншими геометричними розмірами (рис. 1, в). Згідно даних роботи [2], наявність в сплаві незначної кількості добавок міді (0,3 %) сприяє обмеженню виділень зон Гінье–Пресстона (ГП) в структурі сплаву.

Розглянемо вплив структурного стану сплаву В1341 після різних видів термічної обробки на характер зміни механічних властивостей (табл. 1). Аналіз отриманих результатів показує, що міцність та межа плинності сплаву у стані «гартування + природне старіння» (Т) становить 250,5 та 187,6 МПа. Показник відносного подовження при цьому складає 18,9 %, кут згину – 180°.

Після виконання операції штучного старіння сплаву спостерігається зростання рівня міцності та межі плинності до значень 335,7 та 313,3 МПа, але при цьому знижується до 9,5 % значення відносного подовження. Деформаційна здатність (кут згину) металу не змінюється (180°).

В разі проведення повного циклу термічної обробки (гартування + штучне старіння) у спла-

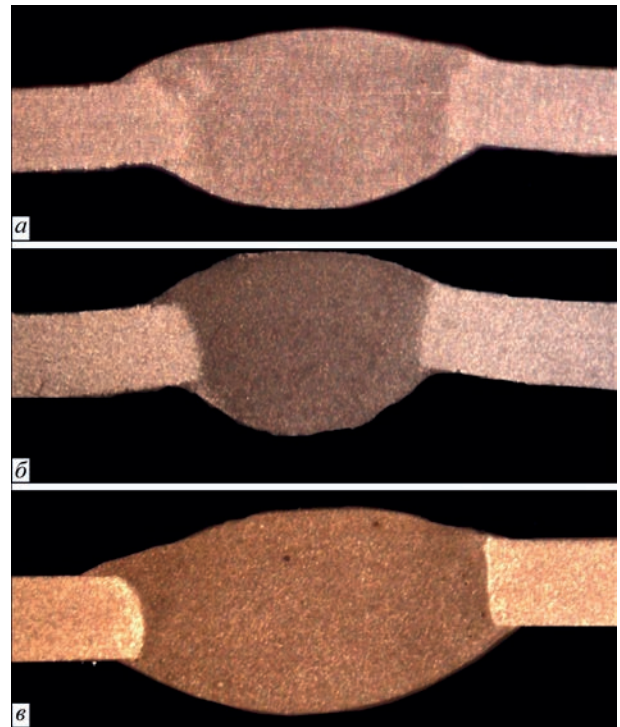


Рис. 2. Макроструктура ($\times 20$) зварних з'єднань сплаву В1341Т системи легування Al–Mg–Cu–Si після зварювання (а), штучного старіння (б) та повного циклу термообробки (в)

ві фіксується незначне (до 321,1 та 282,0 МПа) зниження рівня міцності та плинності. Показник відносного подовження становить 10,7 %, а кут згину зменшується до 158°. Характер зміни механічних властивостей основного металу може бути пов'язаний з особливостями розпаду пересиченого твердого розчину у відповідних умовах виділення включень вздовж границь зерен, а також високодисперсного твердіння металу, які забезпечують необхідний комплекс механічних показників даного сплаву [8].

Металографічний аналіз макроструктури з'єднань сплаву В1341Т у різних зонах: шві, зоні його сплавлення з основним металом та в зоні термічного впливу (рис. 2) показав, що шви характеризуються високою якістю, оскільки структура в об'ємі швів однорідна та має дрібну дендритну будову, а грубі дефекти відсутні. В зоні біля шва у з'єднань в стані після зварювання можна спостерігати три ділянки різного ступеня травлення, що відображає вплив термічного циклу зварювання на структуру металу. Після штучного старіння зразків зварних з'єднань ця зона вздовж всієї її довжини має більш світле забарвлення поверхні, яка контрастує з поверхнею швів. Проведення гартування та штучного старіння (повного циклу термічної обробки з'єднань) призводить до більш контрастного забарвлення металу зони термічного впливу, що свідчить про зміну параме-

Таблиця 1. Вплив видів термічної обробки на механічні властивості основного металу сплаву В1341

Стан	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	α , град.
Гартування + природне старіння	250,1...250,8	187,0...188,41	18,7...19,0	180
	250,5	187,6	18,9	
Штучне старіння	333,8...337,3	310,1...316,4	8,5...10,0	180
	335,7	313,3	9,5	
Гартування + штучне старіння	320,1...332,1	281,8...282,2	10,4...11,4	136...180
	332,1	282,0	10,7	

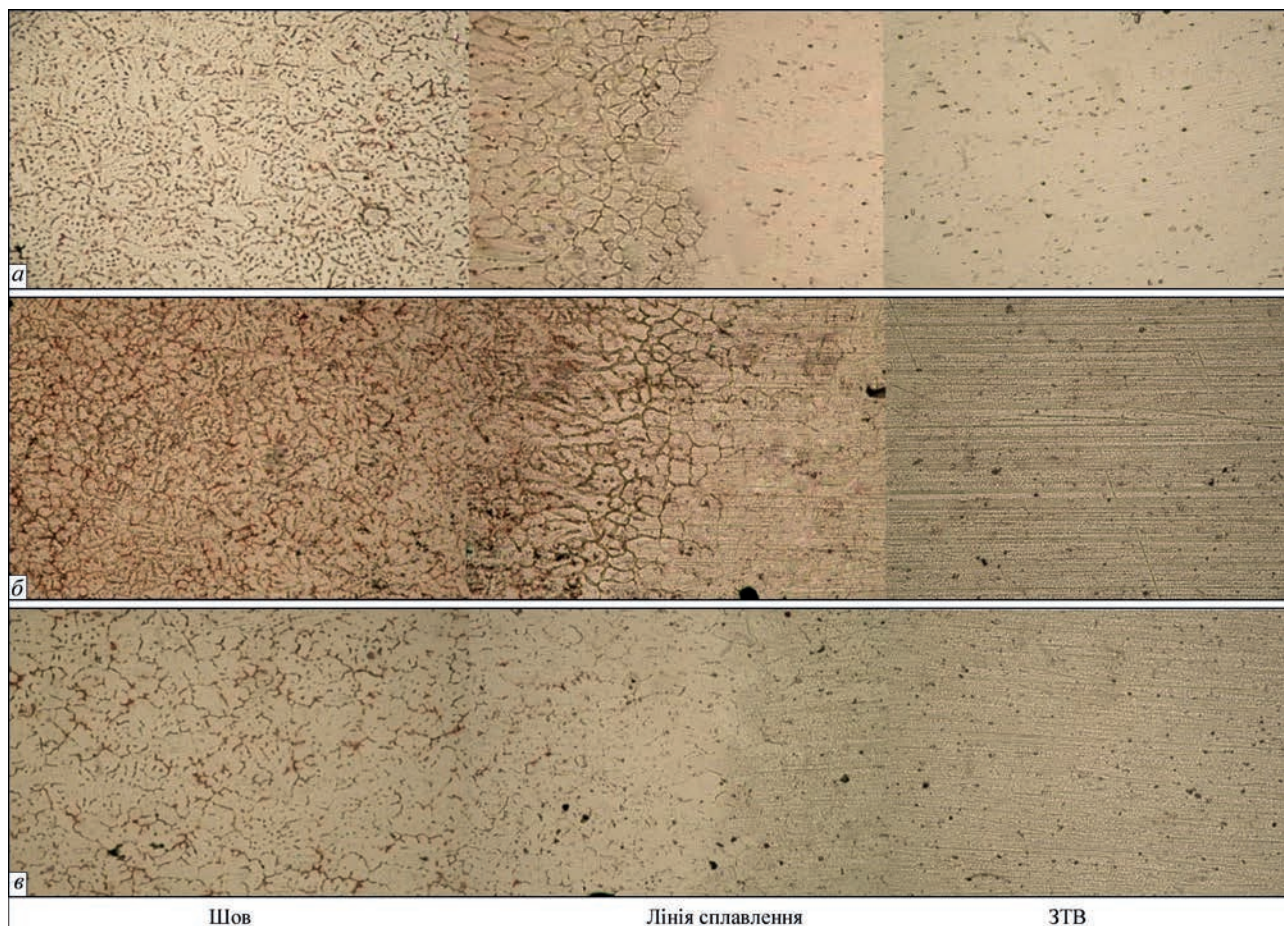


Рис. 3. Мікроструктура ($\times 320$) зварних з'єднань сплаву B1341T, отриманих ручним способом після зварювання (а), штучного старіння (б) та повної термічної обробки (в)

трів структурних складових (розмірів зерен, прошарків між ними, фазових включень тощо) в цих ділянках під дією технологічного нагрівання.

Виконання процесу зварювання сплаву B1341 дугою змінює картину мікроструктури в зоні з'єднання порівняно зі структурою основного металу (рис. 3). Характер виділення або розчинення фаз, які при цьому утворюються на різних ділянках основного металу відносно вісі шва, їх об'єми зумовлені градієнтом температури в шві, зоні сплавлення та зоні термічного впливу. Їх аналіз свідчить, що внаслідок дії термічного циклу зварювання відбувається розпад пересиченого твердого розчину. Він супроводжується розчиненням раніше утворених зміцнюючих фаз, виділенням нових фаз і коагуляцією включень нерозчинних інтерметалідних фаз. Граничні ділянки при цьому збагачуються легуючими елементами, а об'єм – збіднюється.

Структура швів має характерне розташування фаз та складається з дрібних дендритів. Грубих дефектів і несучільностей в об'ємі швів не спостерігається. Згідно даних аналізу мікроструктури швів кристаліти відрізняються поміж собою за формою та направленням. Вони мають типову чарунково-дендритну структуру, притаманну литому ста-

ну металу (рис. 3, а). Між кристалітами спостерігається значна кількість метастабільних фаз, які розташовані рівномірно по перетину. Це зумовлено складним характером легування, тобто наявністю різноманітних основних легуючих елементів і домішок. Вони відрізняються розміром і формою. Вздовж границь кристалітів утворюються тонкі евтектичні прошарки. Також спостерігається укрупнення інтерметалідних фаз шляхом їх об'єднання.

Поблизу границі сплавлення, де відбувається перший етап кристалізації, структура переважно дрібнокристалічна. Процеси тепловідводу та кристалізаційного переохолодження, які протікають у зварювальній ванні під час охолодження металу та його кристалізації, сприяють формуванню зони стовпчастих кристалітів, які переважно зорієнтовані до напрямку дії вектору ізотерм плавлення. Зі сторони основного металу спостерігається наявність оплавлених границь зерна.

Мікроструктура шва на границі його сплавлення з основним металом характеризується наявністю оплавлених границь зерен, які утворилися в умовах зварювального нагрівання. Це супроводжується потовщенням границь, як наслідок контактного плавлення зерен між собою та евтектичною фазою Mg_2Si , що розташована вздовж гра-

Таблиця 2. Механічні властивості зварних з'єднань сплаву В1341Т ($\delta = 1,2$ мм) після ручного аргондугового зварювання та різних видів термічної обробки

Стан зварного з'єднання після проведення	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	α , град.	$K = \sigma_B^{33} / \sigma_B^{OM}$
Зварювання	$\frac{208,2 \dots 208,0}{208,7}$	$\frac{131,6 \dots 147,8}{147,5}$	$\frac{4,6 \dots 5,4}{5,1}$	$\frac{45 \dots 66}{56}$	0,83
Штучного старіння	$\frac{248,4 \dots 274,0}{257,6}$	$\frac{198,3 \dots 231,7}{215,5}$	$\frac{1,4 \dots 2,8}{1,9}$	$\frac{20 \dots 46}{30}$	0,77
Гартування та штучного старіння	$\frac{297,0 \dots 301,9}{299,6}$	$\frac{213,8 \dots 265,5}{241,5}$	$\frac{6,4 \dots 7,1}{6,9}$	$\frac{20 \dots 50}{32}$	0,93

ниць зерен, в умовах зварювання. В ЗТВ у металі спостерігається огрубіння структури, яке зумовлено зростанням розмірів зерна та коагуляцією включень нерозчинних фаз.

Зі сторони основного металу в зоні сплавлення в умовах термічного циклу зварювання відбувається розпад пересиченого твердого розчину. Він супроводжується процесами одночасного виділення та розчинення раніш утворених зміцнюючих фаз, а також коагуляцією нерозчинних інтерметалідних фаз, які попадають в структуру сплаву на етапі металургійного виробництва [3]. Взаємодія приграничних включень інтерметалідів з твердим розчином викликає появу рідких прошарків легкоплавкої евтектики вздовж границь зерен. В ЗТВ під дією термічного циклу зварювання відбуваються структурні перетворення, повне або часткове зниження ефекту зміцнення після природного старіння, локальний відпал та гартування окремих ділянок даної зони з'єднань.

Після штучного старіння зразків зварних з'єднань в структурі швів спостерігається її зміна, яка відбувається в результаті розпаду твердого розчину, виділення додаткових фаз та їх дисперсного твердіння (рис. 3, б). Це призводить до зростання щільності фаз, їх об'ємної долі, що супроводжується потовщенням границь кристалітів шва та зерна в ЗТВ внаслідок можливого контактного їх плавлення між собою та евтектичною фазою Mg_2Si , оскільки вона розташована біля їх границь. В металі ЗТВ відбувається збільшення розмірів зерен і коагуляція включень нерозчинних фаз, що притаманно всім алюмінієвим сплавам після зварювання дугою [5].

Проведення повного циклу термічної обробки викликає формування більш однорідного характеру розподілу фазових виділень з матриці (рис. 3, в). При цьому і форма, і розміри фаз змінюються як біля кристалітів шва, так і зерен основного металу. Вони є більш дисперсними. Це зумовлено швидкою фіксацією структурних складових після гартування, форма та дисперсні розміри яких при подальшому штучному старінні зберігаються. Крім того, відмічається потовщення границь кристалітів та зерен, зокрема в зоні сплавлення шва з основним

металом, але розміри товщини менші, ніж в структурі після штучного старіння.

Результати випробувань зразків зварних з'єднань сплаву В1341Т в умовах одновісного розтягу та триточкового згину показують, що рівень механічних властивостей безпосередньо залежить від характеру розташування структурних складових внаслідок перетворень, які протікають в металі в процесі зварювання та термічної обробки (табл. 2).

Порівняно з показниками основного металу в аналогічному термообробленому стані рівень механічних характеристик з'єднань дещо

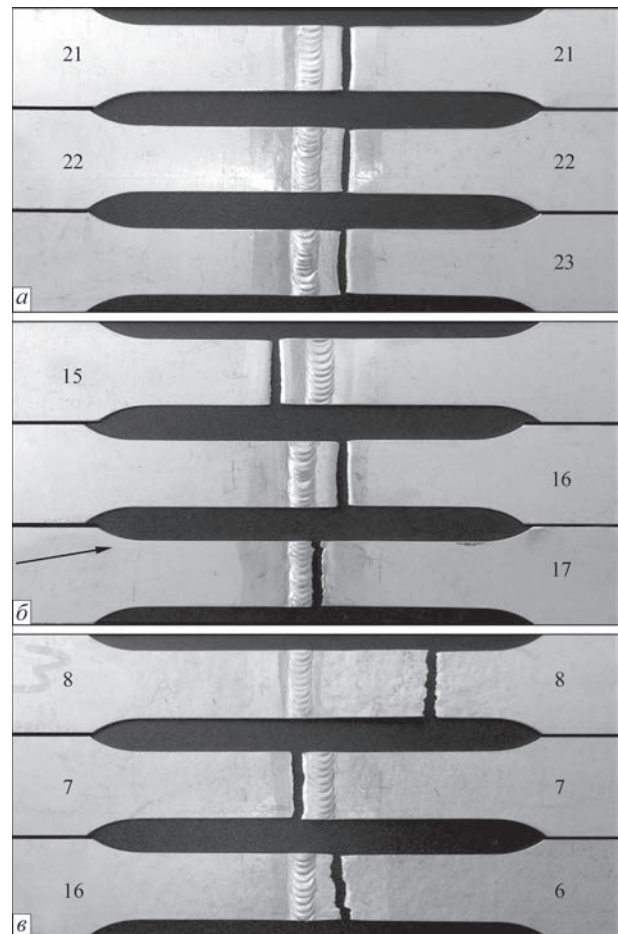


Рис. 4. Характер руйнування зварних з'єднань сплаву В1341Т, отриманих ручним аргондуговим зварюванням неплавким електродом, в залежності від виду термічної обробки: а – після зварювання; б – після штучного старіння; в – після повного циклу термічної обробки

нижчий. Коефіцієнт їх міцності у зразках у стані після зварювання, які були випробувані з проплавом і технологічним посиленням шва в середньому складають 0,83 % відносно рівня міцності основного металу та становлять в середньому 208,7 МПа. Значення межі плинності знаходиться на рівні 147,5 МПа. Показники пластичності при цьому дорівнюють: відносне подовження – 5,1 %, кут згину – 56°. Руйнування зразків таких з'єднань відбувається на ділянці ЗТВ основного металу на відстані 4...5 мм від лінії сплавлення (рис. 4, а).

Зростання значень рівня міцності та плинності до 257,6 та 215,5 МПа спостерігається у зварних з'єднаннях після штучного старіння. Коефіцієнт міцності з'єднань може досягати в середньому 0,77. Показник відносного подовження при цьому дорівнює 1,9 %, що майже в 2...3 рази менше, ніж у основного металу в аналогічному стані. Величина кута згину з'єднань в середньому становить 30°. Руйнування зразків таких зварних з'єднань відбувається як по границі сплавлення шва з основним металом, так й в ЗТВ на відстані 5 мм від границі (рис. 4, б). Перше може бути спричинено перегріванням металу при виконанні ручного зварювання. Друге – значною кількістю фаз, які виділяються з твердого розчину в умовах штучного старіння, а також коагуляцією грубих часток інтерметалевих фаз. Вони разом утворюють в зоні сплавлення шва з основним металом суцільну сітку навколо зерен (рис. 3, б). Її наявність викликає різке зниження показників пластичності (табл. 2). Відмічений факт необхідно враховувати під час вибору операцій термічної обробки зварних з'єднань сплаву В1341Т.

Після повного циклу термічної обробки (гартування + штучне старіння) міцність зварних з'єднань становить майже 300 МПа, а плинності – 265,5 МПа. Коефіцієнт міцності таких з'єднань складає 0,93 від рівня основного металу. Величина відносного подовження хоча вдвічі менша, ніж у основного металу, але залишається на рівні 6,9 %. Кут згину становить 32°. Характер руйнування зразків такий самий, як і в попередньому випадку, тобто неоднаковий (рис. 4, в). Деякі зразки руйнуються вздовж границі сплавлення, а інші – на ділянках основного металу в ЗТВ, де під час термічного циклу зварювання відбувався відпал металу зварних з'єднань. Встановлений факт також може бути пов'язаний як з якістю основного металу, так й зі стабільністю виконання ручного зварювання.

Таким чином, різні види термічної обробки не однозначно впливають на стан металу зварних з'єднань сплаву В1341Т. Найбільший ефект здійснює технологія термічної обробки, яка включає гартування та штучне старіння з'єднань сплаву. Її режим дозволяє отримати структуру металу, за

якою підвищується рівень міцності при збереженні порівняно з режимами тільки штучного старіння. Це зумовлено розмірами фазових виділень та їх щільністю в металі, що впливає на рівень напруження в структурі. Наявність більш дрібних фаз, які мають однорідний характер розташування в об'ємі біля кристалітів шва та зерен основного металу, сприяють рівномірній деформації і не викликають локалізацію напруження на їх границях. Отже, повний цикл термічної обробки являється ефективним засобом для покращення структури і механічних властивостей сплаву В1341Т та його зварних з'єднань, включаючи показники пластичності – відносне подовження та кут згину.

Висновки

1. Результати дослідження структури сплаву В1341 товщиною 1,2 мм показують, що чутливість металу до видів термічної обробки визначає рівень його механічних властивостей.

2. Встановлено, що при використанні присадного дроту марки Зв1217 в процесі ручного зварювання сплаву В1341Т неплавким електродом відбувається якісне формування швів. Рівень показників їх міцності та плинності після зварювання дорівнює 208,7 та 147,5 МПа, відповідно. Значення відносного подовження становить 5,1 %. Коефіцієнт міцності складає 0,83 відносно значень основного металу в стані гартування та природного старіння.

3. Проведення штучного старіння зразків зварних з'єднань сплаву В1341Т підвищує рівень міцності та межі плинності з'єднань в середньому на 60,0...70,0 МПа та складає 257,6 та 215,5 МПа, відповідно. Показник відносного подовження при цьому дорівнює 1,9 %, що майже в 5 раз менше, ніж у основного металу в аналогічному стані. Значення кута згину зварних з'єднань дорівнює в середньому 30°. Це пов'язано зі значною кількістю фаз, які виділяються вздовж границь зерен в умовах штучного старіння, а також укрупненням (коагуляцією) грубих часток нерозчинних інтерметалідних фаз. Разом вони утворюють суцільну сітку навколо зерен і знижують показники пластичності. Руйнування зразків зварних з'єднань відбувається як на границі сплавлення шва з основним металом, так й в ЗТВ на відстані 5 мм від неї.

4. Здійснення повного циклу термічної обробки зварних з'єднань сплаву В1341Т сприяє зростанню рівня міцності на 80...90 МПа порівняно зі станом після зварювання. В середньому це дорівнює 299,6 МПа. Показник межі плинності при цьому становить 241,5 МПа. Значення показників пластичності (відносного подовження та кута згину) з'єднань складають 6,9 % та 32°, відповідно.

5. Встановлено, що для забезпечення в промислових умовах належного рівня механічних властивостей зварних з'єднань сплаву В1341Т в конструкціях доцільно використовувати повний цикл термічної обробки, яка включає гартування та штучне старіння. Її режими не викликають умов, за яких відбуваються грубі зміни структури та окрихнення металу, особливо в зоні сплавлення шва з основним металом.

Список літератури

1. Ищенко А.А., Лабура Т.М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
2. Клочков Г.Г., Грушко О.Е., Попов В.И. и др. (2001) Структура, технологические свойства и свариваемость листов из сплава В1341Т системы Al–Mg–Cu. *Авиационные материалы и технологии*, **1**, 3–8.
3. Фридляндер И.Н., Грушко О.Е., Шевелева Л.М. (2004) Свойства листов из высокотехнологического сплава В1341. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **12**, 3–6.
4. Кривов Г.А. (1997) *Технология самолетостроительного производства*. Киев, КВЦ.
5. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Склабинская И.Е. (1992) *Металловедение сварки алюминия и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
6. Коваль В.А., Лабура Т.М., Яворська М.Р. (2020) Властивості з'єднань алюмінієвого сплаву марки В1341Т в умовах ТІГ зварювання. *Автоматичне зварювання*, **2**, 38–43.
7. ДСТУ ENISO 10042:2015 (ENISO 10042:2005, IDT; ISO 10042:2005, IDT) *Зварювання. З'єднання з алюмінію та*

його сплавів, виконані дуговим зварюванням. Рівні якості залежно від дефектів.

8. Шамрай В.Ф., Гуменников А.Н., Овчинников В.В. и др. (2008) Механические и коррозионные свойства холоднокатанных листов сплава системы Al–Mn. *Металловедение и термическая обработка*, **3**, 633, 28–30.

References

1. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Klochkov, G.G., Grushko, O.E., Popov, V.I. et al. (2001) Structure, technological properties and weldability of V1341T alloy sheets of Al–Mg–Cu system. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **1**, 3–8 [in Russian].
3. Fridlyander, I.N., Grushko, O.E., Sheveleva, L.M. (2004) Properties of sheets from advanced alloy V1341. *Metallrodenie i Termich. Obrab. Metallov*, **12**, 3–6 [in Russian].
4. Krivov, G.A. (1997) *Technology of aircraft construction*. Kiev, KVITs [in Russian].
5. Rabkin, D.M., Lozovskaya, A.V., Sklabinskaya, I.E. (1992) *Metals science of welding of aluminium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
6. Koval, V.A., Labur, T.M., Yavorska, T.R. (2020) Properties of joints of V1341T grade alloy under the conditions of TIG welding. *The Paton Welding J.*, **2**, 35–40.
7. DSTU ENISO 10042:2015 (ENISO 10042:2005, IDT; ISO 10042:2005, IDT): *Welding - Arc-welded joints in aluminium and its alloys - Quality levels for imperfections* [in Ukrainian].
8. Shamraj, V.F., Gumennikov, A.N., Ovchinnikov, V.V. et al. (2008) Mechanical and corrosion properties of cold-rolled sheets of Al–Mn system alloy. *Metallrodenie i Termich. Obrab. Metallov*, **3**, 28–30 [in Russian].

EFFECT OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SHEET ALUMINIUM ALLOY V1341 AND ITS WELDED JOINTS PRODUCED BY TIG WELDING

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

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 results of studying the effect of various heat treatment operations on the structure and mechanical properties of the base metal and welded joints of sheet aluminium alloy of V1341 grade 1.2 mm thick, produced by manual nonconsumable electrode argon-arc welding. The dependence is established between the structural state of the metal of welded joints of this alloy on the kind of heat treatment that affects the level of strength and ductility. A significant effect of improvement of the structure and mechanical properties is achieved, when conducting complete heat treatment, which includes quenching and artificial ageing of the alloy and its joints. Compared to artificial ageing modes, this kind of heat treatment allows producing a stable metal structure, characterized by smaller dimensions of phase precipitates and inclusions, that promotes increase of the strength level, under the condition of preservation of the ductility values. 8 Ref., 2 Tab., 4 Fig.

Keywords: aluminium alloy, manual nonconsumable electrode argon-arc welding, filler wire, welded joints, heat treatment, structure, mechanical properties, investigations

Надійшла до редакції
08.07.2020

Х Міжнародна конференція
«Математичне моделювання
та інформаційні технології в зварюванні
та споріднених процесах»
Україна, Одеса, готель «Аркадія»
14 – 18 вересня 2020 р.
<http://pwi-scientists.com/ukr/mmi2020>

XXIII Міжнародна конференція
«Неруйнівний контроль та
моніторинг технічного стану»
Україна, Одеса, готель «Аркадія»
14 – 18 вересня 2020 р.
<http://pwi-scientists.com/ukr/nktd2020>

ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ Fe–Al, ЯКІ ОТРИМАНІ МЕТОДАМИ ПЛАЗМОВОГО І НАДЗВУКОВОГО ПОВІТРЯНО-ГАЗОВОГО ПЛАЗМОВОГО НАПИЛЕННЯ

Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, М.В. Коломицев

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

Наведено результати дослідження структури і фазового складу газотермічних покриттів на основі інтерметалідів Fe–Al. Інтерметаліди Fe–Al були обрані в якості матеріалу захисних покриттів внаслідок їх високої жаро-, корозійної стійкості та дешевизни в порівнянні з багатьма сучасними жаростійкими матеріалами. В якості матеріалів для напилення використовували порошки механічних сумішей Fe та Al, а також порошки, отримані методом механохімічного синтезу інтерметалідів Fe–Al шляхом обробки в високоенергетичному кульовому млині сумішей порошків Fe та Al. Вміст компонентів порошків відповідає інтерметалідам Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_3 . Для напилення використовували також леговані порошки складу, який відповідає інтерметаліду Fe_3Al . Для підвищення механічних і фізико-хімічних властивостей інтерметаліду в якості легуючих використовували елементи Ti, Mg, Cr, Zr, La. Покриття отримували методами плазмового та надзвукowego повітряно-газового плазмового напилення. Встановлено, що в плазмових покриттях з FeAl-порошків крім вихідної фази (Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_3) присутні також оксиди Fe та Al, за рахунок чого мікротвердість покриттів підвищується відносно вихідних порошків приблизно на 1300 МПа. Мікротвердість плазмового покриття з легуючого порошку Fe–TiAl підвищується в 2 рази відносно вихідного порошку за рахунок утворення в покритті інтерметалідної фази FeTi. При напиленні механічних сумішей, внаслідок малої ймовірності контактної взаємодії частинок Fe та Al в процесі польоту і швидкого охолодження частинок розплавів на поверхні основи, синтез інтерметалідів не встигає розвинути і в покриттях не виявляються інтерметалідні фази. У покриттях, отриманих надзвуковим повітряно-газовим плазмовим напиленням, основною фазою є $\alpha\text{-Fe(Al)}$ -твердий розчин, що є результатом високої швидкості загартовування розплаву. Бібліогр. 14, табл. 4, рис. 8.

Ключові слова: інтерметалід FeAl, порошки, механохімічний синтез, механічна суміш, плазмове напилення, надзвукове повітряно-газове плазмове напилення, покриття, структура, мікротвердість

Алюмініди заліза відносяться до найбільш широко досліджуваних інтерметалідів через їх дешевизну, низьку питому вагу, хорошу стійкість до зношування, легкість в механічній обробці та опір окисленню та корозії [1, 2]. Ці переваги призвели до визначення областей їх потенційного застосування, включаючи нагрівальні елементи, арматуру печей, труби теплообмінників, спечені пористі фільтри «газ-метал», деталі клапанних систем автомобілів, компоненти установок, що працюють з розплавами солей [3, 4]. Отримання порошків інтерметалідів Fe–Al шляхом використання методу механохімічного синтезу (МХС) дозволяє розширити області практичного застосування цих матеріалів за рахунок нанесення широкого кола жаро- та корозійностійких покриттів з інтерметалідних Fe–Al-сплавів, що одержують методами газотермічного напилення (ГТН) [5]. Для забезпечення процесу ГТН покриттів на базі інтерметалідів Fe–Al розроблені технології МХС, які дозволяють отримувати для цієї мети порошки складу FeAl_x [5, 6], а також композиційні порошки на базі інтерметалідів Fe–Al [7, 8]. Покриття отримують методами плазмового [9], детонаційного [6, 10] та

високошвидкісного газополуменевого напилення [7, 8]. У разі напилення порошків механічних сумішей заліза та алюмінію формування інтерметалідів системи Fe–Al відбувається при термообробці покриттів при температурі $\geq 650^\circ\text{C}$ [11].

Мета роботи полягала в порівнянні формування покриттів при напиленні механічних сумішей порошків заліза та алюмінію і порошків алюмінідів Fe–Al, отриманих методом МХС. З іншого боку проводили порівняння структури і властивостей отриманих покриттів в умовах їх нанесення методами плазмового (ПН) і надзвукowego повітряно-газового плазмового (НПГПН) напилення, що відрізняються умовами нагріву частинок, які напилюються, їх прискоренням і взаємодією зі струменем плазми.

Матеріали та методики досліджень. Для вибору складів покриттів з FeAl-сплавів було виконано матеріалознавчий аналіз діаграм фазової рівноваги систем за участю Fe та Al [12]. Аналіз проводили з метою вибору легуючих елементів, що дозволяють поліпшити властивості інтерметалідів системи Fe–Al. За результатами цього аналізу для дослідження структури, мікротвердості і фазового складу

Борисов Ю.С. – <https://orcid.org/0000-0002-6019-8464>, Борисова А.Л. – <https://orcid.org/0000-0002-7376-3370>, Вігілянська Н.В. – <https://orcid.org/0000-0001-8576-2095>, Грищенко О.П. – <https://orcid.org/0000-0003-2640-8656>, Коломицев М.В. – <https://orcid.org/0000-0003-0602-5615>

© Ю.С. Борисов, А.Л. Борисова, Н.В. Вігілянська, О.П. Грищенко, М.В. Коломицев, 2020

газотермічних покриттів було обрано порошки інтерметалідів (Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_5) і порошки інтерметалідів Fe_3Al , легованих лантаном, магнієм, хромом, цирконієм, титаном, які було отримано методом МХС [13], а також механічні суміші порошків, що розраховані на отримання інтерметалідів обраного складу. В якості основи для отримання легованих порошків був обраний інтерметалід Fe_3Al , оскільки при такому співвідношенні компонентів можливо отримати однофазний продукт в процесі МХС без додаткової термообробки [14].

Механічне змішування порошків проводили в кульовому млині протягом 15 год., процес МХС проводили в планетарному млині «Активатор 2SL» протягом 5 год. [13]. У табл. 1 представлена характеристика отриманих порошків, які використовувались для напилення. Фракція порошків, що напилювались, становила 40...80 мкм.

Плазмове напилення проводили на установці УПУ-8М, надзвукове повітряно-газове плазмове напилення – на установці Київ-С. Комплекс характеристик умов атмосферного плазмового напилення при дозвуковому і надзвуковому режимі виті-

кання плазмового струменя, які були використані для нанесення покриттів:

- дозвуковий: плазмотворюючий газ – Ar/N_2 , $T_{\text{пл.}} \sim 10000 \text{ K}$, $W_{\text{пл.}} \sim 600 \text{ м/с}$, $W_{\text{ч}} \sim 100...130 \text{ м/с}$, $\tau_{\text{ч}} \sim 1,5 \text{ мс}$;
- надзвуковий: плазмотворюючий газ–повітря, $T_{\text{пл.}} \sim 6000 \text{ K}$, $W_{\text{пл.}} \sim 2500 \text{ м/с}$, $W_{\text{ч}} \sim 300...350 \text{ м/с}$, $\tau_{\text{ч}} \sim 0,5 \text{ мс}$.

Робочі параметри процесів напилення наведено в табл. 2.

Рентгеноструктурний фазовий аналіз (РСФА) покриттів виконували з використанням дифрактометру ДРОН-3 в $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні з графітовим монохроматором при кроковому переміщенні 0,1 град. і часом експозиції в кожній точці 4 с з подальшою комп'ютерною обробкою отриманих цифрових даних.

Мікроструктуру покриттів досліджували на оптичному мікроскопі Neophot 32, мікротвердість покриттів визначали на мікротвердомірі ПМТ-3.

Результати досліджень. В результаті металографічного аналізу плазмових покриттів (рис. 1) з механічної суміші порошків $86\text{Fe}+14\text{Al}$,

Таблиця 1. Характеристика порошків системи Fe–Al, використаних для плазмового і надзвукового повітряно-газового плазмового напилення

Порошок	Метод отримання	Фазовий склад	Мікротвердість H_{μ} , МПа
86Fe+14Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
Fe_3Al	МХС	Fe_3Al	3590±1010
67Fe+33Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
FeAl	МХС	FeAl, FeAl_2	2790±820
45Fe+55Al (мас. %)	Механічне змішування	Fe, Al	Fe – 1500±230 Al – 330±50
Fe_2Al_5	МХС	Al, Fe, Fe_2Al_5	3890±840
86Fe+14(Al1,5Cr1Zr) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Cr та Zr в Al	Fe – 1500±230 AlCrZr – 355±50
	МХС	тв. р-н Cr и Zr в Fe_3Al	3840±800
86Fe+14(Al5Mg) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Mg в Al	Fe – 1500±230 AlMg – 490±80
	МХС	тв. р-н Mg в Fe_3Al	4630±950
86Fe+14(Al5MgLa) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, тв. р-н Mg та La в Al	Fe – 1500±230 AlMgLa – 580±120
	МХС	тв. р-н Mg та La в Fe_3Al	5580±840
61Fe+39(62,5Ti37,5Al) (мас. %)	Механічне змішування	Fe, TiAl	Fe – 1500±230 TiAl – 440±140
	МХС	тв. р-н Al в FeTi ($\text{Fe}_{1-x}\text{TiAl}_x$)	3400±1290

Таблиця 2. Параметри процесів ПН і НППН

Метод напилення	Параметри процесу напилення					Тепловкладення	
	Струм дуги, А	Напруга дуги, В	Витрата плазмотворюючого газу, м³/ч	Дистанція напилення, мм	Витрата порошку, кг/ч	в плазму, кВт·год/м³	в порошок, кВт·год/кг
ПН	500	40	25	120	3	13,3	6,7
НППН	280	380	450	120	6	3,9	17,7

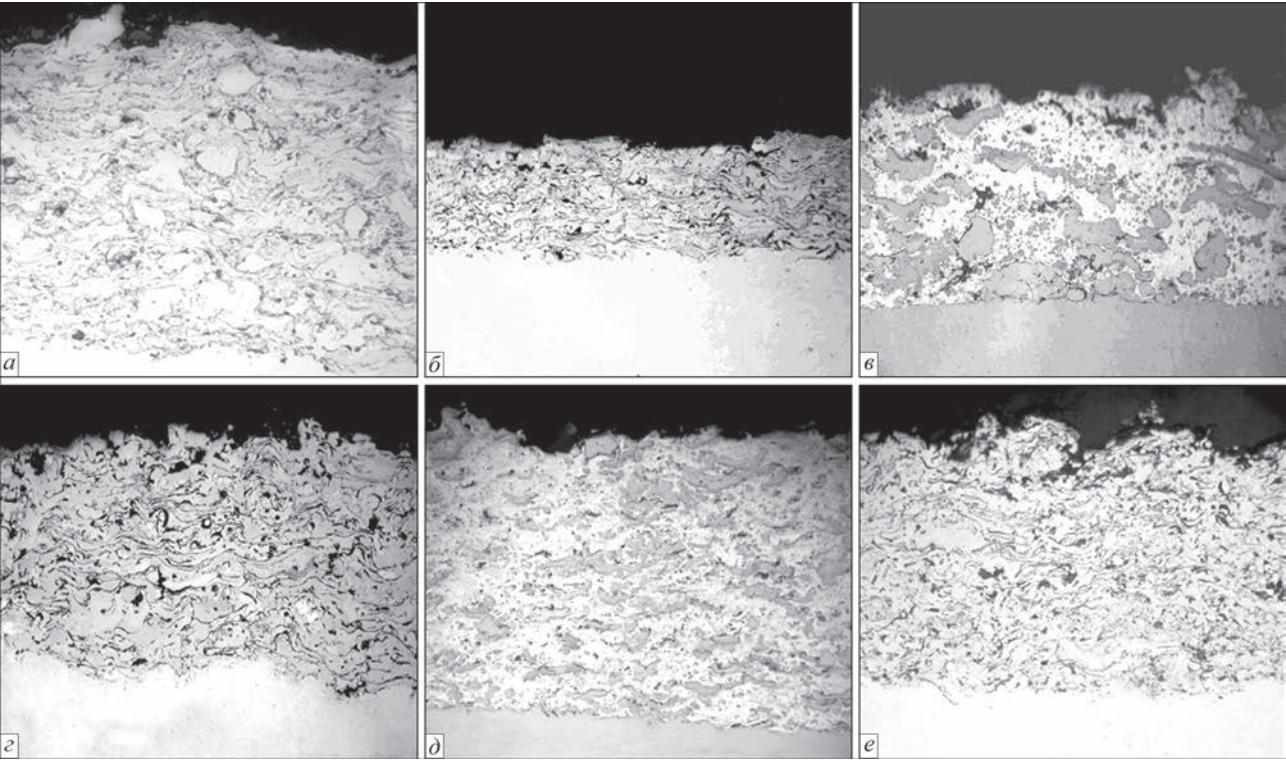


Рис. 1. Мікроструктура (×200) плазових покриттів: з механічних сумішей 86Fe+14Al (а), 67Fe+33Al (б), 45Fe+55Al (д); з порошків інтерметалідів Fe₃Al (б), FeAl (г) і Fe₂Al₅ (е)

67Fe+33Al, 45Fe+55Al та з МХС-порошків Fe₃Al, FeAl і Fe₂Al₅, було встановлено, що в разі напилення покриттів з механічної суміші структура покриттів грубозерниста, в якій можна легко розрізнити залізо і алюміній як у вигляді окремих частинок (рис. 1, а), так і у вигляді включень заліза в алюмінієвій матриці (рис. 1, в, д). При використанні порошків інтерметалідів у всіх випадках формується щільна ламелярна структура (рис. 1, б, г, е).

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 2) було встановлено, що при напиленні ме-

ханічних сумішей, внаслідок малої ймовірності контактної взаємодії частинок заліза і алюмінію в процесі польоту і швидкого охолодження частинок розплавів на поверхні основи при формуванні шару покриття, синтез інтерметалідів не встигає розвинутися і в покриттях або зовсім не виявляються інтерметалідні фази (як, наприклад, в суміші, розрахованій на отримання Fe₃Al, рис. 1, а, табл. 3), або вони з'являються у вигляді слідів (як у випадку напилення сумішей, розрахованих на отримання FeAl та Fe₂Al₅, рис. 2, в, д, табл. 3),

Таблиця 3. Характеристика ПН та НПГПН-покриттів з порошків, виготовлених механічним змішуванням та методом МХС

Порошок		Покриття		
Склад	Метод отримання	Метод нанесення	H_{μ} , МПа	РСФА
86Fe+14Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2800±810 На основі Al – 540±150	Fe, Al, сліди Al ₂ O ₃ (рис. 2, а)
Fe ₃ Al	МХС	ПН	3630±1240	Fe ₃ Al, FeAl, сліди Al ₂ O ₃ (рис. 2, б)
		НПГПН	5090±620	тв. р-н Al в Fe, FeAl, Fe _x Al ₂ O ₄ (рис. 4, а)
67Fe+33Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2470±640 На основі Al – 460±90	Fe, Al, сліди FeAl (рис. 2, в)
FeAl	МХС	ПН	4150±900	Fe, FeAl, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , Al ₃ Fe ₅ O ₁₂ (рис. 2, г)
		НПГПН	4330±1040	тв. р-н Al в Fe, FeAl, FeO, Al ₂ O ₃ , Fe _x Al ₂ O ₄ (рис. 4, б)
45Fe+55Al (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2450±800 На основі Al – 580±100	Al, Fe, сліди FeAl (рис. 2, д)
Fe ₂ Al ₅	МХС	ПН	5200±1250	FeAl, Fe, FeAl ₂ O ₄ , Fe ₂ Al ₅ , Al (сліди) (рис. 2, е)
		НПГПН	5360±850	тв. р-н Al в α-Fe, FeAl, Fe ₃ Al, Fe _x Al ₂ O ₄ , Al ₂ O ₃ (рис. 4, в)

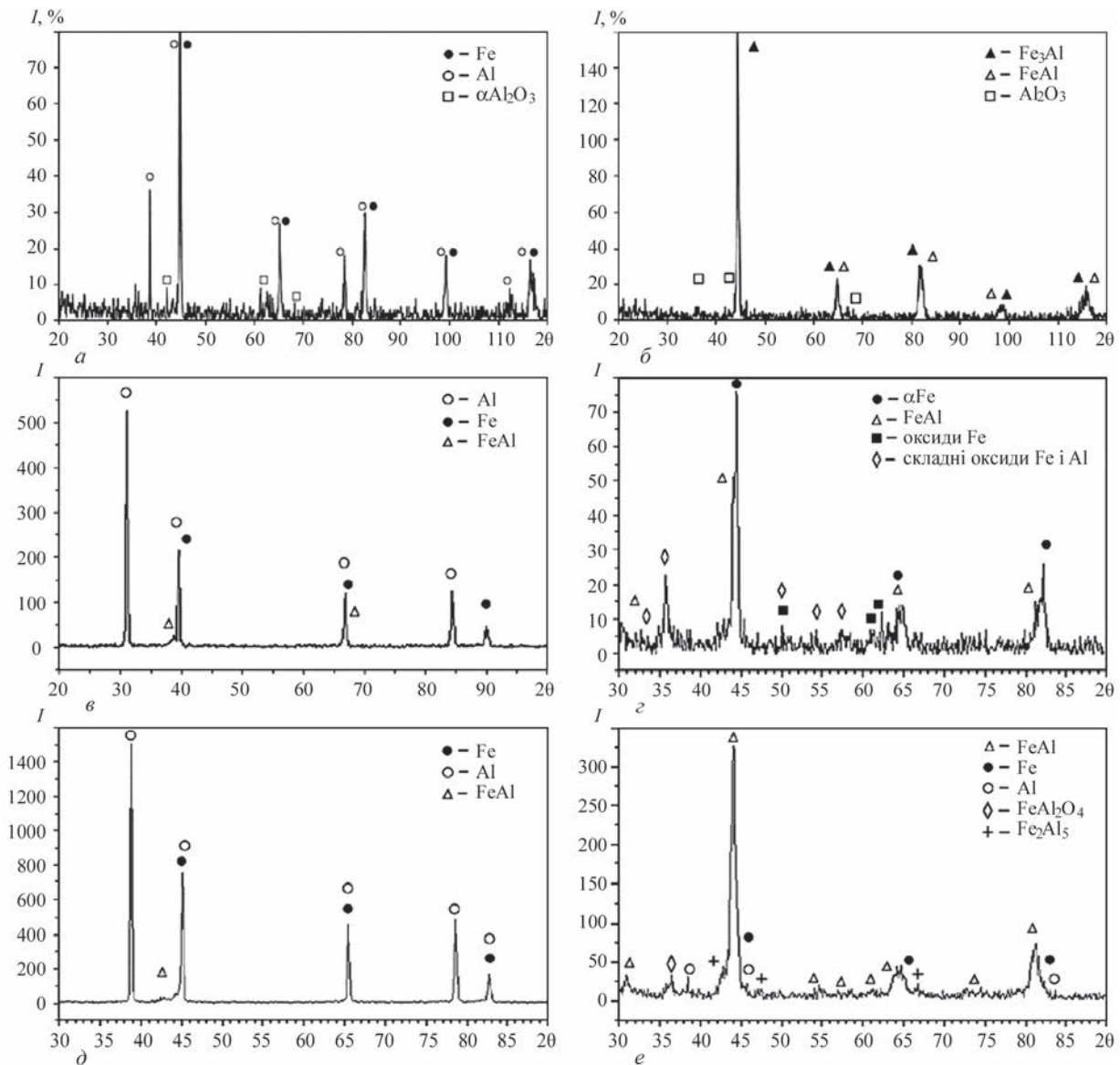


Рис. 2. Рентгенограми плазових покриттів: з механічних сумішей 86Fe+14Al (а), 67Fe+33Al (б), 45Fe+55Al (в); з порошків інтерметалідів Fe₃Al (б), FeAl (з) та Fe₂Al₅ (е)

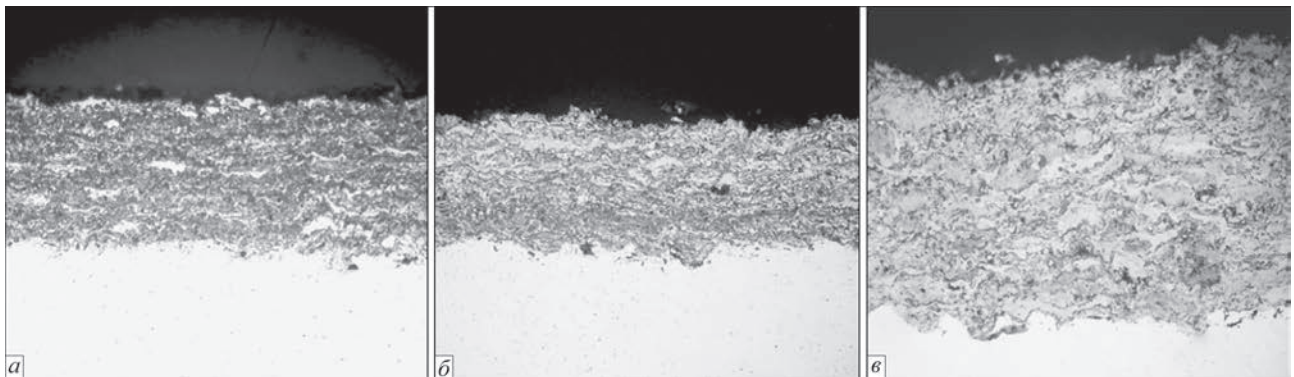


Рис. 3. Мікроструктура (×200) НППН-покриттів, отриманих з використанням МХС-порошків: а – Fe₃Al; б – FeAl; в – Fe₂Al₅

причому фаз, що не відповідають очікуванам за розрахунком.

При нанесенні покриттів з порошків інтерметалідів їх фазовий склад, як правило, не цілком збігається зі складом вихідних порошків, що пов'язано з активним розвитком процесу окислення частинок під час їх польоту. У всіх покрит-

тях присутні оксиди. У покритті Fe₃Al присутній оксид алюмінію Al₂O₃; в покритті FeAl – оксиди заліза Fe₃O₄, Fe₂O₃ і складний оксид Al₃Fe₅O₁₂; в покритті Fe₂Al₅ – оксид FeAl₂O₄.

В результаті металографічного аналізу НППН-покриттів (рис. 3) було встановлено, що при напиленні МХС-порошків Fe₃Al, FeAl та

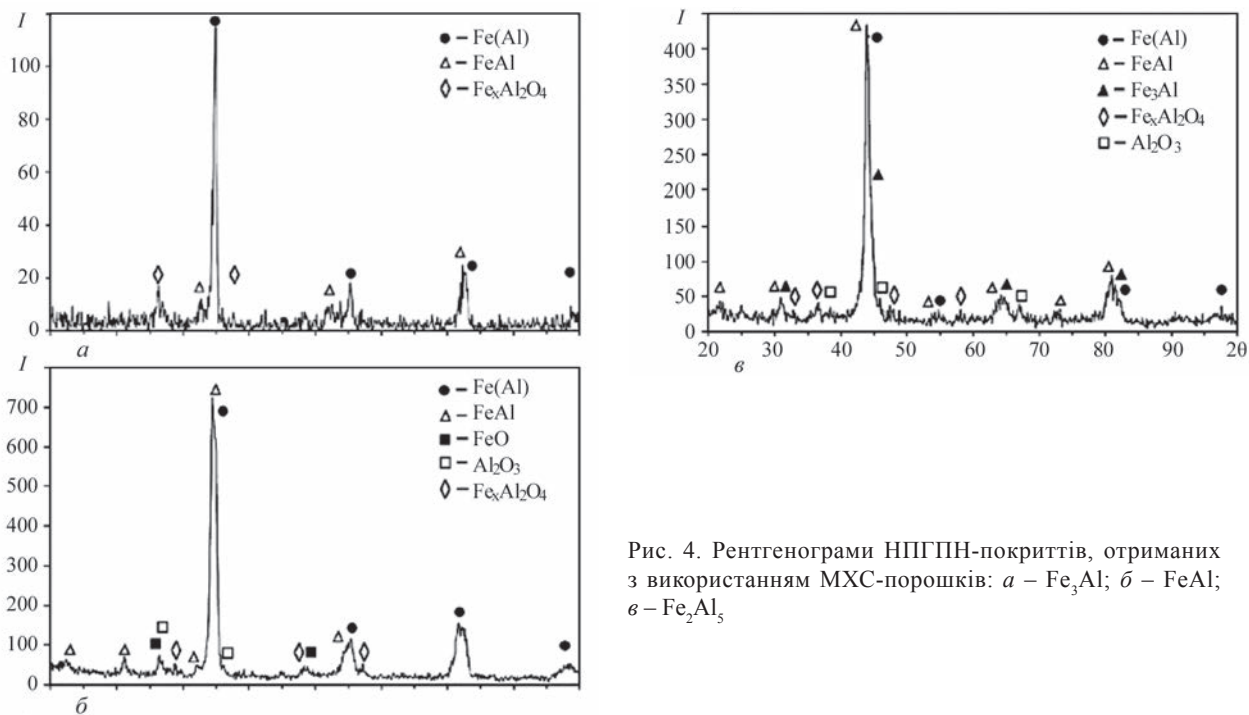


Рис. 4. Рентгенограми НППН-покриттів, отриманих з використанням МХС-порошків: *а* – Fe_3Al ; *б* – FeAl ; *в* – Fe_2Al_5

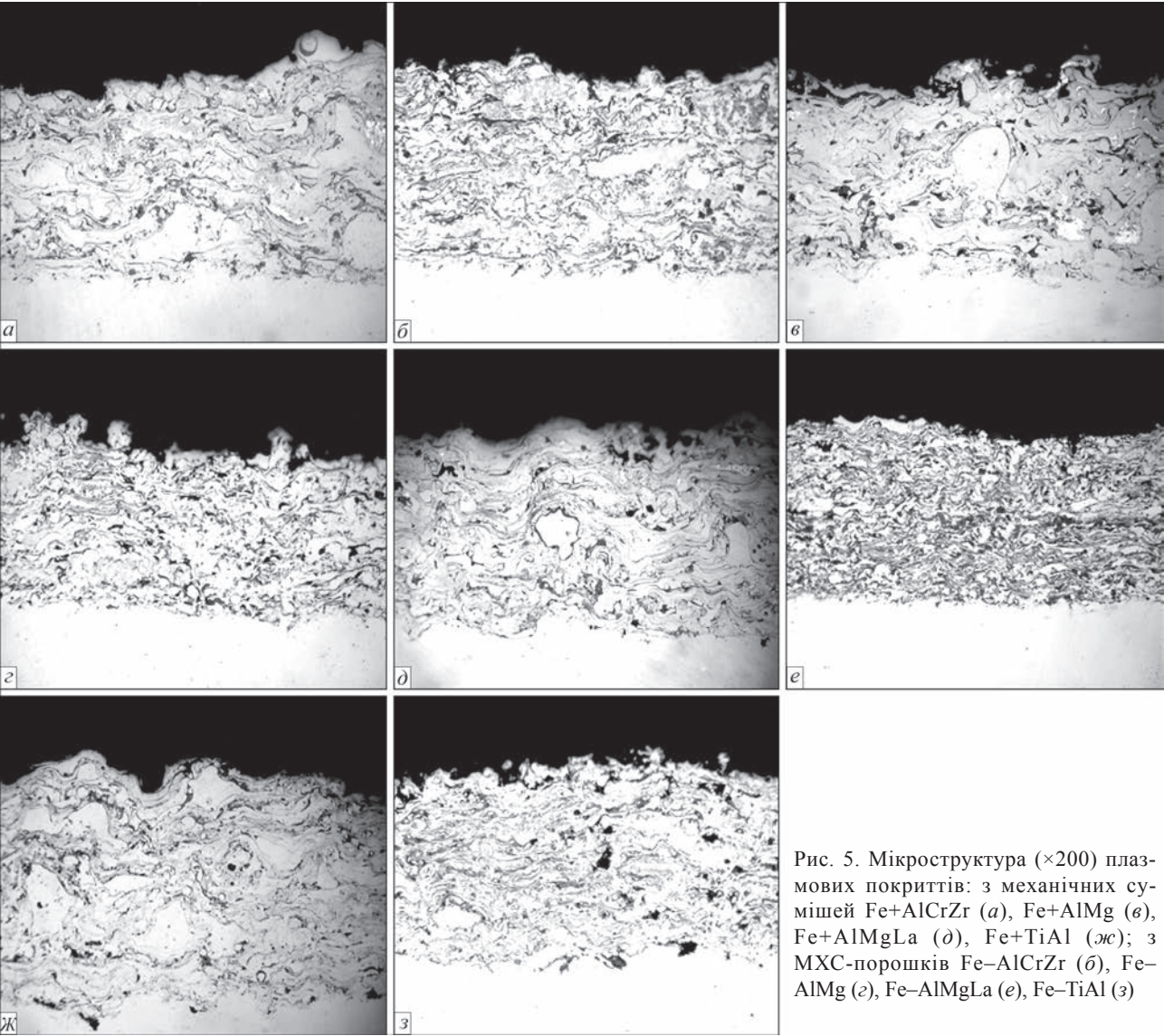


Рис. 5. Мікроструктура ($\times 200$) плазових покриттів: з механічних сумішей $\text{Fe}+\text{AlCrZr}$ (*а*), $\text{Fe}+\text{AlMg}$ (*б*), $\text{Fe}+\text{AlMgLa}$ (*д*), $\text{Fe}+\text{TiAl}$ (*ж*); з МХС-порошків $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$ (*б*), $\text{Fe}-\text{AlMg}$ (*з*), $\text{Fe}-\text{AlMgLa}$ (*е*), $\text{Fe}-\text{TiAl}$ (*з*)

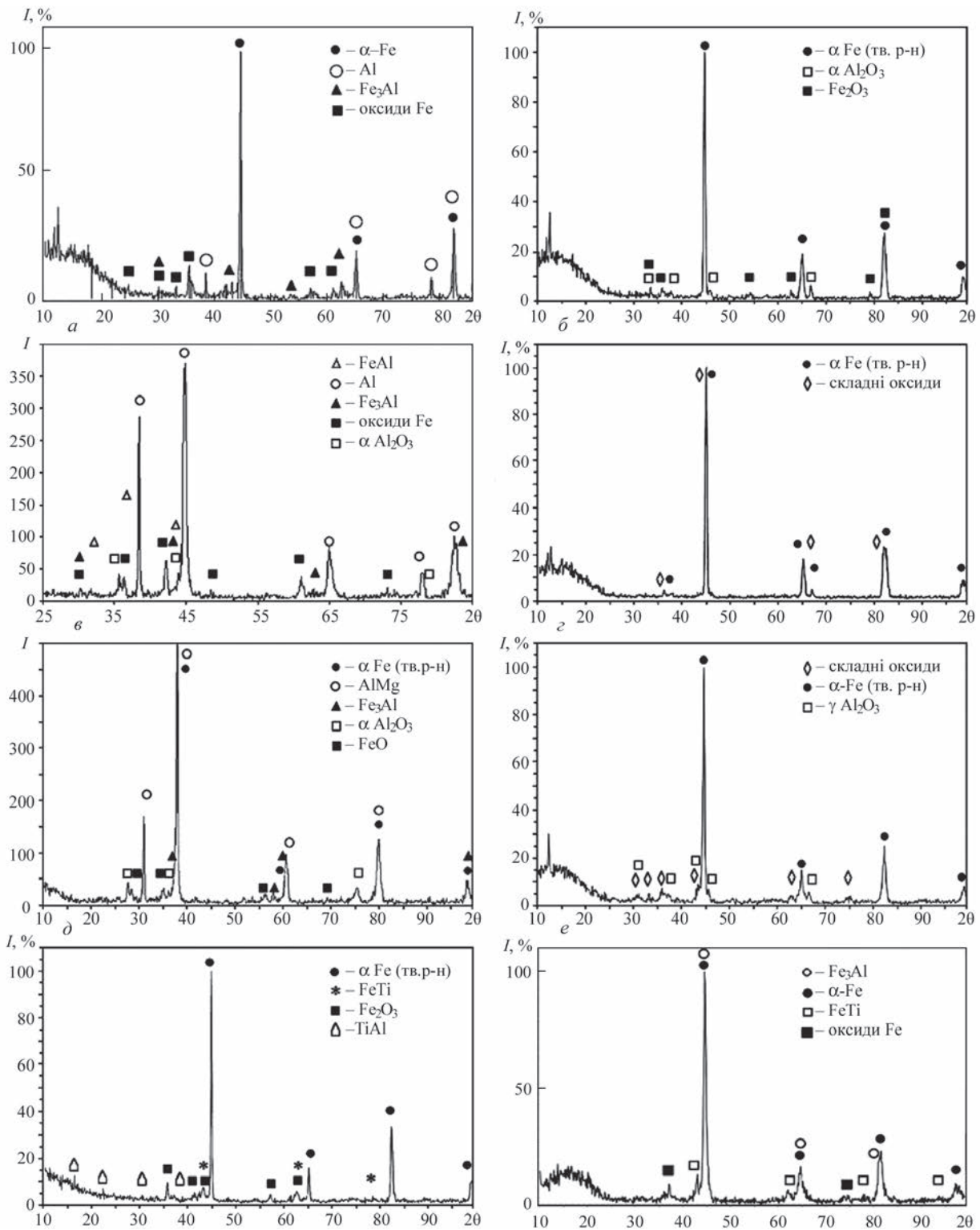


Рис. 6. Рентгенограми плазових покриттів: з механічних сумішей Fe+AlCrZr (а), Fe+AlMg (б), Fe+AlMgLa (в), Fe+TiAl (г); з МХС-порошків Fe-AlCrZr (д), Fe-AlMg (е), Fe-AlMgLa (ж), Fe-TiAl (з)

Fe_2Al_5 формується щільна структура з наявністю оксидних ламелей (вміст оксидної складової в покриттях Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_5 становить 50, 25 та 20 об. %, відповідно).

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 4) встановлено, що фазовий склад НППН-покриття з порошків Fe_3Al , FeAl та Fe_2Al_5 , як і у випадку плазового напilenня, не збігається зі складом

вихідних порошків, однак ця відмінність носить інший характер, пов'язаний з різницею складу плазового струменя, його швидкості та температури і умов формування шару покриття. У всіх випадках в покриттях формується твердий розчин алюмінію в залізі і інтерметалідна фаза FeAl . У покритті Fe_2Al_5 виявлена також інтерметалідна фаза Fe_3Al . У всіх покриттях присутній складний

оксид $\text{Fe}_x\text{Al}_2\text{O}_4$, а в покритті FeAl – оксид заліза FeO , оксид алюмінію Al_2O_3 , в покритті Fe_2Al_5 – оксид алюмінію Al_2O_3 .

Вимірювання мікротвердості ПН та НППН-покриттів показало, що її значення вище у покриттів з МХС-порошку Fe_2Al_5 , при порівнянні з покриттями з МХС-порошків Fe_3Al та FeAl (табл. 3), що узгоджується з літературними даними, згідно з якими твердість всіх інтерметалідних фаз зменшується з ростом вмісту заліза.

На рис. 5 представлена мікроструктура плазових покриттів з порошків легованих алюмінідів Fe , одержаних механічним змішуванням, та з МХС-порошків з використанням Al -сплавів AlCrZr , AlMg , AlMgLa , а також алюмініду титану.

У мікроструктурі плазових покриттів, отриманих в разі напилення механічних сумішей порошків $\text{Fe}+\text{AlCrZr}$, $\text{Fe}+\text{AlMg}$, $\text{Fe}+\text{AlMgLa}$, $\text{Fe}+\text{TiAl}$, спостерігаються окремі частинки заліза і частинки на основі алюмінію (рис. 5, а, в, д); в разі напилення покриття з механічної суміші $\text{Fe}+\text{TiAl}$ частинок алюмініду титану в покритті не спостерігається (рис. 5, ж).

При використанні порошків систем $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$, $\text{Fe}-\text{AlMg}$ та $\text{Fe}-\text{AlMgLa}$, отриманих методом МХС, формується щільна ламелярна структура (рис. 5, б, з, е), а в разі порошку $\text{Fe}-\text{TiAl}$ спостерігаються елементи викришування (5...6 об. %) (рис. 5, з), що свідчить про наявність в цьому покритті включень крихкої фази.

Результати РСФА плазових покриттів з легованих порошків (рис. 6, табл. 3) показали, що в разі напилення механічних сумішей заліза з алюмінієвими сплавами, як і у випадку сумішей заліза з алюмінієм, реакція утворення інтерметалідних фаз не отримує помітного розвитку. У покриттях, крім очікуваної фази інтерметаліду Fe_3Al (для $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$, $\text{Fe}-\text{AlMg}$ та $\text{Fe}-\text{AlMgLa}$ складів) або $\text{Fe}_{1-x}\text{TiAl}_x$ (для $\text{Fe}-\text{TiAl}$ складу), виявлені тверді розчини на основі заліза, алюмінію, оксиди алюмінію і заліза.

Покриття з порошків, отриманих методом МХС з суміші заліза зі сплавами алюмінію AlCrZr , AlMg та AlMgLa , містили велику кількість оксидів (до 30 об. %), причому, крім оксидів алюмінію і заліза, виявлені також складні оксиди, наприклад, MgFeAlO_4 . У зв'язку з цим, мабуть, можна пояснити виявлення в структурі покриття замість очікуваного інтерметаліду на основі Fe_3Al , що містить легуючі елементи, фаз на основі FeAl і твердих розчинів Al в Fe . Тільки в покритті системи $\text{Fe}-\text{TiAl}$ основною фазою є Fe_3Al . Крім цієї фази покриття містить FeTi та оксиди заліза.

Аналіз мікроструктури НППН-покриттів (рис. 7) показав, що при напиленні легованих порошків систем $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$ і $\text{Fe}-\text{AlMg}$, отриманих методом МХС, формується щільна ламелярна

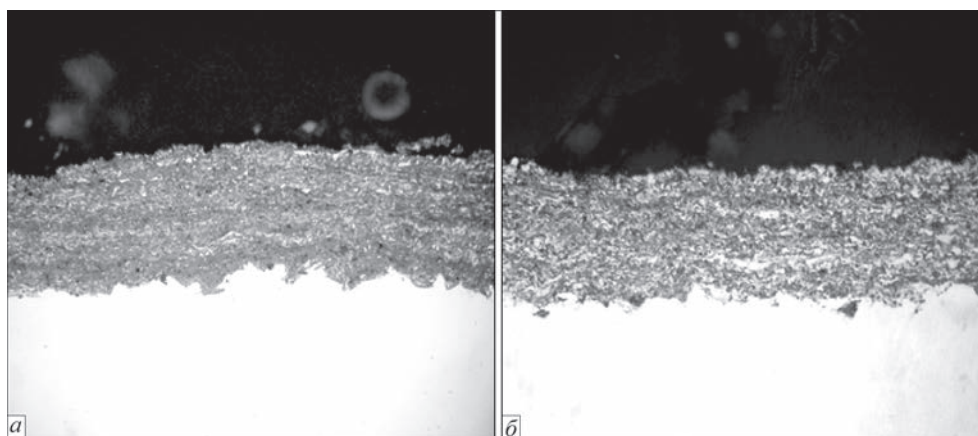


Рис. 7. Мікроструктура НППН-покриттів з легованих порошків: а – $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$; б – $\text{Fe}-\text{AlMg}$

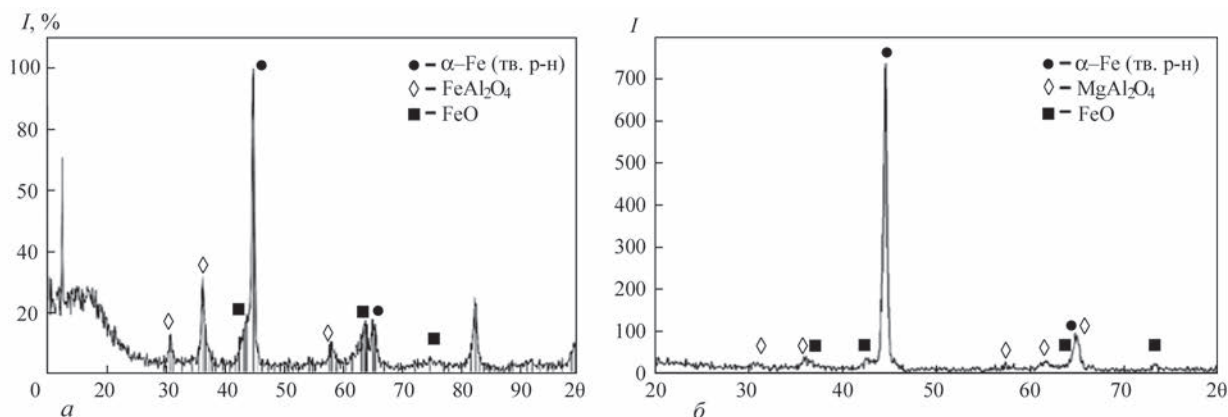


Рис. 8. Рентгенограми НППН-покриттів: а – $\text{Fe}-\text{AlCrZr}$; б – $\text{Fe}-\text{AlMg}$

Таблиця 4. Характеристика ПН і НПППН покриттів з порошків легованих алюмінідів заліза, одержаних механічним змішуванням і методом МХС з використанням Fe- та Al-сплавів

Порошок		Покриття		
Склад	Метод отримання	Метод нанесення	H_v , МПа	РСФА
86Fe+14(Al ₁₁ 5Cr ₁ Zr) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 3080±400 На основі Al – 620±100	α -Fe, Al, Fe ₃ Al, Fe ₃ O ₄ , FeO, Fe ₂ O ₃ (рис. 6, а)
Fe–AlCrZr	МХС	ПН	3830±630	тв. р-н Cr і Zr в Fe; γ -Al ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ (рис. 6, б)
		НПППН	6180±740	тв. р-н на основі α -Fe, FeAl ₂ O ₄ , FeO, сліди Al ₉ Cr ₄ , AlCr ₂ , Cr ₂ Zr, AlZr ₂ (рис. 8, а)
86Fe+14(Al ₅ Mg) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 2800±460 На основі Al – 630±90	FeAl, Al, Fe ₃ Al, α -Al ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ (рис. 6 в)
Fe–AlMg	МХС	ПН	3280±450	тв. р-н Al в α -Fe, MgAl ₂ O ₄ , MgFeAlO ₄ (рис. 6, з)
		НПППН	4460±740	тв. р-н на основі α -Fe, MgAl ₂ O ₄ , FeO, сліди Al ₂ Mg, MgO, MgO ₂ (рис. 8, б)
86Fe+14(Al ₅ MgLa) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	На основі Fe – 3080±400 На основі Al – 630±90	тв. р-н Mg в Al, α -Fe, Fe ₃ Al, α -Al ₂ O ₃ , FeO (рис. 6, д)
Fe–AlMgLa	МХС	ПН	5040±780	тв. р-н Al і La в α -Fe, Fe ₃ O ₄ , Fe ₂ O ₃ , γ -Al ₂ O ₃ , MgFeAl ₂ O ₄ (рис. 6, е)
61Fe+39(TiAl) (мас. %)	Механічне змішування	ПН	3670±870	α -Fe, FeTi, TiAl, Fe ₂ O ₃ (рис. 6, ж)
F–TiAl	МХС	ПН	6910±1640	Fe ₃ Al, Fe, FeTi, Fe ₂ O ₃ , Fe ₃ O ₄ , FeO (рис. 6, з)

структура, в якій вміст оксидної складової становить 60...65 та 30...35 об. %, відповідно.

Рентгеноструктурним фазовим аналізом (рис. 8, табл. 3) було встановлено, що при напиленні методом НПППН порошків Fe–AlCrZr та Fe–AlMg, отриманих методом МХС, реакція утворення інтерметалідних фаз не проходить, а в покритті виявлено твердий розчин на основі заліза, оксид заліза FeO і складні оксиди FeAl₂O₄ та MgAl₂O₄ (табл. 3). Крім цього, в покритті Fe–AlCrZr виявлені сліди сполук Al₉Cr₄, AlCr₂, Cr₂Zr та AlZr₂, а в покритті Fe–AlMg сліди сполуки Al₂Mg і оксидів магнію MgO, MgO₂.

Мікротвердість плазмових покриттів з порошків легованих алюмінідів заліза (табл. 4), отриманих МХС, значно вище в порівнянні з покриттями з механічної суміші Fe- і Al-сплавів. Максимальне значення мікротвердості (6910 МПа) відзначено у покриття з порошку системи Fe–TiAl, отриманого МХС, за рахунок утворення в покритті інтерметаліду FeTi.

Аналіз мікротвердості НПППН-покриттів з легованих порошків (табл. 4) показав, що у покриття Fe–AlCrZr вона в 1,6 рази вище, ніж у вихідного порошку (3840 МПа, табл. 1), який напилюється, а мікротвердість покриття Fe–AlMg практично не відрізняється від мікротвердості вихідного порошку через відсутність або обмеженого розвитку контактної взаємодії Fe та Al в процесі нанесення покриття. Це пояснюється меншим ступенем окислення покриттів Fe–AlCrZr (60...65 об. %) у порівнянні з покриттями Fe–AlMg (30...35 об. %).

Висновки

Дослідження мікроструктури, мікротвердості і фазового складу плазмових покриттів з FeAl-порошків, отриманих методом МХС, показало, що крім вихідної фази (Fe₃Al, FeAl і Fe₂Al₃) в покриттях присутні в більшій чи меншій мірі оксиди Fe і Al, що відображається на величині мікротвердості (Fe₃Al – 3630 МПа, FeAl – 4150 МПа та Fe₂Al₃ – 5200 МПа). При введенні в алюмініди заліза легуючих елементів шляхом використання Al-сплавів AlCrZr, AlMg та AlMgLa мікротвердість покриттів складає 3830, 3280, 5040 МПа, відповідно. Мікротвердість плазмового покриття Fe–TiAl (6910 МПа) підвищується в 2 рази відносно вихідного порошку за рахунок утворення в покритті інтерметалідної фази FeTi.

При плазмовому напиленні механічних сумішей заліза з алюмінієм та заліза з алюмінієвими сплавами реакція утворення інтерметалідних фаз не отримує помітного розвитку через відсутність розвитку контактної взаємодії Fe та Al в процесі нанесення покриттів. Основними фазами в покриттях є вихідні компоненти заліза, алюмінію та їх оксиди.

У покриттях, отриманих методом надзвукового повітряно-газового плазмового напилення інтерметалідні фази не виявлені, основною фазою є α -Fe(Al)-твердий розчин, що очевидно є результатом високої швидкості загартування розплаву частинки при формуванні сплетів на поверхні основи.

Список літератури/References

1. Zamanzade, M., Barnoush, A., Motz, C. (2016). A Review on the properties of iron aluminide intermetallics. *Crystals*, 6, 1, 10.

- Palm, M., Stein, F., Dehm, G. (2019). Iron aluminides. *Annual Review of Materials Research*, 49, 297–326.
- Cebulski, J. (2015). Application of FeAl intermetallic phase matrix based alloys in the turbine components of a turbocharger. *Metalurgija-Sisak then Zagreb*, 54, 154–156.
- Morris, D. G., Muñoz-Morris, M. A. (2010). Recent developments toward the application of iron aluminides in fossil fuel technologies. *Advanced Engineering Materials*, 13, 1–2, 43–47.
- Cordier-Robert, C., Grosdidier, T., Ji G., Foct, J. (2006). Mössbauer and X-ray diffraction characterization of Fe-60Al40 coatings prepared by thermal spraying. *Hyperfine Interact*, 168, 1, 951–957.
- Senderowski, C., Bojar, Z. (2008). Gas detonation spray forming of Fe–Al coatings in the presence of interlayer. *Surface & Coatings Technology*, 202, 3538–3548.
- Xiao, Ch., Chen, W. (2006). Sulfidation resistance of CeO₂-modified HVOF sprayed FeAl coatings at 700 °C. *Ibid.*, 201, 3625–3632.
- Xiang, J., Zhu, X., Chen, G. et al. (2009). Oxidation behavior of Fe40Al-xWC composite coatings obtained by high-velocity oxygen fuel thermal spray. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19, 1545–1550.
- Yang, D. M., Tian, B. H., Cao, Y. (2011). Microstructures and properties of FeAl coatings prepared by LPPS, APS and HVOF. *Proceedings of the International Thermal Spray Conference*, Hamburg, Germany, 1229–1234.
- Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Astahov, E.A. et al. (2017). Detonation coatings of intermetallic powders of Fe–Al system produced using mechanical alloying. *The Paton Welding J.*, 4, 23–29.
- Chen, Y., Liang, X., Wei, Sh. et al. (2009). Heat treatment induced intermetallic phase transition of arc-sprayed coating prepared by the wires combination of aluminum-cathode and steel-anode. *Applied Surface Science*, 255, 19, 8299–8304.
- Хансен М., Андерко К. (1962). *Структура двойных сплавов*. Т. 2. Москва, Металлургиздат.
- Hansen, M., Anderko, K. (1962). *Structure of Double Alloys*. Part 2. Moscow, Metallurgizdat [in Russian]
- Borisova, A.L., Timofeeva, I.I., Vasil'kovskaya, M.A. et al. (2015). Structural and phase transformations in Fe–Al intermetallic powders during mechanochemical sintering. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 54, 7–8, 490–496.
- Borisov, Yu.S., Borisova, A.L., Burlachenko, A.N. et al. (2017). Structure and properties of alloyed powders based on Fe₃Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method. *The Paton Welding J.*, 9, 33–39.

COATINGS BASED ON Fe–Al INTERMETALLICS PRODUCED BY THE METHODS OF PLASMA AND SUPERSONIC AIR-GAS PLASMA SPRAYING

Yu.S. Borisov, A.L. Borisova, N.V. Vigilianska, O.P. Grishchenko, M.V. Kolomytsev

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 results of investigations of the structure and phase composition of gas-thermal coatings based on Fe–Al intermetallics are presented. Fe–Al intermetallics were chosen as a material of protective coatings due to their high heat and corrosion resistance and cost effectiveness as compared to many modern heat resistant materials. As spraying materials, powders of mechanical mixtures of Fe and Al as well as powders produced by mechanochemical synthesis of Fe–Al intermetallics by the treatment of mixtures of powders Fe and Al in a high-energy ball mill were used. The content of powder components corresponds to the intermetallics Fe₃Al, FeAl and Fe₂Al₅. For spraying, the alloyed powders were used having the composition corresponding to the intermetallic Fe₃Al. To increase the mechanical and physicochemical properties of the intermetallic, as alloying elements Ti, Mg, Cr, Zr, and La were used. The coating was produced by plasma and supersonic air-gas plasma spraying. It was found that in plasma coatings with FeAl powders, in addition to the initial phase (Fe₃Al, FeAl and Fe₂Al₅), Fe and Al oxides are also present, due to which the microhardness of the coatings increases by about 1300 MPa relative to the initial powders. The microhardness of the plasma coating of the alloying powder Fe–TiAl 2 times increases relative to the initial powder due to the formation of the intermetallic phase FeTi in the coating. During spraying of mechanical mixtures, due to a low probability of contact interaction of Fe and Al particles during flight and rapid cooling of melts particles on the surface of the base, the synthesis of intermetallics does not have a time to develop and in the coatings no intermetallic phases are revealed. In the coatings produced by supersonic air-gas plasma spraying, the main phase is α-Fe(Al)-solid solution, which is the result of a high rate of melt hardening. 14 Ref., 4 Tabl., 8 Fig.

Keywords: FeAl intermetallic, powders, mechanochemical synthesis, mechanical mixture, plasma spraying, supersonic air-gas plasma spraying, coating, structure, microhardness

Надійшла до редакції 30.06.2020



ЗАПОРІЗЬКИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ 2020

8-10 вересня

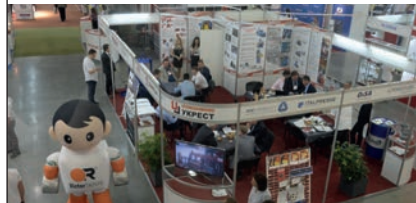
 МАШИНОБУДУВАННЯ. МЕТАЛУРГІЯ

 ЕЛЕКТРОТЕХНІКА

 ЛИТВО

 КОМПЗИТИ ТА СКЛОПЛАСТИКИ

 ЗВАРЮВАННЯ





ВПЛИВ ВМІСТУ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА РЕСУРСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИСОКОМІЦНИХ КОЛІСНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС ТА ЇХ РЕМОНТНОМУ НАПЛАВЛЕННІ

О.П. Осташ¹, В.В. Кулик¹, С.Я. Шипицин², О.А. Гайворонський³, Р.В. Чепіль¹

¹Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5

²Фізико-технологічний ін-т металів та сплавів НАН України. 03142, м. Київ, бульв. Акад. Вернадського, 34/1

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

Запропоновано нову концепцію створення сталей для забезпечення високого опору зношуванню і пошкодженості поверхні кочення коліс, розроблено вимоги до комплексу механічних характеристик таких сталей та обґрунтовано хімічний склад сталі для залізничних коліс нового покоління, а також режим термічної обробки при їх ремонтному наплавленні. Бібліогр.15, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: високоміцні залізничні колеса, повзун, вищербина, зношування, експлуатаційна надійність

Підвищення осьового навантаження та швидкості руху залізничного транспорту вимагає створення високоміцних колісних сталей, забезпечуючи при цьому надійність і довговічність залізничних коліс. Зменшення зношування їх поверхні кочення донедавна було однією з найважливіших задач цієї проблеми, яку у світовій практиці вирішували шляхом розроблення вуглецевих низьколегованих сталей з підвищеними вмістом вуглецю (0,6...0,7 %), твердістю ($>HB\ 300$) та межею міцності ($> 1000\text{ МПа}$). Зокрема, в Україні на заміну сталі марки 2 запропоновано сталь марки Т [1]. Проте досвід експлуатації таких високоміцних коліс показав, що на їх поверхні кочення суттєво зростає кількість експлуатаційних пошкоджень (повзунів, вищербин тощо) [2], що обумовлює зменшення терміну експлуатації коліс та необхідність дорого-вартісного репрофілювання (обточування) їх ободу.

Дефекти на поверхні кочення коліс спричинені у першу чергу зародженням і ростом поверхневих і підповерхневих тріщин внаслідок контактної втоми металу, а також тріщиноутворенням внаслідок зміни структури і фазового складу за термічного впливу на метал під час гальмування і руху на поворотах. В загальному, це є результатом впливу підвищеного вмісту вуглецю в таких колісних сталях на її схильність до мартенситного перетворення [2]. Аналогічна проблема негативного впливу високого вмісту вуглецю існує під час ремонтного наплавлення коліс внаслідок тріщиноутворення в зоні термічного впливу [3]. Тому сталі для залізничних коліс нового покоління повинні бути високоміцними за зниженого вмісту вуглецю, мати високу тріщиностійкість і підвищену термічну стабільність

структурно-фазового складу і механічних властивостей. Оскільки колеса сприймають переважно циклічні навантаження, то перевагу потрібно надавати характеристикам циклічної тріщиностійкості колісних сталей. В результаті колісні сталі з підвищеним ресурсом експлуатації повинні оптимально поєднувати високі характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості та зносостійкості і опору утворенню контактної втоми пошкоджень.

Негативний вплив зменшення вмісту вуглецю на міцність колісних сталей повинен бути компенсований їх додатковим легуванням. При цьому використання для хрому, молібдену та нікелю може суттєво збільшити вартість сталі. Більш доцільніше є підвищити вміст кремнію та марганцю (сприяє твердорозчинному зміцненню та зменшенню чутливості до термічного впливу і контактної втоми) [4] та мікролегувати сталь ванадієм та азотом (сприяє дисперсійному зміцненню завдяки утворенню нітридів та карбонітридів, які гальмують процес рекристалізації, забезпечуючи структурне зміцнення сталі) [5]. Дані про ресурсні характеристики таких комплексно легованих сталей в літературі практично відсутні.

Матеріали та методики. Досліджено стандартні високоміцні колісні сталі марок 2 і Т (табл. 1, варіанти 1 і 2) та нові (з твердорозчинним або нітридним зміцненням, а також за одночасного поєднання твердорозчинного і нітридного зміцнення) сталі для залізничних коліс (табл. 1, варіанти 3-10). Дослідження проводили на зразках, вирізаних з коліс, виготовлених за технологією ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» зі сталей марок 2, Т і К (варіанти 1, 2 і 8), а також з дослідних виливків після термічної і термомеханічної

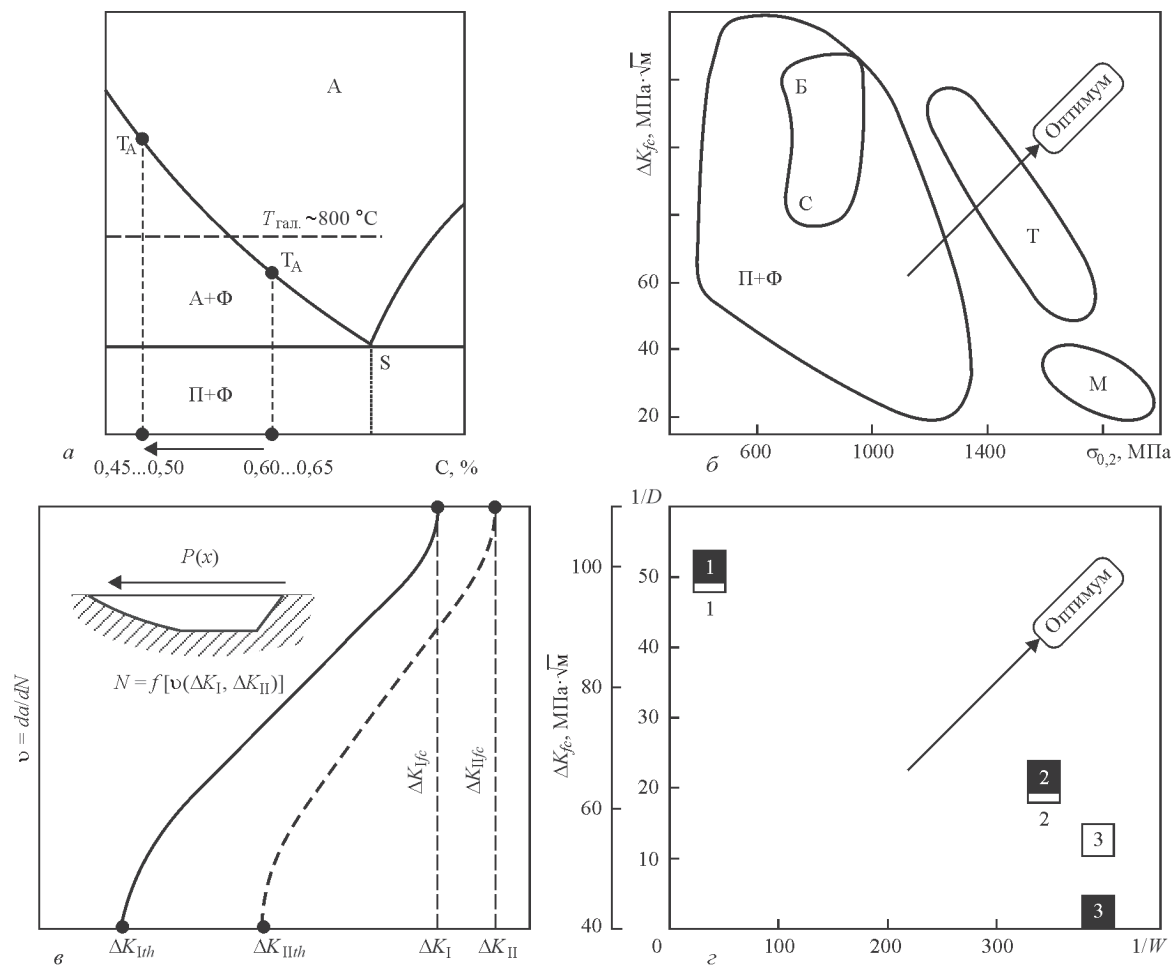


Рис. 1. Нова концепція створення високоміцних колісних сталей: T_A – температура аустенізації; $T_{гал.}$ – температура в зоні контакту колеса-рейки під час гальмування; А – аустеніт, Ф – ферит, П – перліт, Б – бейніт, М – мартенсит, Т – троостит, С – сорбіт; 1 – сталь марки 2, 2 – марки Т, 3 – марки T_M . Світлі символи – діаграма $(1/D - 1/W)$; темні – $(\Delta K_{Ic} - 1/W)$; опис а–г див. у тексті

Таблиця 1. Хімічний склад і механічні характеристики колісних сталей

Варіант сталі	C, мас.%, %	Si, мас.%, %	Mn, мас.%, %	[VN]·10 ⁴ , мас.%, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\Delta K_{I_{th}}$, МПа·√м	$\Delta K_{I_{fc}}$, МПа·√м
1	0,60	0,34	0,64	–	670	1010	11,5	7,0	100
2	0,63	0,72	0,32	–	1080	1250	10,5	6,6	65
3	0,63	0,18	0,76	8,1	486	843	16,8	6,5	73
4	0,56	0,22	0,87	11,6	547	756	22,2	–	–
5	0,63	0,13	0,65	15,6	520	789	14,6	–	–
6	0,57	0,27	0,85	22,1	877	592	17,0	6,6	87
7	0,61	0,26	0,65	41,9	520	810	18,7	6,6	83
8	0,58	0,97	0,85	–	735	1051	10	6,0	52
9	0,52	0,67	0,81	28,9	806	1025	17,7	6,0/5,0	80/65
10	0,45	1,44	1,36	18,7	869	1060	15	6,3	59

Примітка: варіанти 1 і 2 – сталі марок 2 і Т, відповідно [1]; варіант 8 – сталь марки К [6]; решта – дослідні сталі.

обробок (табл. 1, варіанти 3-7, 9, 10), отриманих за технологією ФТМС НАН України.

Масову частку вуглецю, сірки, фосфору визначали за стандартами ГОСТ 12344-88, ГОСТ 12345-88, ГОСТ 12347-88; азоту – методом плавлення зразків в потоці гелію чистотою 99,99 % на аналізаторі ТС-30 фірми «ЛЕКО»; інших елементів – спектральним аналізом на установці «Спектрмакс» згідно ГОСТ 18895-97.

Структурні напруження II роду ($\tau_{лок}$) визначали розрахунковим методом, використовуючи встановлені показники дислокаційної структури [3]:

$\tau_{лок} = Gb\rho t / \pi(1-\nu)$, де G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; ρ – густина дислокацій; ν – коефіцієнт Пуассона; t – товщина фольги.

Короточасну міцність (межі плинності $\sigma_{0,2}$ та міцності σ_B) і пластичність (відносне видовження b) визначали на п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 3 або 5 мм за температур від 20 до 800 °С.

Характеристики циклічної тріщиностійкості сталі за нормального відриву визначали за діаграмами швидкостей росту втомної макротріщини – залежностями $da/dN - \Delta K_I$, отриманими за

стандартною методикою (ASTM E647-08) на компактних зразках товщиною 8...10 мм за частоти 10...15 Гц і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$. Характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалів вибрано поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} м/цикл відповідно. В окремих випадках значення ΔK_{fc} встановили за розмахом ΔK , коли втомна тріщина починає рости спонтанно.

Випробування на пошкодженість проводили на модельних зразках колеса товщиною 8 мм і діаметром 40 мм в контакт з рейкою довжиною 220 мм, шириною 8 мм і висотою 16 мм. Колеса виготовляли з вищеописаних сталей, а рейки вирізали з головки натурної рейки твердістю HRC 46. Випробування проводили на спеціально розробленому стенді [7] при навантаженні на колесо $P = 1300$ Н, що створює напруження в зоні контакту колесо-рейка $p_0 = 750$ МПа, визначені за відомою формулою Герца.

Поверхні кочення коліс вивчали під мікроскопом після $2 \cdot 10^5$ циклів навантаження (на шляху 25 км) за збільшення 130 раз. Зображення аналізували за допомогою спеціально розробленої комп'ютерної програми і визначали середню кількість дефектів $\bar{n}$, мм² в полі зору мікроскопа залежно від їх розміру на різних ділянках поверхні кочення та оцінювали пошкодженість шляхом співвідношення площі вищербин, утворених пітингоутворенням та розшаруванням (F_d) до загальної площі поверхні кочення колеса (F_0). В умовах контактної втоми оцінювали опір пошкоджуваності ($1/D$) та опір зношуванню ($1/W$), які є оберненими величинами відповідно пошкодженості $D = F_d / F_0$ і зносу $W = (R_0 - R) / R_0$ поверхні кочення модельного колеса, де F_d – площа дефектів (пітингів і вищербин), F_0 – площа поверхні кочення; R – радіус колеса після випробувань; R_0 – його вихідне значення. Подано усереднені значення характеристик за результатами випроб не менше трьох зразків.

Результати досліджень. *Нова концепція розроблення високоміцних колісних сталей.* Базуючись на даних аналізу експлуатаційних пошкоджень коліс типу КП-2 і КП-Т по всій мережі доріг Укрзалізниці, а також лабораторних досліджень ресурсних характеристик сталей марок 2 і Т, було встановлено, що механічна поведінка цих сталей за впливу експлуатаційних чинників залежить від вмісту вуглецю [2]. Отримані результати обґрунтовували необхідність зміни концепції вибору (розроблення) сталей для підвищення довговічності високоміцних залізничних коліс, який повинен здійснюватися як за критерієм зношування (що визначає міцність і твер-

дість сталей), так і за критерієм вищерблювання поверхні кочення (що визначає тріщиностійкість сталей). Підвищений (до 0,7 %) вміст вуглецю в сталі марки Т, зумовлюючи ріст зносотривкості (твердості), спричиняє її схильність до мартенситного перетворення, збільшення залишкових напружень II роду і, як результат, падіння циклічної тріщиностійкості [2]. Встановлено, що контактно-втомна пошкодженість однозначно залежить від циклічної в'язкості руйнування сталі за умов нормального відриву ($\Delta K_{I,fc}$) і поперечного зсуву ($\Delta K_{II,fc}$): вона найбільша в модельних колесах зі сталі, яка володіє найнижчою циклічною в'язкістю руйнування. При цьому така однозначна залежність відсутня, коли за визначальний параметр тріщиностійкості брати поріг втоми ΔK_{th} і $\Delta K_{II,th}$ [7, 8].

В результаті запропоновано нову концепцію розроблення високоміцних колісних сталей [2], яка базується на підходах структурної механіки руйнування (рис. 1). Вона передбачає (рис. 1, а) необхідність максимально можливого зниження вмісту вуглецю для запобігання мартенситного перетворення під час гальмування та тріщиноутворення при ремонтному наплавленні. Включає пошук на підставі діаграм конструкційної міцності колісних сталей, які забезпечують оптимальне поєднання характеристик їх міцності і тріщиностійкості з урахуванням їх структури (рис. 1, б) і механізмів руйнування за умов нормального відриву та поперечного зсуву (рис. 1, в) для мінімізації тріщиноутворення на поверхні кочення коліс. Регламентує необхідність забезпечення оптимального поєднання їх характеристик опору зношуванню і контактно-втомній пошкоджуваності (рис. 1, г). Тому в якості основної характеристики експлуатаційної довговічності і надійності колісних сталей запропоновано [9] діаграму експлуатаційної надійності (рис. 1, г) – залежність між циклічною в'язкістю руйнування (ΔK_{fc}), яка визначає опір утворенню експлуатаційних дефектів на поверхні кочення коліс ($1/D$), та опором зношуванню гребеня і поверхні кочення коліс ($1/W$). Очевидним є той факт, що шуканий оптимум буде знаходитися у правому верхньому куті цієї діаграми (рис. 1, г).

Запропоновано також [2], що в якості другої основної характеристики експлуатаційної довговічності і надійності колісних сталей, яка визначає їх схильність до утворення повзунів на поверхні кочення коліс, є залежність пластичності (відносного видовження) при температурах вище 500 °С, зокрема, при 700 °С, яка у цьому випадку є інформативною на відміну від характеристик міцності (рис. 2): що вищі значення δ^{700} , то більша схильність сталі до утворення повзунів [2].

Обґрунтування хімічного складу нової високоміцної колісної сталі. Сталь марки Т з високим

вмістом вуглецю (табл. 1, варіант 2) впроваджені для виробництва високоміцних залізничних коліс замість сталі марки 2 (варіант 1), має висо-

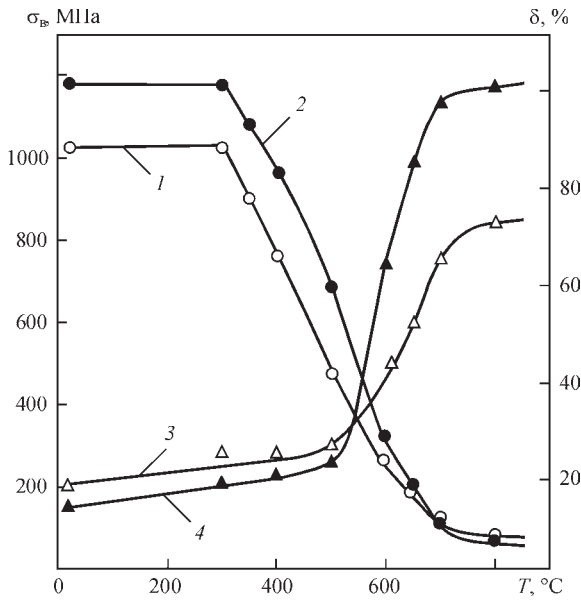


Рис. 2. Температурна залежність характеристик міцності (1, 2) та пластичності (3, 4) сталей марок 2 (1, 3) і Т (2, 4)

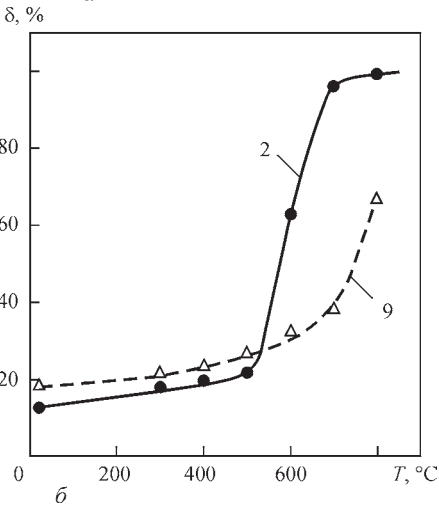
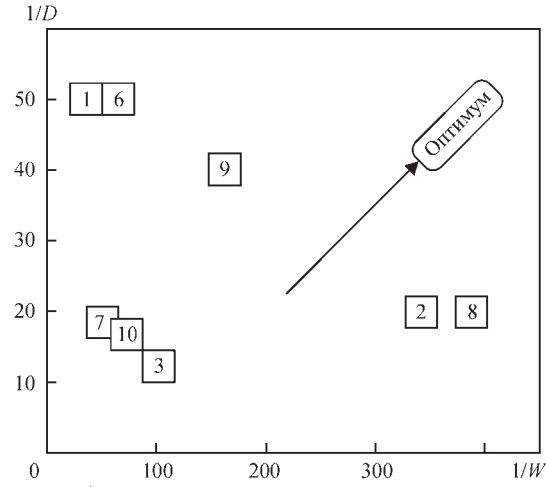


Рис. 3. Діаграма експлуатаційної надійності (а) і температурна залежність відносного видовження (б) варіантів сталей згідно табл. 1

кі межі плинності і міцності, але підвищену високотемпературну пластичність δ^{700} і низьку циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} , що зумовлює її високий опір зношуванню за низького опору пошкодженості (рис. 3, а) і підвищену схильність до утворення повзунів (рис. 3, б). За мікрولهгування ванадієм і азотом сталі з дисперсійним зміцненням при пониженому вмісті вуглецю (до 0,56 %) і кремнію (до 0,13...0,18 %) демонструють підвищені значення ΔK_{fc} (табл. 1, варіанти 3-7) порівняно зі стандартною сталлю марки Т, проте низькі характеристики міцності за високої пластичності. При цьому виявлено оптимум значення $[V \cdot N] = 22,1 \cdot 10^{-4} \%$ (табл. 1, варіант 6). Ця сталь має високий опір пошкодженості, який на рівні встановленого для сталі марки 2 (рис. 3, а), але потребує підвищення опору зношуванню [10].

За твердорозчинного зміцнення при використанні підвищеного вмісту кремнію і марганцю (табл. 1, варіант 8) сталь демонструє високу міцність, але найнижчу циклічну в'язкість руйнування ($\Delta K_{fc} = 52 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$), що пов'язано з перенапруженням структури, коли маємо твердорозчинне зміцнення фериту за порівняно високого (0,58 %) вмісту вуглецю [4]. Тому сталь має високий опір зношуванню і низький опір пошкодженості, аналогічний встановленому для високовуглецевої сталі марки Т (рис. 3, а).

Ефективнішим виявилось використання комплексного зміцнення (табл. 1, варіант 9), а саме дисперсійного і твердорозчинного при зниженому (0,52 %) вмісті вуглецю [11, 12]. Такий сталі властиві одночасно високі межі плинності та міцності, пластичність і циклічна в'язкість руйнування. В результаті отримали найкраще поєднання

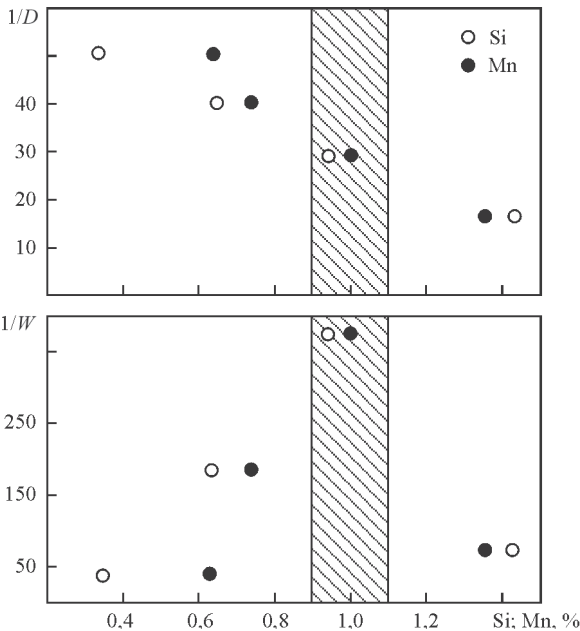
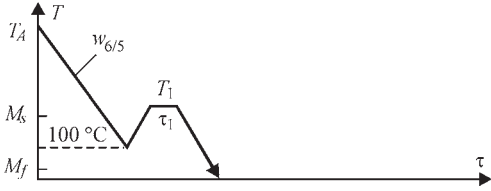
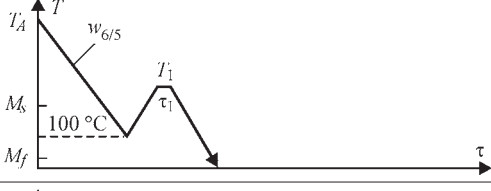
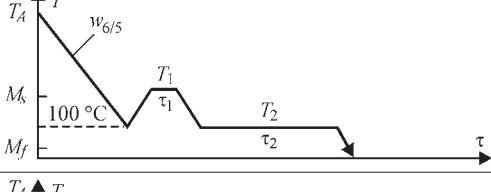
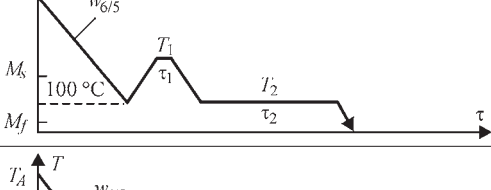
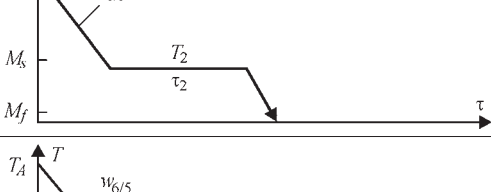
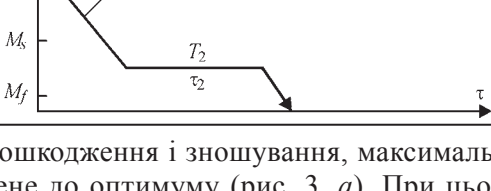


Рис. 4. Залежність опору пошкодженості та зношуванню від вмісту кремнію та марганцю, а також їх рекомендований вміст (заштрихована зона)

Таблиця 2. Умови та параметри термічної обробки сталі 65Г

Режим	Схема і параметри термічної обробки	
1		Температура аустенітизації $T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; Швидкість охолодження в інтервалі $600\dots500\text{ }^{\circ}\text{C}$ $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$
2		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_1 = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_1 = 10\text{ хв.}$
3		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_1 = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_1 = 1\text{ хв.}$
4		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_1 = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_1 = 10\text{ хв.}$; $T_2 = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$
5		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_1 = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_1 = 1\text{ хв.}$; $T_2 = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$
6		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_2 = 180\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$
7		$T_A = 850\text{ }^{\circ}\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $T_2 = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$

опору пошкодження і зношування, максимально наближене до оптимуму (рис. 3, а). При цьому вона має помітно нижчу схильність до утворення повзунів порівняно зі стандартною сталлю марки Т (рис. 3, б). Комплексне легування за подальшого зниження вмісту вуглецю (до 0,45 %) при достатньо високому вмісті кремнію і марганцю (1,36...1,44 %) привело до високої міцності, низької циклічної в'язкості руйнування сталі (табл. 1, варіант 10), а також гіршої експлуатаційної надійності порівняно зі сталлю варіанта 9 (рис. 3, а).

Відзначимо, що у всіх досліджених сталях практично незмінне значення порогу втоми $\Delta K_{th} = 6,0\dots7,0\text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ (табл. 1), тобто можна зроби-

ти висновок, що цей параметр не є визначальним при оптимізації ресурсних характеристик високоміцних колісних сталей.

На підставі аналізу отриманих результатів впливу хімічного складу на ресурсні характеристики сталей (табл. 1 і рис. 4) та літературного аналізу [4] рекомендовано нову високоміцну сталь (межа міцності 1050...1100 МПа) наступного хімічного складу (мас. %): 0,45...0,50 С; 0,90...1,10 Si; 0,90...1,10 Mn; 0,14...0,16 V; 0,016...0,018 N за температури аустенітизації 860...880 °С і відпуску 500...550 °С.

Оптимізація параметрів термічної обробки при ремонтному наплавленні. Під час тривалої експлу-

атації залізничні колеса зношуються, а на їх поверхні кочення виникають різного роду дефекти. Тому їх обточують і профіль відновлюють електродуговим наплавленням [3]. Проте після цього в зоні термічного впливу колеса залежно від вмісту вуглецю в сталі і швидкості охолодження формується мартенситна структура, схильна до крихкого руйнування шляхом полегшеного зародження і росту тріщин. Це вимагає пошуку ефективних режимів наплавлення та охолодження відновлюваних коліс, щоб забезпечити конструкційну міцність металу в зоні термічного впливу, зокрема, підвищену тріщиностійкість у високоміцному стані [13, 14]. Для оптимізації параметрів процесу охолодження коліс після ремонтного наплавлення за технологією, розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Пато-на НАН України, досліджували вплив різних умов термічної обробки (табл. 2) на властивості сталі 65Г, яку було використано як модельну колісну сталь [14].

За традиційної схеми Q-n-P-обробки [14] (табл. 2, режими 2 і 3) порівняно з вихідним станом зафіксовано зростання порога втоми ΔK_{th} (на 27 %) і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} (на 27...43 %) залежно від вмісту залишкового аустеніту. За модифікованої схеми (режими 4 і 5) значення ΔK_{th} зростає на 38...47 %, а ΔK_{fc} – на 48...66 %. За характеристиками циклічної тріщиностійкості найкращий результат показує обробка за режимом 7 [15], яка дозволяє сформувати в зоні термічного впливу змішану структуру верхнього і нижнього бейніту (~66 %) та мартенситу (~34 %) за витримки 2...3 год., перериваючи охолодження сталі при 100 °С, тобто за температури між точками початку (M_s) і кінця (M_f) мартенситного перетворення. Це зумовлює зростання майже в 2 рази як порогу втоми ΔK_{th} , так і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} . На підставі результатів електронно-мікроскопічних досліджень встановлено [13], що за цієї обробки в металі відбулися зміни на субструктурному рівні: приблизно в 1,5 рази зменшилась густина дислокацій ρ . Порівняння локальних напружень II роду $\tau_{лок}$ в структурних складових цього металу показало, що після такої ізотермічної витримки у верхньому бейніті локальні напруження і деформації зменшилися в 1,4 рази; у нижньому бейніті – в 1,5 рази; в мартенситі – в 1,3...1,4 рази.

Висновки

1. Для покращення опору пошкодження і зношування поверхні кочення високоміцних (> 1000 МПа) суцільнокатаних залізничних коліс, а також їх ремонтпридатності шляхом наплавлення необхідно застосовувати сталі з пониженим вмістом (< 0,50...0,55 %) вуглецю, в яких

високоміцний стан досягають одночасно твердо-розчинним (легування кремнієм і марганцем) і дисперсійним (мікролегуванням ванадієм і азотом) зміцненням.

2. Базуючись на розробленій концепції створення високоміцних (> 1000 МПа) колісних сталей, запропоновано нову комплекснолеговану сталь з твердорозчинним (0,90...1,10 % Si та 0,90...1,10 % Mn) і дисперсійним ($[V \cdot N] = (20...25) \cdot 10^{-4} \%$) зміцненням за пониженого (до 0,45...0,50 %) вмісту вуглецю, яка за опором зношуванню і пошкодженості та ремонтпридатністю наплавленням переважає стандартну сталь марки 2 (0,58...0,62 % C).

3. Підвищення циклічної тріщиностійкості металу в зоні термічного впливу ремонтного наплавлення високоміцних залізничних коліс досягається формуванням змішаної структури верхнього і нижнього бейніту (~66 %) та мартенситу (~34 %) за витримки на протязі 2...3 год. при температурі 100 °С, перериваючи охолодження сталі між точками початку (M_s) і кінця (M_f) мартенситного перетворення.

Список літератури/References

- (2016) ДСТУ ГОСТ 10791-2016. *Колеса суцільнокатані. Технічні умови*. (2016) DSTU GOST 10791-2016. *All-rolled wheels. Specifications* [in Ukrainian].
- Ostash, O.P., Anofriev, V.H., Andreiko I.M. et al. (2011) On the concept of selection of steels for high-strength railroad wheels. *Materials Science*, 48, 6, 697–703.
- Haivorons'kyi, O.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2015) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Ibid.*, 51, 4, 563–569.
- Kulyk, V.V., Ostash, O.P., Vira, V.V. (2019) Influence of the elevated contents of silicon and manganese on the operating characteristics of high-strength wheel steel. *Ibid.*, 55, 2, 143–151.
- Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. (2005) *Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой*. Киев, Наукова думка. Babaskin, Yu.Z., Shipitsyn, S.Ya., Kirchu, I.F. (2005) *Structural and special steels with nitride phase*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Бабаченко О.І., Кузьмичов В.М., Книш А.В., Беседнов С.В., Рослік О.В., Польський Г.М., Литвиненко П.Л. (2013) *Сталь для суцільнокатаних коліс*. Україна Пат. на винахід № 101757. Опубл. 25.04.2013; Бюл. № 8. Babachenko, O.I., Kuzmichov, V.M., Knysh, A.V., Besednov, S.V. et al. (2013) *Steel for all-rolled wheels*. Ukraine, Pat. 101757, Publ. 25.04.2013; Bull. 8 [in Ukrainian].
- Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Lenkovskiy, T.M. et al. (2018) Relationships between the fatigue crack growth resistance characteristics of a steel and the tread surface damage of railway wheel. *Archives of Materials Science and Engineering*, 90, 2, 49–55.
- Kulyk V.V., Lenkovskiy T.M., Ostash O.P. (2017) Mode I and mode II cyclic crack resistance of wheel steel. *Strength of Materials*, 49, 2, 256–262.
- Осташ О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В. (2014) *Спосіб оцінювання роботоздатності колісних сталей*. Патент України на винахід № 106836. Опубл. 10.10.2014; Бюл. № 19. Ostash, O.P., Andreiko I.M., Kulyk, V.V. (2014) *Method of estimation of wheel steels serviceability*. Ukraine, Pat. 106836, Publ. 10.10.2014; Bul. 19 [in Ukrainian].

10. Kulyk, V.V., Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P. et al. (2018) The joint effect of vanadium and nitrogen on the mechanical behavior of railroad wheels steel. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 89, 2, 56–63.
11. Шипицын С.Я., Осташ О.П., Кулык В.В. и др. (2018) Новая сталь для железнодорожных колес с повышенным ресурсом. *Металл и литье Украины*, 300-301, 5-6, 52–61. Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P., Kulyk, V.V. et al. (2018) New steel for railway wheels with a longer service life. *Metall i Litio Ukrainy*, 300-301(5-6), 52–61 [in Russian].
12. Kulyk, V.V., Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P. et al. (2019) Mechanical behavior of wheel steels with solid solution and precipitation hardening. *Archives of Materials Sci. and Engineering*, 95, 2, 49–54.
13. Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Poznyakov, V.D. et al. (2017) Fatigue crack growth resistance of welded joints simulating the weld-repaired railway wheels metal. *Ibid*, 86, 2, 49–55.
14. Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Poznyakov, V.D. et al. (2019) Influence of the modes of heat treatment on the strength and cyclic crack-growth resistance of 65G steel. *Materials Science*, 54, 6, 776–782.
15. Осташ О.П., Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Кулик В.В. (2016) Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей. Україна Пат. на корисну модель № 105440. Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6. Ostach, O.P., Haivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Kulyk, V.V. (2016) Method of heat treatment of high-strength low-alloyed carbon steels. Ukraine Pat. on utility model 105440, Publ. 25.03.2016; Bull. 6 [in Ukraine].

INFLUENCE OF CONTENT OF ALLOYING ELEMENTS AND HEAT TREATMENT ON RESOURCE CHARACTERISTICS OF HIGH-STRENGTH WHEEL STEELS DURING MANUFACTURE OF RAILWAY WHEELS AND THEIR REPAIR DURING SURFACING

O.P. Ostash¹, V.V. Kulyk¹, S.Ya. Shipitsyn², O.A. Gaivoronsky³, R.V. Chepil¹

¹G.V. Karpenko Physical-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, 5, Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine.

E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

²Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, 34/1, Vernadskogo, 03142, Kyiv, Ukraine.

E-mail: metal@ptima.kiev.ua

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

A new concept of creating steels to provide high resistance to wear and damageability to the rolling surface of wheels was proposed, requirements for a set of mechanical characteristics of such steels were developed and chemical composition of steel for a new generation of railway wheels, as well as heat treatment mode during their repair surfacing was substantiated. 15 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Key words: high-strength railway wheels, slider, notch, wear, operational reliability

Надійшла до редакції 07.07.2020

ХІХ МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020 МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

24 - 27 листопада



ОРГАНІЗАТОР:

Міжнародний виставковий центр

Генеральний
інформаційний партнер:



Ексклюзивний
медіа партнер:



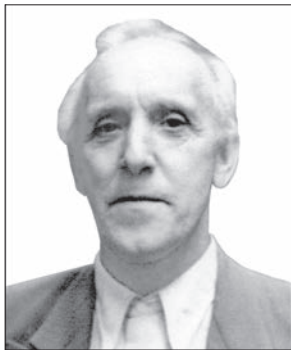
Технічний
партнер:



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

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

120 років П.І. Севбо – видатному конструктору зварювального обладнання



Севбо Платон Іванович народився 15 червня 1900 р. в с. Носовичі, Мінської губернії.

Закінчив у 1930 р. механічний факультет Київського індустріального інституту (нині НТУУ «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського»).

У 1935 р. Є.О. Патон, який знав його студентом, запросив Платона Івановича працювати в тільки що офіційно затверджений інститут: «Зварювання, безсумнівно, прогресивний технологічний процес ... Ми знаємо про природу зварювання поки мало. Мають відбутися серйозні наукові дослідження фахівцями різних наук. А простіше кажучи, потрібна нова технологія. Але! Зварювання поки ще ручне? І якщо ми не замінимо руку зварника, кого переконаєш, що це прогрес? Чи згодні?» Севбо погодився. Сам Євген Оскарович згадував: «Довго мені не вдавалося знайти відповідну людину, якій під силу б довелося керівництво конструкторським бюро. Нарешті його очолив Платон Іванович Севбо, інженер-механік з великим стажем, людина вдумлива і серйозна. На нього можна було покластися. Вручаючи Севбо кермо влади, я прямо сказав йому: «Буде важко. Роботи багато, а досвіду майже немає. Я надаю вашому бюро велике значення. Від нього буде залежати, чи зуміємо ми впровадити автозварювання в виробництво».

Севбо набирає в бюро молодих фахівців, вони створюють методику проектування зварювальних апаратів і розробляють перші апарати, що стали основою для створення серії зварювальних автоматів і тракторів.

У вересні 1941 р., при наближенні німецько-фашистських армій до Києва ІЕЗ був евакуйований на Урал, в Нижній Тагіл і розміщений на території «Уралвагонзавода». Була швидко створена науково-виробнича база ІЕЗ. Розгорнулися дослідні та конструкторські роботи по створенню техніки автоматичного зварювання вагонів, авіабомб великого калібру. Війна зажадала від вчених, конструкторів, інженерів, робітників вирішувати складні проблеми в найкоротший термін.

Незабаром на територію «Уралвагонзавода» прибули близько 600 вагонів з обладнанням і фахівцями Харківського заводу № 183 ім. Комінтерну. В конструкторському бюро останнього був створений кращий середній танк Другої світової війни Т-34, а в цехах було налагоджено виробництво тан-

ків. Однак бронекорпуса зварювали вручну – броньові плити товщиною кілька десятків міліметрів в СРСР, США, Німеччині та інших країнах з'єднували швами ручного дугового зварювання. На заводі в Нижньому Тагілі, що отримав найменування «Уральський танковий завод ім. Комінтерну» (УТЗ – завод № 183), як і в Харкові бронекорпуса продовжували зварювати вручну.

Є.О. Патон розгорнув дослідження з метою розробки технології зварювання високоміцних загартованих сталей і апаратів для автоматичного зварювання вузлів танків.

Борис Євгенович Патон згадує: «Основні труднощі, які гальмували роботу по створенню технології зварювання броньових сталей і чітко проявилися під час проведення дослідів в Нижньому Тагілі, полягали в освітленні появи тріщин в металах шва і зони термічного впливу тріщин. В результаті наполегливої праці бригада технологів, керована В.І. Дятловим, перемогла тріщини. Паралельно з розробкою технологічних питань під керівництвом П.І. Севбо, за активної участі головного механіка корпусного відділу Ф.П. Руденко і головного енергетика цього ж відділу Рубчинського, були запроектовані, виготовлені і змонтовані дві установки для зварювання борту корпусу танка Т-34 з підкрилки. Можна було починати роботу». Продуктивність автоматичного зварювання виявилася в 10 разів вище ручної. Конструкторська група ІЕЗ підготувала 20 проектів спеціалізованих установок для автоматичного зварювання різних типів з'єднань і вузлів на танках і 8 – для зварювання авіабомб і боєприпасів. У 1943 р. Севбо захистив у Свердловську кандидатську дисертацію.

Зварювальні головки були настільки прості, що вдалося налагодити випуск апаратури силами майстерень інституту в достатній для оборонної промисловості кількості. Ця обставина, а також простота апаратів в експлуатації забезпечили



Нарада у директора Інституту електрозварювання, жовтень, 1947 р. (зліва направо: Б.І. Медовар, І.І. Фрумин, Є.О. Патон, П.І. Севбо, Б.Є. Патон)

можливість широкого впровадження автоматичного зварювання під флюсом не тільки в роки Великої Вітчизняної війни, а й в повоєнний час.

На УТЗ за пропозицією Є.О. Патона почав працювати перший конвеєр з виготовлення бронекорпусів зі спеціальними зварювальними установками, основою яких були автомати П.І. Севбо. Пуск потокової лінії дозволив вивільнити 280 кваліфікованих робітників. У 1943 р. ІЕЗ встановив на заводах Наркомату танкової промисловості близько 50 апаратів для автоматичного зварювання.

Ще у 1943 р. керівництво СРСР прийняло постанову «Про негайні заходи по відновленню господарства в районах, звільнених від німецької окупації». У травні 1944 р. ІЕЗ повернувся до Києва. Співробітники інституту посилили технічну допомогу підприємствам України. У тому ж році в майстернях ІЕЗ було організовано випуск зварювальних головок та допоміжної апаратури до установок.

У повоєнні роки П.І. Севбо активно працював над розвитком і вдосконаленням зварювального обладнання для багатьох галузей промисловості. Здійснив низку проектів, пов'язаних з комплексною автоматизацією зварювального виробництва.

Повною мірою метод комплексних розв'язків виявився при розробці принципово нових складально-зварювальних верстатів-автоматів по виготовленню шахтних вагонеток, шахтарських ламп, стояків шахтних кріплень та ін. Автоматизовані поточкові виробництва труб великого діаметра із двох- та трьохдуговим швидкісним зварюванням були пущені на декількох заводах країни. У 1949 р. на Торецькому заводі була пущена потокова лінія з універсальним вальцезварювальним верстатом для виготовлення шахтних і рудничних вагонеток, стояків тощо. У 1946–1948 рр. на Маріупольському заводі ім. Ілліча була побудована високомеханізована лінія для виготовлення залізничних цистерн. Автоматичне зварювання під флюсом широко застосовували при будівництві доменних комплексів, цистерн й котлів, вагонів й газгольдерів, металоконструкцій, морських й річкових суден, шахтного устаткування й сільськогосподарських машин автоматичного зварювання, перш за все на заводах Придніпров'я й Донбасу. У 1954 р. на Луганському паровозобудівному заводі працювало вже сім спеціалізованих установок з десятима зварювальними головками, вісім зварювальних тракторів і шість напівавтоматів; у Крюківському вагонобудівному заводі – установки для зварювання поперечних і хребтових балок рам візків. До кінця 1950 р. були відновлені та споруджені 23 доменні печі, 51 мартенівська піч, прокатні стани потужністю 4,4 млн т прокату. Обсяг механізованого зварювання склав 70 %. Взагалі застосування автоматичного зварювання під флюсом дало можливість у 3,5 рази підвищити продуктивність праці.

Багато уваги приділяв П.І. Севбо підготовці кадрів. Він особисто відбирав молодь для роботи в ДКБ, створеному у 1959 р. на базі проектного відділу ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Для молодих колег він був носієм глибоких професійних знань, освіченою і висококультурною людиною і вимогливим керівником.

З 1960-х років зварювання стає провідною технологією в авіаракетобудуванні, атомній енергетиці, електроніці та ін. Спеціально для виготовлення конструкцій ракет з міцних алюмінієвих сплавів, бойових літаків і підводних човнів з титанових сплавів, реакторів і турбореактивних двигунів з високоміцних сталей розроблялися обладнання і технології зварювання.

Одним з найважливіших шляхів розвитку зварювання стало управління процесом плавлення електродного металу, задаючи джерелу струму певну програму зміни електричних параметрів режиму. Досить швидко створювалася й удосконалювалася технічна база: ЕОМ, комп'ютери, тиристорні схеми та ін. Можливості цієї техніки при виконанні вручну обмежуються фізіологічними можливостями людини. Комп'ютерне управління вимагало вдосконалення зварювального устаткування. Навчені П.І. Севбо успішно справляються з цим завданням. До його порад продовжували звертатися навіть тоді, коли йому було за 90 років. І зараз наукові концепції конструювання зварювального обладнання залишаються актуальними.

Результати робіт знайшли відображення у шести книгах, статтях та винаходах, 21 з яких запатентовано в США, Англії, Німеччині, Франції, Японії, Бельгії, Швеції, Швейцарії, Канаді, Італії.

Усе своє життя П.І. Севбо словом, ділом та особистим прикладом стверджував і відстоював увагу до професії конструктора. Ставлячи високі вимоги до технічної ерудиції і кваліфікації колег, він одночасно не раз висловлював думку про те, що справжнім конструктором не може стати людина, яка не цікавиться літературою, музикою, живописом, спортом.

Друковані роботи П.І. Севбо є неоціненними посібниками для проектувальників, виробничників, студентів.

В останні роки багато сил та енергії віддавав пропагуванню історії зварювання, брав участь у складанні словника «Термінологія по зварюванню та спорідненим технологіям» і «Російсько-українського словника по зварюванню». Протягом десяти років він був найактивнішим членом редколегії журналу «Автоматическая сварка».

Помер Платон Іванович 17 жовтня 2001 р.

Праця П.І. Севбо відзначена Сталінською премією (1945), орденами Трудового Червоного Прапора, «Знак Пошани» та «За заслуги» III ступеня, медалями.

О.М. Корнієнко



Сімейний бізнес і традиції: компанія Fronius відзначає 75 років своєї діяльності

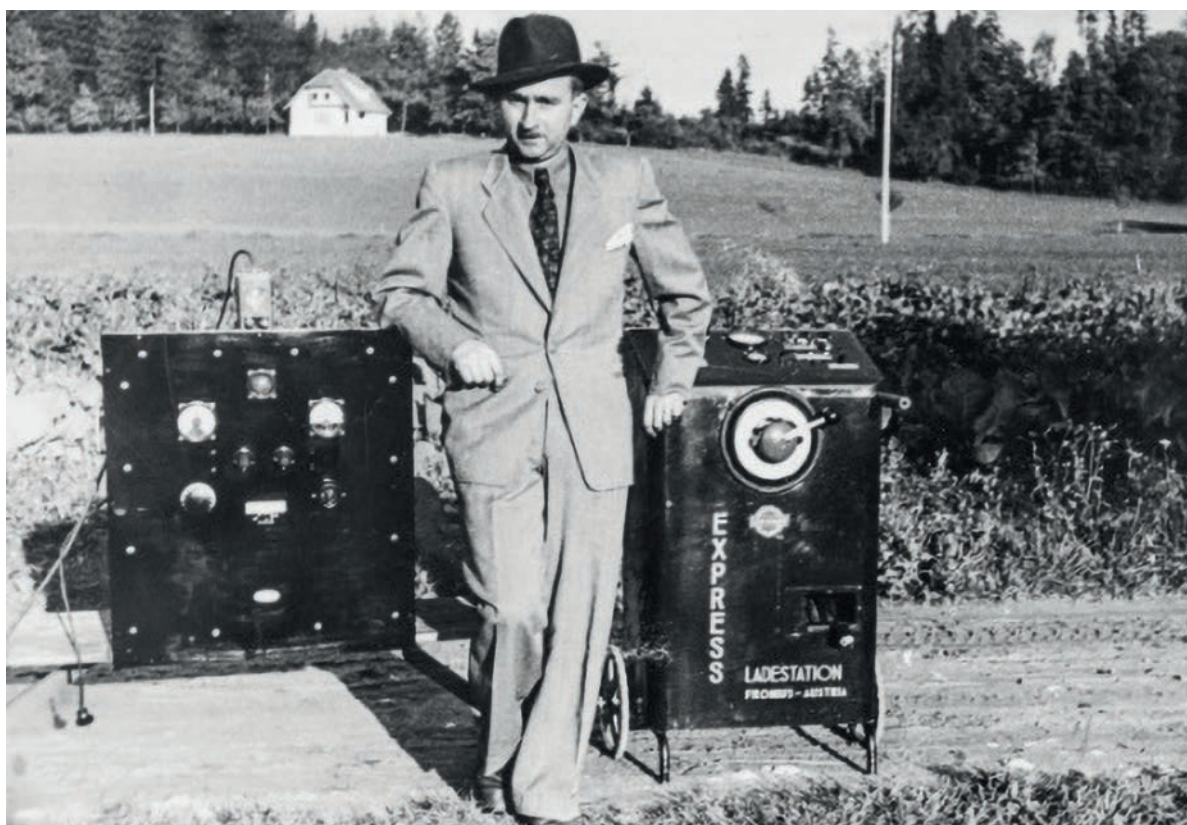
Створене у 1945 р. індивідуальне підприємство, основою якого стала нехитра ідея, нині є частиною промислової інфраструктури. Йдеться про австрійську сімейну компанію Fronius, яка за останні три чверті століття пройшла етапи розвитку від регіональної ремонтної майстерні до ключової фігури в галузі зварювального обладнання, фотовольтаїки, а також технологій заряджання акумуляторів. Історія компанії почалася рівно 75 років тому – 20 червня.

У 1945 р. Гюнтер Фроніус відкрив майстерню з ремонту радіо- та електроприладів. Так розпочалась історія успіху, яка дійшла до наших днів під керівництвом уже третього покоління родини засновника. Підприємство було започатковане в торговому місті Петтенбах (Верхня Австрія), де й донині розташований головний офіс компанії. Тут Гюнтер Фроніус жив і працював, після

Fronius – сімейне підприємство, розташоване на території Верхньої Австрії, яке протягом 75 років веде свою діяльність відповідно до найвищих стандартів якості

того як отримав у своє розпорядження старі казари в обмін на виконання ремонтних робіт. У ті часи заряджання автомобільних акумуляторів становило складний процес, над спрощенням якого й працював Гюнтер. Як кваліфікований інженер-електрик, він розробив рішення, яке дає змогу збільшити тривалість використання батарей. «В основу сучасної концепції нашої діяльності покладено перспективну ідею мого діда», – розповідає Елізабет Енгельбрехтсміллер-Штраус (Elisabeth Engelbrechtsmüller-Strauß), генеральний директор Fronius, яка керує сімейним бізнесом з 2012 р.

Революція в галузі зварювання, глобалізація та сонячна енергія. У 1950 р. Гюнтер Фроніус розширив асортимент продукції зварювальними трансформаторами. Дотримуючись цього курсу, протягом наступних десятиліть компанія Fronius трансформувалася в солідну компанію середніх



У 1945 р. Гюнтер Фроніус заклав основу для створення компанії Fronius International GmbH, яка нині входить до новаторів у галузі зварювального обладнання, фотовольтаїки та технологій заряджання акумуляторних батарей



З архіву: один із перших зарядних пристроїв



Fronius Transarc 500: перша у світі інверторна зварювальна система



Fronius Sunrise: перший сонячний конвертор

розмірів, яку Гюнтер у 1980 р. передав своїм дітям Бригітте Штраус і Клаусу Фроніусу. Вони запустили програму з розвитку та виходу на міжнародний ринок, відкривши згодом дочірні компанії в усьому світі. У 1992 р. було прийнято рішення зосередити зусилля на виробництві сонячної енергії, оскільки за цією технологією майбутнє. Таким чином, сьогодні пріоритетними напрямками діяльності компанії є зварювальне обладнання, фотовольтаїка та технологія заряджання акумуляторних батарей.

Підрозділ Perfect Charging. Підрозділ Perfect Charging існує від моменту заснування компанії. Перші роки роботи Гюнтер Фроніус присвятив заряджанню свинцевих акумуляторних батарей. На початку 1990-х рр. після численних досліджень компанія вперше відмовилася від зарядних пристроїв на 50 Гц і перейшла на використання технології високих частот. У 2013 р. подальші дослідження спричинили ключову подію – було відкрито процес заряджання R_i з урахуванням ефективного внутрішнього опору акумуляторних батарей. З того часу продукти Fronius оснащено функцією автоматичної адаптації до властивостей акумуляторів, що робить кожний процес заряджання унікальним. Нині підрозділ Perfect Charging працює з літій-іонними акумуляторами, реалізуючи нові ідеї в галузі цифрових рішень та мережевої конфігурації пристроїв.

Підрозділ Perfect Welding. Історія підрозділу Perfect Welding бере свій початок у 1950 році, коли засновник компанії Гюнтер Фроніус відкрив можливості плавлення електрода (прутка) за допомогою технології, що застосовується в зарядних пристроях. Дослідження дали приголомшливі результати в середині 1970-х рр. – саме тоді система Fronius Transarc 500 викликала справжній фурор. Це була перша у світі зварювальна система, оснащена інвертором із транзисторним перемиканням. Після її створення компанія Fronius здобула підтримку великих компаній-партнерів за межами

Австрії. У 1998 р. систему Transarc було замінено цифровою зварювальною системою TransPuls Synergic (TPS), яка вперше передбачала можливість модернізації. У той самий час компанія досліджувала новий зварювальний процес, який у 2005 р. увійде в історію як Cold Metal Transfer (CMT). Саме завдяки йому з'явилася можливість виконувати зварювальні роботи з використанням надзвичайно тонких елементів з алюмінію та сталі. Нині компанія Fronius задає нові стандарти в галузі завдяки TPS/i (Trans Process Solution / Intelligent Revolution). Ця система для високошвидкісного зварювання є внеском компанії в «Індустрію 4.0» і показує найкращі результати в поєднанні із системою керування даними, яку надає програмне рішення WeldCube Premium.

Підрозділ Solar Energy. Підрозділ Solar Energy є частиною компанії Fronius із 1992 р. Інвертор Fronius Sunrise випущений на ринок у 1995 р. й отримав міжнародне визнання за дуже короткий період часу. Справжня революція сталася в 2001 р. після запуску Fronius IG. Це був перший інвертор, оснащений високочастотним трансформатором, який давав змогу спеціалістам замінювати плату безпосередньо на місці експлуатації. За останні роки компанія розширила свою діяльність, ставши не лише виробником інверторів, а й постачальником рішень для забезпечення ефективних та інтелектуальних процесів створення, зберігання, розподілу та споживання енергії. Асортимент продукції доповнили не тільки індивідуальні рішення для зберігання, а й фотовольтаїчні системи для нагрівання води та електромобільності з використанням сонячної енергії, для виробництва та зберігання водню, а також для інфраструктури заправки H_2 . Наступним кроком стала поява в лінійці продуктів Fronius трифазних гібридних інверторів Symo GEN24 Plus, які становлять собою універсальні рішення для повного самозабезпечення сонячною енергією.

Реферати статей з журналу

«Welding in the World», №5, 2020 р.*

Вплив поверхневих шарів на опору контактного приєднання частково затверділої сталі 22MnB5 з алюмінієво-кремнієвим та цинковим покриттям. *O. Sherepenko, V. Schreiber, I. Schischin, M. Wohnner, P. Wernlein, N. Mitzschke & S. Jüttner*, pp. 755–771

Одним із методів досягнення локальної зміни властивостей матеріалу при виробництві деталей високої міцності з урахуванням механічних властивостей є зміна температури в печі до гарячого тиснення. Це спричиняє зміни в розвитку поверхневих шарів сталі з покриттям і, отже, різниці в контактних опорах, які визначають розвиток тепла в процесі зварювального опору. Для більш глибокого розуміння впливу поверхневі шари на процес зварювання досліджували деталі з температурними історіями, типові для промислово виготовлених деталей з гарячим штампуванням і алюмінієво-кремнієвим та цинковим покриттям. Визначено статичний контактний опір; проведено вимірювання динамічних опорів у зварювальному процесі. Діапазони струмів зварювання визначалися для різних термічно оброблених заготовок. Не виявлено кореляції між статичним контактним опором та діапазоном зварювального струму; однак для покриття з Zn діапазон зварювального струму переміщувався до менших зварювальних струмів і скорочувався для вимірюваного загального статичного контактного опору близько 4000 мкОм. Для алюмінієво-кремнієвого покриття не було видно залежності між діапазоном зварювального струму та опором статичного контакту. Для сталі з покриттям Al–Si був розроблений новий критерій, заснований на частці резистивних фаз у поверхневому шарі, визначеній металографічними дослідженнями, що дозволяє визначити придатність матеріалу.

Вплив параметрів процесу зварювання тертям з перемішуванням на мікроструктуру, теплові поля та утворення дефектів у стикових з'єднаннях сплаву AA7075-T6. *D. Ambrosio, V. Wagner, C. Garnier, D. Jacquin, A. Tongne, M. Fazzini, O. Cahuc & G. Dessein*, pp. 773–784

У цьому дослідженні зосереджено увагу на впливі параметрів процесу на дефектність, теплове поле та розмір зерен при зварюванні тертям з перемішуванням алюмінієвого сплаву 7075-T6. Зварні зразки були отримані при різних швидкостях обертання інструмента та швидкостях зварювання. У першій частині аналізу якість швів

оцінювали за допомогою мікроскопічного спостереження поперечних перерізів з'єднань для дослідження зміни форми перемішаних зон та виникнення внутрішніх порожнеч. Після цього вимірювали температуру та розмір зерна швів, отриманих зі швидкістю зварювання 60 мм/хв., для вивчення впливу швидкості обертання інструмента на тепловиділення. Вимірювання температури проводилось за допомогою термопар та інфрачервоної камери. Еволюція розміру зерна матеріалу була проаналізована за допомогою оптичних спостережень поперечних перерізів з'єднань, а середній розмір зерна в зоні ядра (NZ) був оцінений за допомогою дифракції зворотного розсіювання електронів. В цілому результати досліджень свідчать, що початкові внутрішні дефекти виникають в зоні набігання між робочою поверхнею бурта і ядром шва. У швах, отриманих при швидкостях обертання інструмента від 800 до 1400 об/хв., максимальна температура підвищилася на 5...15 % залежно від зони вимірювання, в той час як розмір зерна в зоні перемішування збільшився від 2,0 до 3,6 мкм. В цілому показано, що умови для виникнення дефектів обумовлені низьким тепловкладенням, яке й спричиняє в процесі зварювання неправильний потік матеріалу.

Вплив глибини занурення та часу перебування на мікроструктуру та механічні властивості алюмінієвого сплаву 6061, звареного методом контактного зварювання тертям. *O. Zareie, S.M. Mousavizade, H.R. Ezatpour, H. Zareie & N. Farmanbar*, pp. 785–805

Штифтовий інструмент, застосовуваний при звичайному зварюванні при фрикційному контактному зварюванні, створює замкову щілину, яка знижує якість поверхні зварних швів і негативно впливає на корозійну стійкість та механічні властивості. У цій роботі для зварювання тонких аркушів AA6061 товщиною 1 мм застосовується простий метод зварювання при фрикційному терті, що дозволяє запобігти утворенню замкових щілин. Швидкість обертання інструменту є постійною, а час перебування встановлюється як 4, 6 та 8 с з різною глибиною занурення 0,1, 0,14 та 0,18 мм. Макроструктура, мікроструктура та механічні дослідження використовуються для вказівки оптимальних умов обробки. На механічні властивості впливають середній розмір зерна СЗ та геометричні параметри, такі як глибина СЗ, довжина та площа стику, товщина стику та ефективна товщина верхнього листа зварних зразків. Результати вказу-

* «Welding in the World», Vol. 64, Issue 5

ють на максимальне пікове навантаження при 8 с – 0,18 мм (4495 Н) та максимальну енергію відмови при 4 с – 0,1 мм (5,5 Дж) та 8 с – 0,18 мм (5,6 Дж).

Вплив зварювальних напружень на схильність до розтріскування при термообробці стійкої до повзучості сталі 13CrMoV. Частина II: механізми розтріскування при знятті напружень при термообробці після зварювання. *A. Kromm, T. Lausch, D. Schroepfer, M. Rhode & T. Kannengiesser*, pp. 819–829

Зварювання ванадієвої сталі 13CrMoV9-10 вимагає обережності через підвищену сприйнятливості до розтріскування при знятті напружень під час післязварювальної термообробки. Попередні дослідження утворення тріщин в стійких до повзучості сталях були зосереджені на термічних і металургійних факторах; однак було зібрано мало знань про тріщиноутворення під час післязварювальної термообробки з урахуванням обмежених умов. Ця робота складається з двох частин. У частині I показано, що збільшення теплового потоку при дуговому зварюванні під флюсом в умовах обмеження усадки призводить до підвищення рівня напруження в з'єднанні до термічної обробки після зварювання. Величина розтріскування при знятті напружень, що спостерігається в зоні термічного впливу після післязварювальної термообробки, залежить від підведеного тепла. У частині II цієї роботи були вивчені тріщини і пов'язана з ними мікроструктура, що виникли в умовах релаксації напружень. Застосування спеціального акустико-емісійного аналізу показало, що тріщини утворюються в діапазоні температур від 300 до 500 °C в процесі післязварювальної термообробки. Ударна в'язкість в зоні термічного впливу оброблених швів залежала від зварювального тепла, що підводилося. Мікроструктурний аналіз всіх зразків виявив прискорене старіння за рахунок осадження карбідів при післязварювальній термообробці в умовах релаксації напружень.

Вплив конструкції екрануючої газової насадки на розподіл щільності потужності в зварювальних дугах низького струму. *S. Egerland, P. Colegrove & S. Williams*, pp. 831–845

Досліджено зміну діаметра екрануючого газового сопла та її вплив на анодний розподіл потужності дуг низького струму вольфрамових інертних газів, зберігаючи або захисну швидкість потоку газу, або постійну швидкість потоку. Крім того, були вивчені ефекти стану анодної поверхні та типу поведінки потоку (ламінарного або турбулентного), спричиненого застосуванням екрануючим газовим соплом. Було встановлено, що дуги зварювального струму потужністю 50 А були дуже нестабільними для розгортання використовуваних умов, тоді як збільшення електрич-

ного струму дуги до 100 А призвело до поліпшення стійкості дуги. Як було виявлено в попередніх дослідженнях, негаусські профілі розподілу мали місце при 50 А, навіть при вдосконаленому екрануванні. Максимальні щільності потужності були виявлені зміщеними від осі дуги.

Вплив детермінованої випаровуванням моделі дуго-катодного зв'язку на формування басейну зварного шва при моделюванні процесу GMAW. *O. Mokrov, M. Simon, R. Sharma & U. Reisgen*, pp. 847–856

В даний час використовуються підходи для моделювання катодного введення тепла при моделюванні дугового зварювання (GMAW), які, як правило, базуються на дуже спрощених підходах, використовуючи або розподілений тепловий потік Рікалін-Розенталь, або підхід теплопровідності, який не відображає глибокого фізичного залучення у процес. У цій роботі представлений новий підхід до розрахунку дуго-катодного з'єднання при GMAW та досліджено вплив зміни параметрів на формування зварного басейну. Модель, що визначається випаровуванням, для дуго-катодного з'єднання (EDACC) враховує останні дані про температуру плазми в дузі GMAW, в якій переважають пари металу, а також випаровування металу, яке легко іонізується в області катода. Він визначає залежність між температурою поверхні зварного басейну і потоком тепла, а також розподілом щільності струму. В результаті тепловий потік, а також розподіл щільності струму не є осесиметричним. У цій роботі модель була поєднана зі спрощеним моделюванням басейну зварних швів, а також досліджено вплив таких параметрів моделі, як розподіл температури плазми та швидкість зварювання. Крім того, було вивчено також вплив крапель на розподіл температури поверхні зварного басейну та його вплив на прикріплення дуги-катода, визначене моделлю.

Застосування методу зварювання MIG імпульсної плазми для з'єднання Al/сталь. *Sarizam Bin Mamat, Shinichi Tashiro, Mohamad Najmi Masri, Seong Min Hong, Hee-Seon Bang & Manabu Tanaka*, pp. 857–871

Дугове зварювання з'єднань алюмінію та сталі зазвичай супроводжується утворенням крихких інтерметалічних сполук (ІМК) на межі алюмінієвої сталі. Оскільки утворення ІМК тісно пов'язане з надходженням тепла в основні метали, існує гіпотеза, що здатність регулювати вхід тепла дозволить контролювати товщину ІМК. У даній роботі пропонується використовувати імпульсну плазмову систему MIGW для регулювання подачі тепла в процесі зварювання. Для порівняння стійкості крапель зварної плазми MIGW з імпульсною системою MIGW використовувався тіньюграф. Було

встановлено, що плазмовий MIGW генерував регулярний вхід тепла в основний метал завдяки гладкості відшарування крапель і призводив до утворення ІМК рівномірної товщини. Приєднання Al/сталі проводилося з використанням як імпульсних плазмових MIGW, так і імпульсних систем MIGW, і отримані ІМК утворення та товщини оцінювали. Було встановлено, що утворення та товщина ІМС в зварюванні, що відрізняється від Al/сталь, можна контролювати за допомогою імпульсної плазми MIGW. Його нижча температура крапель і знижена швидкість охолодження під час зварювання пригнічували б утворення Fe_2Al_5 та $FeAl_3$, і, таким чином, зменшували б загальну товщину ІМС на з'єднувальній поверхні.

Розробка високопродуктивного процесу гарячого дроту GMAW з використанням двовимірного відхилення дуги. *E. Spaniol, M. Trautmann, T. Ungethüm, M. Hertel, U. Füssel, P. Henckell & J. P. Bergmann*, pp. 873–883

Процеси газового дугового зварювання (GMAW) застосовуються в широкому діапазоні застосувань завдяки їх високій продуктивності та гнучкості. Тим не менш, поставлений плавильний провідний електрод призводить до з'єднання матеріалу та введення тепла. Тому збільшення швидкості плавлення співвідноситься із збільшенням тепловіддачі дуги одночасно. Можливість відокремити подачу матеріалу та тепла – використовувати додатковий провід, що зменшує проникнення та погіршує поведінку змочування. Отже, можуть виникати нерівності валика, також дефекти з'єднання або недостатнє зварювання кореня. У контексті цієї статті представлена система керування двовимірним відхиленням магнітної дуги, що дозволяє впливати на положення дуги, а також на передачу матеріалу. Проаналізований процес гарячого дроту GMAW характеризується високою швидкістю плавлення, одночасно усвідомлюючи достатню глибину проникнення та змочування.

Дослідження високошвидкісного GMAW за допомогою складеного зовнішнього магнітного поля. *Qiang Chen, Ji Chen, Sufen Lu, Yanteng Zhang & Chuansong Wu*, pp. 885–901

Для регулювання поперечного та зворотного потоку зварного басейну для високошвидкісного газового дугового зварювання (GMAW) запропоновано магнітогенеруючий пристрій. Сполучне зовнішнє магнітне поле (ЕРС) моделювалось для перевірки доцільності розробленого магнітогенеруючого пристрою. Найвища швидкість зварювання з гарним виглядом зварювального шару складала 1,7 м/хв при швидкості подачі дроту 9,0 м/хв при застосуванні суміші ЕМП. Вплив сполуки ЕРС на рух дуги та краплі було вивчено системою збору зображень. Проаналізовано механізм придушення скла-

дової ЕРС на підрізному дефекті високошвидкісного GMAW. Механізм впливу застосовуваної суміші ЕРС на різні швидкості зварювання та зварювальні струми вивчався за допомогою застосування зварюваного технологічного процесу зварювання за допомогою ЕРС, а також реалізована недорога, якісна та швидкісна технологія зварювання.

Оцінка результатів випробувань та критерії ранжування для Vareststraint випробування аустенітного високотемпературного сплаву. *M.M. Johansson, P. Stenvall, L. Karlsson & J. Andersson*, pp. 903–912

Тестування Vareststraint зазвичай використовується для оцінки сприйнятливості матеріалів до гарячого розтріскування. У цій роботі вивчається залежність операторів та методики оцінки результатів випробувань для високотемпературної аустенітної нержавіючої сталі (UNS S31035). Зразки тестували на шести різних рівнях деформації, коливаючись від 0,7 до 3,8%. Чотири різні оператори оцінювали одні й ті ж зразки, дотримуючись тих же інструкцій щодо вимірювання тріщин вручну в оптичному мікроскопі при збільшенні $\times 25$. Найбільша розбіжність серед оцінок операторів була виявлена для низьких рівнів деформації, де було виявлено мало невеликих тріщин. Крім того, один з чотирьох операторів використовував аналіз зображення для оцінки зразків при збільшенні $\times 50$. Середня загальна довжина тріщин та загальна кількість тріщин у зоні плавлення та зоні ураження теплом були приблизно в 1,5 рази вищими при використанні аналізу зображень порівняно з ручним оцінюванням. Аналіз зображення при $\times 50$ дозволив виявити менші тріщини порівняно з ручним оцінюванням при збільшенні $\times 25$, сприяючи збільшенню кількості виявлених тріщин. Максимальна довжина тріщини за допомогою аналізу зображень при $\times 50$ була схожа на ручну оцінку, зроблену при збільшенні $\times 25$, і був критерієм, який показав найменші зміни в цьому дослідженні. Однак необхідні подальші порівняння з використанням інших збільшень для перевірки відповідності ручного оцінювання та аналізу зображень, виявленого в цьому дослідженні. Перевага при оцінці за допомогою аналізу зображень полягає в тому, що він забезпечує простежувані результати. Гармонізований стандарт для тестування Vareststraint, і особливо для оцінки, зменшить розходження між операторами та лабораторіями.

Поверхневе та об'ємне дослідження впливу різних параметрів Vareststraint випробувань та хімічних складів на кристалізаційне розтріскування у LTT присадних металах. *M. Thomas, F. Vollert, J. Weidemann, J. Gibmeier, A. Kromm & T. Kannengießer*, pp. 913–923

Предметом цього дослідження є те, як і в якій мірі результати тесту Vareststraint/Transvareststraint залежать як від параметрів тестування, так і від ха-

рактистичних методів оцінювання. Кілька різних високолегованих мартенситних LTT (низької температури трансформації) наповнювачів, типу CrNi та CrMn, були відібрані для дослідження через їх досить характерну поведінку тріщиноутворення при затвердінні, яка викликала інтерес після попередніх досліджень. По-перше, вплив різних наборів параметрів процесу на реакцію розтріскування при твердінні вимірювався за допомогою стандартних підходів. Згодом на зразках було проведено мікрофокусну рентгенівську комп'ютерну томографію (μ СТ). Отриманні результати показують значне підповерхнє розтріскування, але різного ступеня. Було виявлено різні типи первинного за-

твердіння за допомогою дисперсійного рентгенівського (WDX) дисперсійного аналізу, проведеного на металевих наповнювачах із різними еквівалентними співвідношеннями Cr/Ni. Цей аспект розглядається як головна відмінність матеріалів типу CrNi- і CrMn у питаннях розтріскування. Результати показують, що, якщо мова йде про випробування сучасних високоефективних сплавів, один набір стандартних параметрів тестування Varestraint може бути не однаково придатним для всіх матеріалів. Крім того, для правильного пристосування різних типів затвердіння необхідно враховувати підповерхнє розтріскування.

Реферати статей з журналу

«Welding in the World», №6, 2020 р.*

Вплив параметрів геометрії крайки шва на клас FAT, отриманих за допомогою моделювання на основі механіки руйнування. *B. Schork, Uwe Zerbst, Y. Kiyak, M. Kaffenberger, M. Madia & M. Oechsner*, pp. 925–936

Підхід IBESS, заснований на механіці руйнування, застосовується для визначення класів FAT стикових швів з ініціюванням тріщин уздовж крайки шва. Метою є дослідження впливу геометричних параметрів шва - радіусу переходу на основний метал, кут нахилу (змочування), посилення та вторинних виїмок, таких як шорсткість або підрізи. Вплив цих параметрів обговорюється як індивідуально, так і в поєднанні; однак виключаючи статистичні розподіли їх та суттєві дані. Результати, порівняні зі звичайними класами FAT для стикових швів, є обнадійливими щодо потенційного внеску IBESS у обговорення більш просунутих критеріїв якості зварних швів. Для цього пропонуються вимоги до подальших досліджень.

Вплив числової апертури на характеристики розплавленої ділянки при мікроз'єднанні скла пікосекундним імпульсним лазером. *Y. Okamoto, Z. Ouyang, T. Fujiwara & A. Okada*, pp. 937–947

Скляні вироби з точними та витонченими формами дуже затребувані в галузі MEMS завдяки своїм чудовим властивостям. Очікується, що ультракороткий імпульсний лазер буде потужним і надійним інструментом для мікрозварювання скла. Умови фокусування, такі як числова апертура (N.A.), є критичним параметром, який контролює, як ультракороткі лазерні імпульси взаємодіють і поширюються у склі, і він має великий вплив на характеристики лазерного мікрозварювання скла. Для того, щоб дослідити якість зварювального процесу, важливо зрозуміти залежність механічної міцності розплавленої площі, створеної в зразку скла при різній числовій апертурі. Тому механічну міц-

ність розплавленої ділянки з різними числовими апертурами оцінювали при мікрозварюванні скла пікосекундним імпульсним лазером. Більш високу міцність на вигин можна отримати при відповідному співвідношенні об'єму розплавленої площі та зразка скла, коли утворюються безперервні розплавлені ділянки. Крім того, висока щільність і великий розмір розплавленої ділянки без тріщин призвели до більш високого напруження розриву. Зроблено висновок, що покращені характеристики фокусування, такі як N.A. 0,65, сприяють утворенню довгої області високої щільності потужності на осі променя, яка може забезпечити як високу механічну міцність, так і високу швидкість обробки.

Дослідження впливу шорсткості поверхні на мікроструктурні та механічні властивості дифузійного з'єднання між різними магнієвими AZ91-D та алюмінієвими AA6061 сплавами. *M. Rezaei, A. H. Jabbari & M. Sedighi*, pp. 949–962

Вивчено вплив шорсткості поверхні на мікроструктурні та механічні властивості дифузійного з'єднання у твердій фазі між двома різнорідними сплавами магнію AZ91-D та алюмінію 6061 за допомогою гарячого пресування. Хоча прикладені тиск, температура та тривалість дифузійного з'єднання відомі як найбільш ефективні параметри, шорсткість поверхні може помітно змінити механічні та мікроструктурні властивості, якими зазвичай нехтують. Для дослідження впливу шорсткості поверхні в діапазоні 0,06...0,15 мкм було проаналізовано ширину дифузійного з'єднання в зоні міжфазного переходу та наявність інтерметалідних фаз. Крім того, оцінювали мікротвердість, міцність на зріз та поверхню руйнування. Результати показують, що в дослідженому діапазоні шорсткості ширина та мікротвердість з'єднань поліпшуються за рахунок збільшення шорсткості поверхні обох металів; однак сила зрізу зменшилась. Це може

* «Welding in the World», Vol. 64, Issue 6

бути пов'язано з більшим руйнуванням оксидних плівок на металевих поверхнях у більш грубих зразках, а також збільшенням ефективної площі взаємодії під час процесу. Отже, було більше вірогідності на алюмінієво-магнієві контакти, що призведе до більшої дифузії, подальшого утворення крихких інтерметалідних фаз (таких як $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ та Al_3Mg_2), а отже, більшої твердості та меншої міцності на зріз.

Експериментальні дослідження контролю параметрів технологічного процесу при зварюванні тертям різномірних матеріалів суднобудівної сталі DH36 – сталі AISI 1008. *Pardeep Pankaj, Avinish Tiwari, Pankaj Biswas, A. Gourav Rao & Sukhomay Pal*, pp. 963–986

У цій роботі листи сталі DH36 та сталі AISI 1008 були з'єднані за допомогою процесу зварювання тертям з перемішуванням (FSW) для дослідження впливу швидкості обертання, швидкості руху та зміщення інструменту на розподіл температури, з-зусилля, мікроструктуру та механічні властивості зварних зразків. При швидкості переміщення (v) 50 мм/хв зі швидкістю обертання (ω) 600 об/хв і зміщенні інструменту 2 мм максимальна ударна в'язкість і твердість були отримані за рахунок більшого подрібнення зерна. Поперечні зразки для випробування на розтяг руйнувалися на більш слабкому матеріалі (тобто сталь AISI 1008) і демонстрували граничні значення міцності на розрив принаймні на рівні більш слабого матеріалу. Ударна в'язкість і твердість сильно залежали від зміни розміру зерна. Ефект на зміну розміру зерна був більшим порівняно з впливом на зміщення інструменту. Збільшення співвідношення (ω/v) зменшило розмір зерна та покращило ударну в'язкість і твердість. В зоні перемішування утворився голчастий ферит на сталі DH36 та зерна відманштеттового фериту на сталі AISI 1008. Більш високі показники твердості спостерігалися в обох сталях в зоні, яка пройшла термомеханічну обробку через значне подрібнення зерна. Збільшення швидкості обертання та зменшення швидкості пересування призводять до підвищення температури зварювання, що знижує з-зусилля.

Порівняння випробувань на схильність до утворення кристалізаційних тріщин феритних нержавіючих сталей за допомогою двох методів. *D.S. Konadu & P. G.H. Pistorius*, pp. 987–997

Схильність до утворення кристалізаційних тріщин нестабілізованих і стабілізованих феритних нержавіючих сталей була досліджена з використанням проб Houldcroft та модифікованої Vareststraint-Transvareststraint (MVT). У цьому дослідженні було використано дев'ять марок сталі нестабілізованих і стабілізованих феритних нержавіючих сталей. Сім сталей, що охоплюють нестабілізовану,

дві моностабілізовані (Ti і Nb відповідно), три подвійно стабілізовані (Ti + Nb) і подвійно стабілізовану, що містить Mo, були використані для проби Houldcroft. Моностабілізована Nb та подвійно стабілізовані (Ti + Nb) (експериментальні сплави) та комерційні марки нестабілізованих та подвійно стабілізованих (Ti + Nb) феритних нержавіючих сталей були використані у випробуванні MVT. Проби Houldcroft і MVT зварювали в захистних газах неплавким електродом зі швидкістю 6, 3, 1 та 6 і 3 мм/с, відповідно. Результати випробувань оцінювали шляхом вимірювання довжини тріщини, враховуючи мікроструктуру та використовуючи множинний лінійний регресійний аналіз довжини тріщини. Метод MVT був успішний при демонстрації згубного впливу Nb на феритних нержавіючих сталях. Розтріскування проб Houldcroft залежало від вмісту Ti, параметрів зварювання та геометрії зварного шву.

Високопродуктивний процес GMAW для застосувань з глибоким проплавленням. *Jair Carlos Dutra, Régis Henrique Gonçalves e Silva, Kauê Correa Riffel & Cleber Marques*, pp. 999–1009

Це дослідження присвячене суперечливим аспектам вискоефективного MIG/MAG зварювання, пов'язаним з проплавленням. Воно демонструє, що більш простий варіант з регулюванням напруги дозволяє отримати хороші результати, доки підтримуються деякі параметри джерела живлення. Розплавлена ванна в даному випадку є порожниною в зразку, що викликається станом, який називається «занурена дуга». У цій техніці неминуче коротке замикання і потрібні динамічні характеристики використовуюваного джерела живлення, щоб стабільність дуги підтримувалася за допомогою зміни значення струму при різних швидкостях його підйому і падіння. Також було проаналізовано використання різних газових сумішей, включаючи версію, названу T.I.M.E. Незважаючи на те, що вона вплинула на геометрію розплавленої зони, ця газова суміш не забезпечує значного покращення зануреної дуги по відношенню до інших сумішей. Порівняння з точки зору динамічної морфології ванни між процесом з керуванням напругою та варіантом Rapid Arc (імпульсний струм) також показує ефективність більш простої версії для глибокого проплавлення. Використання менш дорогих сумішей, таких як 50 % CO_2 в аргоні, технічно досягає тих же цілей при високопродуктивному зварюванні.

Експериментальне дослідження фрикційного зварювання PLA. *Ankit Kumar R. Sharma, Mridusmita Roy Choudhury & Kishore Debnath*, pp. 1011–1021

Зварювання тертям з перемішуванням (ЗТП) – це твердотільна технологія зварювання, яка часто застосовується для зварювання термопластичних

та металевих сплавів у автомобільній та космічній промисловості. Полімолочна кислота (PLA) – термопластичний полімер, здатний до біодеструкції. PLA може замінити полімери на основі нафти у багатьох сферах застосування шляхом застосування ЗТП для зварювання інженерних компонентів на основі PLA. У даному дослідженні було проведено ЗТП для з'єднання листів PLA з метою дослідження впливу вхідних параметрів, а саме швидкості інструменту та швидкості пересування, на міцність на розрив зварних зразків з використанням різних штифтових профілів. Для здійснення зварювання було вибрано швидкості інструмента 700, 1400 та 2000 об/хв та швидкості пересування 20, 30 та 40 мм/хв. Для вивчення їх впливу на міцність та ефективність з'єднання застосовували штифтові профілі, такі як циліндричні, різьбові та конічні штирі інструменту. Для виявлення дефектів зварювання було проведено візуальний огляд зварних зразків. Температура, яка індукується під час зварювання, та поведінка зварних зразків під час переміщення навантаження були вивчені для розуміння поведінки зварювання біодеградабельного PLA.

Корозійна поведінка в паяному шві Al/Cu різьбованих з'єднань, що паяні сплавами Zn–Al. *Zheng Ye, Jihua Huang, Wenjing Yang, Hao Yang, Jian Yang & Shuhai Chen*, pp. 1023–1031

Cu/Al композиції конструкцій мають значні перспективи для застосування в холодильній, автомобільній, енергетичній і аерокосмічній промисловості. Корозійна стійкість з'єднань Cu/Al має вирішальне значення для цих застосувань. В даній статті приведена корозійна поведінка з'єднань Cu/Al, що паяні трьома типами комерційних припоїв Zn–Al, в сольовому тумані. Досліджено та порівняно мікроструктуру та склад паяного шва до та після корозії. Результати показали, що в з'єднаннях існує два типу корозії, тобто точкова корозія на відкритому паяному шві і корозійні тріщини всередині паяного шва. Точкова корозія відбувається в масивах, що збагачені цинком, їй може перешкоджати фаза CuAl₂. Корозійні тріщини поширюються вздовж дифузійного шару, або збагачених цинком включень. Товстий дифузійний шар і масивні включення, що збагачені цинком, прискорили поширення корозійної тріщини. З'єднання, що паяне припоєм Zn–15Al, Zn–22Al та Zn–28Al, втратило 45, 38 та 30 % від вихідної міцності після 36-годинної корозії в сольовому тумані, відповідно. В цілому підвищення вмісту Zn в припої призвело до різкого зниження корозійної стійкості з'єднань.

Оцінка обробки зварних швів шліфуванням за допомогою методу ефективних напружень в надтрізті. *B. J. Mecséri & B. Kövesdi*, pp. 1033–1046

Експериментальна та чисельна програма досліджень проводилася для визначення збільшення

втомної довговічності зварних з'єднань, до яких застосовували післязварювальну обробку шліфуванням. Зразки таврових зварних з'єднань і зварних з'єднань у вигляді пластини з привареними з двох сторін повздовжніми ребрами жорсткості випробовували на втому, досліджували за допомогою чисельного моделювання та математичних статистичних інструментів. Ефективність застосування шліфування для збільшення втомної довговічності досліджених типів зварних з'єднань добре відома дослідникам. Однак встановлені раніше значення збільшення втомної довговічності в основному базуються на експериментальних результатах. В даній програмі досліджень ефективність застосування шліфування для збільшення втомної довговічності встановлюється чисельним моделюванням зварних з'єднань до та після обробки за допомогою методу ефективних напружень в надтрізті (ЕНН). Випробування на втому проводили на зразках як у вихідному стані, так і після обробки, а потім експериментально встановлені результати порівнювалися з результатами чисельних розрахунків. Підтверджено, що втомна довговічність зварних з'єднань, оброблених шліфуванням, може бути визначена з високою точністю за допомогою модифікування геометрії шва в чисельній моделі та методу ЕНН. На підставі проведених досліджень встановлено, що основним фактором, який призводить до підвищення втомної довговічності зварних з'єднань після шліфування є модифікування геометрії шва в найбільш небезпечній зоні. Результати також показують, що при розрахунках до зварних з'єднань як у вихідному стані, так і після шліфування може бути застосована одна крива втоми, якщо в чисельній моделі реалізована модифікована геометрія зварного шва.

Вплив дифузійних процесів на структуру паяних з'єднань та припою після розтікання по сплаву на основі Ni₃Al. *С.В. Максимова, В.В. Мясойд*, pp. 1047–1052

В даній роботі представлені результати досліджень зі змочування припоєм системи Pd–Ni–Cr (Me)–Ge чистого нікелю і високотемпературного сплаву на основі алюмініду нікелю (Ni₃Al). Мікрорентгеноспектральні дослідження показали, що розтікання припою системи Pd–Ni–Cr(Me)–Ge по поверхні підкладки з чистого нікелю, що не містить алюмінію, забезпечує кристалізацію припою в вигляді твердого розчину паладій – нікель і одиничних дисперсних включень фази (PdNiCr)_{14,13}Ge. Ці включення виділяються по границях зерен твердого розчину і можуть сприяти зміцненню сплаву. При розтіканні даного припою по жароміцному сплаву на основі Ni₃Al (Ni–Al–Mo–B), що містить біля 10 мас.% алюмінію, спостерігається інший склад і інша морфологія закристалі-

зованого припою. Твердий розчин формується на підкладці основного металу. В ньому кристалізуються часточки на основі паладію (60,59 %), що насичуються алюмінієм (12,3 %). При паянні сплаву на основі Ni3Al (Ni–10Al–14Mo–B) з застосуванням даного припою висока концентрація алюмінію в основному металі і наявність градієнту концентрацій на границі розділу сприяє активній дифузії останнього з основного металу в паяний шов. Дифузійні процеси призводять до заміщення германію на алюміній в фазі (PdNiCr)xGe_y. В результаті в паяному шві формується інтерметалідна фаза (PdNiCr)xAl_y, концентрація Al в якій відповідає концентрації Al в основному металі. Виділяється вона в центральній зоні паяного шву і сприяє крихкому руйнуванню паяних з'єднань. Застосування припою системи Ni–Cr–Al–Me для паяння алюмініду нікелю призводить до формування структури, що не містить інтерметалідних фаз і евтектик в центральній зоні паяного шва.

Рівноканальне кутове пресування зварного з'єднання зі сплаву AA6061, отриманого аргонодуговим зварюванням неплавким електродом. *N. Sadasivan & M. Balasubramanian*, pp. 1053–1064

Термообробка після зварювання – це найпоширеніша методика відновлення міцності алюмінієвих зварних швів шляхом перекристалізації зміцнюючих часток і часто вимагає громіздкої, енергоємної та трудомісткої термічної обробки. Рівноканальне кутове пресування (РККП) вперше запропоновано як альтернативу термічній обробці зварних зразків сплаву AA6061, отриманих аргонодуговим зварюванням неплавким електродом. Обробка РККП виконувалась в двох різних орієнтаціях заготовки відносно положення зварного шва. При обох варіантах заготовок під час РККП спостерігаються значні зміни механічних та металографічних властивостей металу. Властивості зразків після РККП свідчать, що використання РККП як альтернативи термічній обробці є життєздатним, а другий варіант РККП виявляється більш ефективним, ніж перший. РККП відновлює міцність металу швів до рівня термічної обробки, але з кращою пластичністю і займає менше часу, а відтак, більш привабливе, ніж термообробка після зварювання.

Вплив Ni на корозійну стійкість та мікроструктуру металу зварного шва, виконаного електродами E8018-G. *Majid Fakheri, Hamid R. Zare, Zahra Mohammadpour & Masoud Mosallaei*, pp. 1065–1075

У зв'язку з важливістю корозії металу зварного шва, це дослідження спрямоване на визначення впливу легування Ni металу зварних швів на їх параметри корозії та мікроструктури. У зв'язку з цим досліджено вплив незначних кількостей Ni до 8,0 мас. % в металі зварних швів, виконаних

електродами типу E8018-G в умовах, рівних промисловим стандартам. Параметри корозії металу зварних швів оцінювалися методами потенціодинамічної поляризації та електрохімічної імпедансної спектроскопії в корозійному розчині 3,5 % NaCl. Морфологію металу зварних швів досліджували за допомогою польової емісійної скануючої електронної та оптичної мікроскопії. За результатами оцінки морфології, густини корозійного струму (J_{corr}), швидкості корозії (CR) та поляризаційного опору металу швів з різною кількістю Ni показано, що Ni відіграє важливу роль у створенні антикорозійних властивостей. Мікроструктурні дослідження свідчать, що метал зварного шва, що містить 2,91 мас. % Ni, є однорідним, а його основна фаза – голчатий ферит (AF). Результати також показують, що оптимальна кількість 2,91 мас. % Ni в металі зварного шва забезпечує найбільшу корозійну стійкість в корозійному розчині.

Гарячий крекінг при автогенному зварюванні алюмінієвого сплаву 6061-T6 Nd: YAG лазером з імпульсом прямокутної форми. *Hossain Ebrahimzadeh, Hassan Farhangi & Seyed Ali Asghar Akbari Mousavi*, pp. 1077–1088

Завдяки високій схильності сплавів Al–Mg–Si до утворення гарячих тріщин, автогенне зварювання лазерним променем з імпульсом прямокутної форми в цілому не було успішним для усунення тріщин. У цій роботі було досліджено вплив параметрів імпульсу Nd: YAG лазера та попереднього підігріву на утворення гарячих тріщин в алюмінієвому сплаві 6061-T6. Зразок, виготовлений за допомогою лазерного зварювання на режимі 1 Гц, 0,12 мм/с, 10 мс і без попереднього підігріву, мав найвищу швидкість охолодження та найменшу відстань між осями дендритів, але гарячих тріщин виявлено не було. Зразки при випробуванні на розтяг руйнувались у місці, далекому від металу шва, а зменшення кремнію та магнію в міждендритному просторі та зменшення теплових напружень призвели до усунення гарячих тріщин. Однак, згідно з макромасштабними моделями утворення гарячих тріщин, попередній підігрів зменшив напруження при розтягуванні в ВТР (температурний діапазон окрихчення), але підвищення температури попереднього підігріву призвело до збільшення, а не до зменшення довжини гарячої тріщини. У цьому випадку важливими параметрами, що впливають на ініціювання та зростання гарячої тріщини, були утворення водневої пористості, сегрегація кремнію та магнію та утворення сполук з низькою температурою плавлення.

Вплив ніобію на мікроструктуру та властивості швів при зварюванні під флюсом HSLA сталей. *T. Patterson & J.C. Lippold*, pp. 1089–1105

Високоміцні низьколеговані або мікролеговані сталі виготовляються з контрольованою термо-

механічною обробкою (ТМСП) для досягнення бажаних мікроструктур і механічних властивостей, а добавки мікролегуєчих елементів є критичними для отримання оптимальних властивостей. Сталь, яка є об'єктом у цьому дослідженні, є мікролегованою з приблизно 0,1 мас.% Nb, тобто на рівні, характерному для трубних сталей типу X70. Дугове зварювання під флюсом (SAW) – це спосіб, що широко використовується при виготовленні трубчатих конструкцій поздовжніми швами. Представлене дослідження складалося з двох частин. У частині 1 проаналізовано контрольовані рівні розчинення при використанні наявних у продажу дротів для SAW та сталі, мікролегованою Nb, у пропорціях для імітації металу шва при зварюванні під флюсом. В частині 2 цього дослідження оцінювали реальні шви при зварюванні під флюсом низьколегованих сталей. Були виконані наплавлення, в яких вміст Nb постійно збільшувався шляхом додавання феро-ніобію безпосередньо до флюсу. Двошарові зварні шви, що використовуються при виробництві трубопроводів, також оцінювались за допомогою тих самих добавок феро-ніобію до флюсу, щоб збільшити вміст Nb у металі зварного шва. На основі цієї роботи та літературних публікацій дана оцінка еволюції мікроструктури та відповідних механічних властивостей зі збільшенням Nb.

Релаксація залишкової напруги у зварювальних фільтрах, оброблених HFMI, після піків одного перевантаження. *Jan Schubnell, Eva*

Carl, Majid Farajian, Stefanos Gkatzogiannis, Peter Knödel, Thomas Ummenhofer, Robert Wimpory & Hamdollah Eslami, pp. 1107–1117

Індукція залишкової напруги, що стискається біля поверхні, є важливим фактором для покращення термінів втомлення зварних з'єднань, оброблених HFMI. Однак послаблення цих корисних залишкових напружень при піках одного перевантаження (при різній амплітуді та навантаженнях) може значно зменшити покращення цикла втоми. З цієї причини існує декілька рекомендацій щодо обмеження максимальної напруги навантаження для такого типу зварних з'єднань після обробки. У цій роботі експериментально досліджено вплив перевантажень одноразового натягу та стиснення на поведінку релаксації залишкових напружень, викликаних HFMI, методами рентгенівських та нейтронних дифракцій, доповнених чисельним моделюванням на поперечних жорсткостях із м'якої сталі S355J2 та високої міцності сталі S960QL. Навантаження застосовувались наближеними до реальної межі текучості основного матеріалу. Значно різна поведінка релаксації спостерігалася для сталі S355J2 та S960QL. Крім того, великі навантаження при стисненні призводять до повного розслаблення залишкової напруги в корні зварного шва S960QL і помірного розслаблення для S355J2. Навантаження з високою напругою призводять лише до незначного розслаблення.

С.В. МАКСИМОВА – ЗАСЛУЖЕНИЙ ДІЯЧ НАУКИ І ТЕХНІКИ УКРАЇНИ



Колектив Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, редколегія та редакція журналу «Автоматичне зварювання» щиро вітають доктора технічних наук, завідувача відділу «Фізико-хімічні процеси паяння» ІЕЗ, Світлану Василівну Максимову з присвоєнням почесного звання «Заслужений діяч науки і техніки України».

З УКАЗУ ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ

№ 186/2020 від 15 травня 2020 р.

«Про відзначення державними нагородами України з нагоди Дня науки»

За вагомий особистий внесок у розвиток вітчизняної науки, зміцнення науково-технічного потенціалу України, багаторічну сумлінну працю та високий професіоналізм постановляю:

Присвоїти почесне звання «Заслужений діяч науки і техніки України» завідувачеві відділу Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, доктору технічних наук Максимовій Світлані Василівні.

Президент України
В. Зеленський

ЗВАРЮВАЛЬНИЙ РОБОТ CLOOS СКОРОЧУЄ ТЕРМІНИ ВИРОБНИЦТВА ТУРБІН SIEMENS

Попит у світі на енергію продовжує зростати. Зокрема, великим попитом користуються екологічно чисті процеси виробництва енергії. У випадку великих електростанцій виробництво електроенергії відбувається за допомогою газових турбін. Зокрема, країни з родовищами природного газу все частіше спалюють газ та продають електроенергію за кордон, що дозволяє більше заробляти та розвивати інфраструктуру країн-постачальників. Наразі найефективніша газова турбіна Siemens виробляє фантастичні 340 МВт і є найбільшою та найефективнішою газовою турбіною у світі. Цього достатньо для забезпечення електроенергією населення такого міста, як Гамбург. Siemens наразі створює газові турбіни в класах потужності від 68 до 340 МВт. Газова турбіна потужністю 340 МВт довжиною 13 м і висотою 5 м, важить 440 тонн. У порівнянні з вугільними та атомними електростанціями ці турбіни мають перевагу більш високим рівнем ефективності та хорошою регульованістю. Лише за 15 хв така турбіна може досягти максимальної потужності. Високий рівень ККД газової турбіни майже 40 % потім збільшується до загального рівня ККД – 60 %. Крім того, турбіни Siemens виявляються порівняно стійкими щодо первинних енергоносіїв: для виробництва електроенергії можна використовувати найрізноманітніші якості газу та нафти. В майбутньому також можна буде використовувати газ, отриманий з вугілля.

Siemens постійно вдосконалює своє виробництво і останнім часом інвестує, наприклад, у сучасну робототехнічну зварювальну систему. Маючи основні технології зварювання та робототехніку компанія CLOOS зарекомендувала себе як надійний системний партнер. Необхідно було значно швидше зварювати 30-тонний фланець газової турбіни – у професійному жаргоні, відомий як «облицювання корпусу підшипника турбіни».

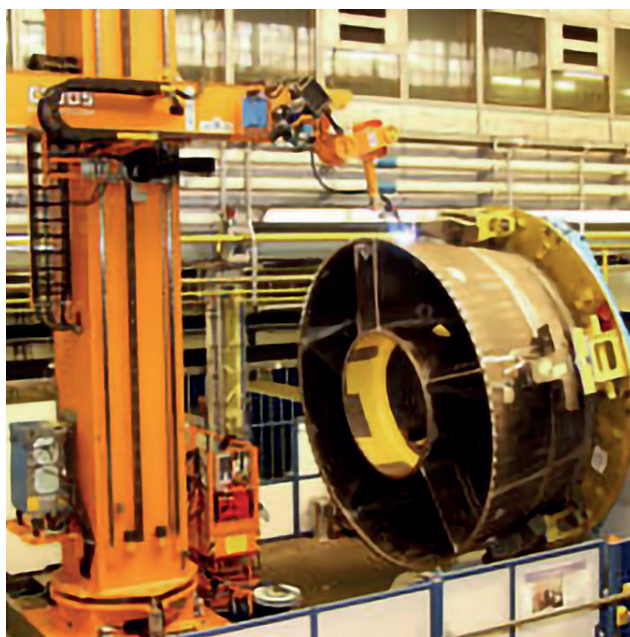
Для оптимального зварювання великих деталей турбіни діаметром до 4 м CLOOS встановив робот ROMAT® 350 до колони висотою 10 м. Механічно дуже стабільні роботи ROMAT® розроблені у вигляді поворотних з'єднаних конструкцій і мають понад 6 осей обертання. Крім того, тип 350 має розширену третю вісь з довжиною 2200 мм для оптимальної доступності до компонентів великого об'єму. Динамічні сервоприводи забезпечують високу вантажопідйомність до 15 кг, а точні

компактні передачі забезпечують високу точність повторення менше 0,1 мм. Робот і позиціонер настільки гнучкі, що лише 20 % роботи потрібно закінчити вручну. Для цього Siemens замовив спеціальну робочу платформу, яка може підняти персонал до висоти 6,5 м.

Розробки та V-шви зазвичай зварюються в три проходи в процесі MAG. Щоб досягти оптимальних результатів у цьому процесі дугового зварювання, зварювальний дріт постійно подається відповідно до форми зварювання та швид-



Загальний вигляд газової турбіни Siemens SGT5-4000F



Зварювальний робот працює майже на висоті 10 м і зменшує час зварювання, порівняно з ручним зварюванням, до 35 год



Мікропроцесорне джерело живлення 600 A-Quinto для зварювання, датчик шва та головка Duo-Drive забезпечують стабільно високі стандартні результати зварювання

кості зварювання через CLOOS-Duo-Drive із змінною швидкістю. Крім того, активні компоненти газу додатково змішуються з інертним газом, щоб впливати на зварний шов відповідно до спеціальних технічних вимог. Siemens використовує газову суміш аргону, 20% CO₂ і 2% He. Датчик дуги забезпечує відстеження швів і контролює головку зварного шва, щоб не потрібно було робити зусилля для підготовки шва та ширини зазору. Успіх використання цієї роботизованої установки показав: робот CLOOS тепер скорочує час зварювання зі 114 до 80 год. А час на зачистку зменшився більш ніж на 10 %.

Роботизоване зварювання в вузькощільному розробку. Наступним етапом раціоналізації для фахівців Siemens і CLOOS стало зварювання гігантських фланців. На зварювання цих з'єднань йде чотири восьмигодинних зміни. При цьому на кожен зварювальний шов з V-подібною розробкою і кутом розкриття 50-градусів йде близько 150 кг зварювального дроту. Ця технологія не була оптимальна з точки зору часу зварювання і витрати матеріалів. Таким чином, виникла ідея – знайти рішення на основі досвіду з CLOOS в робототехніці і зварюванні.

CLOOS розробив спеціальну головку для зварювання у вузьку щілину – близько 500 мм в довжину, шириною 16 мм, яка занурюється за допомогою робота в вузький зазор виробу. Перехід на вузьку щілину під зварювання, замість застосовуваної раніше V-подібної розробки значно збільшив продуктивність і заощадив матеріали для зварювання.

Тепер зварювання роботом в вузькощільному розробку займає менше ніж чотири години і при цьому використовується всього близько 30 кг зварювального дроту. У порівнянні з попередньою технологією зварювання, ця технологія економить близько 80 % часу і зварювального дроту. Це дуже велика економія, зокрема і по споживаній енергії. Це призводить до ще однієї переваги: відносно низьке споживання енергії, а як наслідок і менше тепловкладення при зварюванні в вузьку щілину також зводить до мінімуму спотворення хімічного складу і трансформацію металу в процесі зварювання.

Навчальний робот для зварювальних випробувань. Щоб всебічно підготувати працівників Siemens до нової технології виробництва, філія CLOOS у Берліні зробила демонстраційний робот доступним фахівцям з газових турбін. Це сприяло плавному введенню в експлуатацію.

За матеріалами сайту <https://www.foundry-planet.com/d/cloos-welding-robot-shortens-production-times-in-siemens-turbine-construction/>

Усі види робіт на одній виробничій базі

Представник компанії Fronius International відвідує успішну будівельну компанію Huter und Söhne (головний офіс у м. Інсбрук). Винятково позитивну репутацію має відділ роботи з метало-конструкціями. У цеху з виготовлення метало-конструкцій компанії зайнято 60 працівників; крім того, встановлено 10 стаціонарних зварювальних систем і додаткові пересувні зварювальні установки. В усіх виробничих процесах спеціалісти компанії Huter використовують лише зварювальні технології та зварювальне обладнання від Fronius.

Інсбрук, що в центрі Тиролю, є базою для професійної та комерційної діяльності компанії Huter und Söhne вже більш ніж 150 років. Центр міста набув свого сучасного вигляду завдяки зусиллям значної кількості будівельників, які працювали в Huter. Нині компанія Huter und Söhne успішно представлена на різних ринках у галузі будівництва.

Універсальні концепції будівництва. Компанія Huter und Söhne пропонує комплексні рішення для різних галузей і аспектів будівництва: стандартні інженерно-будівельні роботи, деревообробні роботи, збірку конструкцій із ламінованої деревини, а також зварювальні роботи й виробництво метало-конструкцій. На власному виробництві компанія виготовляє більш ніж 70 % будівельних компонентів – від фундаментів до кроквяних балок та від вхідних дверей із суцільного дерева до корозійностійких поручнів. І, звичайно ж, мешканці Інсбрука можуть скористатися винятковим досвідом компанії щодо будівництва під ключ!

«У нас влаштовано близько 250 працівників, і це дає нам можливість працювати з різноманітними архітектурними стилями, представленими в житлових масивах і офісно-ділових центрах, у промислових спорудах і виставкових комплексах. Ми також маємо досвід зведення надійних приватних житлових будівель – розповідає Томас Гаттрінгер (Thomas Gattringer), провідний спеціаліст із виготовлення метало-конструкцій, практик-зварювальник та інструктор компанії Huter und Söhne. Нема потреби окремо наголошувати, що ми реагуємо на всі виклики, які ставить перед нами кожна інновація в інженерно-будівельній галузі. Також у нашому портфоліо є енергозберігаючі споруди».

Цех із виготовлення метало-конструкцій Huter und Söhne. Під час огляду потужностей цеху з виробництва метало-конструкцій помітно,

що приміщення розділене на зони залежно від матеріалу, з яким доводиться працювати.

Сталь. Першою у виробничих приміщеннях розташована зона виготовлення сталевих конструкцій: тут зі стандартних марок будівельної сталі виготовляють поручні, сходи, трапи й пандуси, піддашки, паркувальні навіси тощо. Спеціалісти працюють із масивними сталевими балками, які наразі перекривають вхід у цех, але зроблено це не навмисно: «На цьому етапі робіт потрібно докласти чимало зусиль», – пояснює Гаттрінгер. «От, наприклад, монтажні кронштейни для балконних ящиків. Металеві пластини сягають товщини 20–30 мм. Ми застосовуємо дріт діаметром 1,2 мм і зварюємо конструкцію у три шари. Для такого зварювання потрібна величезна потужність, і тому на цьому етапі переважно використовуємо надійну систему TransSteel 3500с».

Гаттрінгер також пояснив, що відповідно до положень EN 1090 зварювальні роботи для виготовлення подібних конструкцій у компанії Huter повинні виконуватися лише за допомогою системи TransSteel 3500с. Зварювальна установка TransSteel 2200 також постачається з прийнятним комплектом сертифіката відповідності, але потрібну потужність для виконання цих робіт може забезпечити лише установка TransSteel 3500с. Крім того, і це найважливіше, TransSteel 3500с оснащено системою водяного охолодження, без якого неможливо обійтися, виконуючи зварювання високої потужності. «Якщо необхідно виконати нескладну роботу, ми використовуємо старіші системи VarioStar, яким фактично зносу немає».

У наступному залі розташовується цех із виробництва каркасних конструкцій. Тут видно, як мало комплектуючих компанії Huter доводиться купувати у сторонніх виробників: дверні коробки, що стоять під стінами, виготовлені в цьому цеху силами працівників компанії з вихідної сировини. Спочатку слюсарі вирізають смуги відповідних розмірів з оцинкованих сталевих листів завтовшки 1,5 мм, а потім обрізують їх і формують профілі складної форми. На наступному етапі окремі компоненти зварюють між собою у готову дверну коробку.

Алюміній. Наступна зона – ділянка з виготовлення та обробки алюмінієвих конструкцій. У цій частині виробничої бази збирають алюмінієві профілі для вікон, дверей та фасадів, а також повноцінні будівельні блоки для дахів.

Нержавіюча сталь. За кілька метрів поруч розташована зона обробки нержавіючої сталі. У



Окремі компоненти зварюють у готову сталеву дверну коробку

ній працівники вдягнені в футболки та працюють у білих рукавичках, адже найважливіше на цьому етапі – дрібна моторика та точність рухів; вимоги до цих висококласних спеціалістів зі зварювання TIG варто порівняти з вимогами до творів мистецтва! Прямо зараз вони працюють переважно над збиранням поручнів, дверних коробок із нержавіючої сталі та поручнів. Візуально бездоганні зварні шви створені за допомогою установок Fronius MagicWave 230i або TransTig 230i.

Ближче до завершення нашої екскурсії цехами Гаттрінгер зазначив: «Ми в роботі дотримуємося найсуворіших стандартів якості, тож нам потрібні інструменти відповідного рівня. І тому для будь-яких робіт із високотемпературного з'єднання ми покладемося лише на зварювальні технології від Fronius».



Зварювання алюмінієвих конструкцій



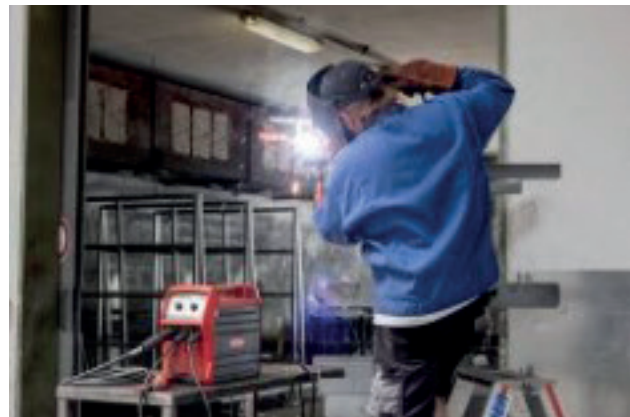
Візуально бездоганні зварні шви на поручнях з нержавіючої сталі



Поручні з нержавіючої сталі

Установка TransSteel 2200 для виконання зварювання на різних будівельних майданчиках. «Ми також обираємо системи Fronius, коли потрібно виконати завершальні роботи на об'єктах», – продовжує спеціаліст зі зварювання. Дрібні роботи з виконання прихоплення, наприклад на поручнях сходових маршів, можна швидко, якісно та зручно виконати за допомогою установки TransPocket. Але коли виникає потреба з'єднати готові секції поручнів із формуванням високоякісних видимих зварних швів, зварювальники віддають перевагу установці TransSteel 2200: «Візуальний вигляд зварних швів для робіт такого типу має значення, тому для виконання таких робіт важливо використовувати зварювання TIG».

Працівники, які виконують монтажні роботи, цілком задоволені, зокрема, функцією контактного підпалювання установки TransSteel 2200 у режимі зварювання TIG. «Працювати із цією системою настільки легко та зручно, що дотримуватися найвищих стандартів якості під час зварювання за допомогою цієї системи вдається без особливих зусиль. Правду кажучи, для успішного опанування системи достатньо короткого навчання і лише кількох практичних занять. Після проходження цього навчання зварювальник може виконувати роботи такого рівня складності й із такою якістю, яких раніше досягали тільки в майстерні із використанням високочастотних зварювальних систем TransTig і MagicWave».



Завершальні роботи на об'єкті з TransSteel 2200

Просте використання. Гаттрінгер також згадує про вражаючу вагу установки TransSteel 2200 та зручність її експлуатації. «Перевагою цієї системи є її багатопроцесорність; спеціалісти особливо цінують можливість швидко перемикається між процесами. Систему можна дуже швидко переналаштувати для виконання робіт із використанням іншого зварювального процесу. Усі зміни вносяться швидко, інтуїтивно зрозумілі й не вимагають значного досвіду зварювання. Тому зварювальник може підготуватися до роботи за дуже короткий проміжок часу».

Простота використання пристроїв Fronius приваблює зварювальників і з технічного погляду: «Лише уявіть, що для зварювання не потрібно використовувати струм із високим рівнем напруги! Оскільки такий струм важко забезпечити на будівельних майданчиках, раніше доводилося підвозити генератори, що значно збільшувало обсяг необхідних робіт. Сьогодні потреби в цих додаткових роботах немає».

Універсальність застосування та багато-процесорна експлуатація. Часто зварювальники-монтажники працюють на об'єктах, де немає чітко визначених завдань, які потрібно виконати. «Для таких випадків ми завжди тримаємо в багажнику автомобіля компакту установку TransSteel. Вона дасть нам змогу виконати будь-яку незаплановану роботу».

Працюючи з компактними установками, спеціалісти компанії Huter, однак, не відчувають обмежень щодо доступних варіантів зварювання: «Ми використовуємо всі зварювальні процеси на належному професійному рівні та підтримуємо незмінно високу якість виконання робіт».

Використання досвіду компанії Huter у ювелірній галузі. Нещодавно компанія отримала завдання для роботи із системою TransSteel від однієї з відомих ювелірних компаній Інсбрука. Під час реконструкції приміщення знадобилося встановити міцні сталеві балки великого перерізу для підтримування стелі, проте вільному виконанню робіт перешкоджали численні тимчасові вертикальні опори. «Ми змушені були працю-

вати в умовах обмеженого простору. Зварювання доводилось проводити в усіх можливих положеннях, кожне з яких виявлялося незручним для зварювальників. Через дефіцит вільного простору і брак можливостей для маневру працювати з великими зварювальними установками MAG було практично неможливо. А в разі використання менш потужних електродних зварювальних установок роботи, можливо, не були б завершені. Проте завдяки універсальності системи TransSteel ми успішно подолали всі проблеми».

Якість та технічне обслуговування. Гаттрінгер та його колеги високо оцінюють якість обладнання Fronius. «Обладнання виготовлене з високоякісних матеріалів, які послужать дуже довго. А у разі виникнення будь-яких несправностей до нас дуже швидко приїжджає спеціаліст, який оперативним чином усуває проблему. Якщо ж несправність неможливо ліквідувати на місці, компанія в стислі терміни замінює обладнання – а це дуже важливо за умов, коли на виконання робіт відведено мало часу». Крім того, працівники відділу продажу Fronius чудово проінформовані про всі типи процесів, які використовуються в майстернях. Спеціалісти компанії Fronius регулярно перевіряють рівень зношеності обладнання та заповненість складу запасних частин. «Завдяки високій якості обслуговування, яке надає компанія Fronius, ми заощаджуємо чимало часу та енергії, тож партнерство з Fronius дуже важливе для нас».

Підрозділ Perfect Welding — лідер інновацій у галузі електродугового, а також світовий лідер на ринку обладнання для роботизованого зварювання. Постачальник систем, підрозділ Fronius Welding Automation, також розробляє повноцінні рішення для автоматизованого зварювання в цілій низці галузей: від будівництва резервуарів до наплавки в морському нафтогазовидобуванні. Лінійку наших продуктів доповнюють джерела струму для ручного зварювання, зварювальні аксесуари та широкий спектр послуг. Маючи мережу з більш ніж 1000 торгових партнерів по всьому світу, підрозділ Fronius Perfect Welding завжди перебуває поряд зі своїми замовниками.

4th International Interdisciplinary Conference

Advances in Metallurgical Processes and Materials

Ukraine, Odesa, May 19-21, 2021

<http://www.admet2021.com.ua>

