

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор  
Б.Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е.О. Патона  
д.т.н. **С.И. Кучук-Яценко** (зам. гл. ред.),  
д.т.н. **В.Н. Липодаев** (зам. гл. ред.),  
д.т.н. **Ю.С. Борисов**,  
д.т.н. **Г.М. Григоренко**,  
к.ф.-м.н. **А.Т. Зельниченко**,  
д.т.н. **В.В. Кныш**,  
д.т.н. **И.В. Кривцун**, д.т.н. **Ю.Н. Ланкин**,  
д.т.н. **Л.М. Лобанов**,  
д.т.н. **В.Д. Позняков**,  
д.т.н. **И.А. Рябцев**, д.т.н. **К.А. Ющенко**  
**Т.В. Юштина** (отв. секр.)

Ученые университетов Украины  
д.т.н. **В.В. Дмитрик**, НТУ «ХПИ», Харьков,  
д.т.н. **В.В. Квасницкий**,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,  
к.т.н. **Е.П. Четверто**,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,  
д.т.н. **М.М. Студент**, Физ.-механ. ин-т  
им. Г.В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые  
д.т.н. **Н.П. Алешин**  
МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, РФ  
д.т.н. **Гуань Цяо**  
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай  
д.х.н. **М. Зиниград**  
Ун-т Ариэля, Израиль  
д.т.н. **В.И. Лысак**  
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ  
д-р инж. **У. Райсген**  
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия  
д.т.н. **Я. Пилярчик**  
Ин-т сварки, Гливице, Польша  
д.т.н. **Г.А. Туричин**  
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Адрес редакции  
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ  
03150, Украина, Киев-150,  
ул. Казимира Малевича, 11  
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277  
Факс: (38044) 200 8277  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

Учредители  
Национальная академия наук Украины,  
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ,  
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной  
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001  
ISSN 0005-111X  
DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as>

Рекомендовано к печати  
редакционной коллегией журнала

Журнал входит в перечень утвержденных  
Министерством образования и науки  
Украины изданий для публикации трудов  
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов  
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная  
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

## СОДЕРЖАНИЕ

КЗЭСО — 90! ..... 3

## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

*Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Янко Т.Б.,  
Дмитренко А.Е.* Микроструктура сплавов титана BT20, полу-  
ченных методом послойной электронно-лучевой наплавки  
с применением отечественных порошковых материалов ..... 7

*Махненко О.В., Костин В.А., Жуков В.В., Костеневич Е.С.*  
Влияние сварочного цикла охлаждения на структурно-фазовый  
состав стали 15X2НМФА ..... 14

*Zhang YP, Dong CL, Wang YQ, Hou B, Yu C, Fang WP,  
Xu WH.* High cycle fatigue property of electron beam welded  
thick section of Ti–6Al–4V plates ..... 26

*Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Цымбалиста Т.В., Капорик Н.И.,  
Васильковская М.А.* Жаростойкие газотермические покрытия  
на основе интерметаллида FeAlCr с добавкой CeO<sub>2</sub> ..... 31

*Перемитько В.В., Коломонец И.В., Сухомлин В.И.* Влияние  
предварительного нанесения дополнительных материалов  
на зональную неоднородность при дуговых процессах легиру-  
ющих порошков на структуру и твердость наплавленного  
металла ..... 40

## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

*Мазур А.А., Маковецкая О.К., Пустовойт С.В., Петрук В.С.*  
Экономико-статистический обзор мирового и региональных  
рынков сварочных материалов ..... 45

*Молтасов А.В., Клочков И.Н.* Расчет радиуса перехода от шва  
к основному металлу стыковых сварных соединений алюми-  
ниевых сплавов ..... 52

*Кусков Ю.М., Биктагиров Ф.К., Фесенко М.А.* Влияние теллура  
на микроструктуру низколегированного чугуна, наплавленного  
электрошлаковым способом в токоподводящем кристалли-  
заторе ..... 57

*Махлин Н.М., Буряк В.Ю.* Приводы механизмов автоматов  
для орбитальной TIG сварки стыков металлических трубопро-  
водов энергоблоков АЭС ..... 62

## Информация

Развитие производства сварочных материалов  
на ЧАО «ПлазмаТек» ..... 71

Сварка последовательными дугами TPS/i TWIN Push —  
оптимальное объединение для повышения эффективности ..... 75

# Автоматичне Зварювання

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б.Є. Патон**

## ЗМІСТ

КЗЭСО — 90! ..... 3

### НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

*Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русинік М.О., Янко Т.Б., Дмитренко А.Є.* Мікроструктура сплавів титану VT20, отриманих методом пошарового електронно-променевого наплавлення з використанням вітчизняних порошкових матеріалів ..... 7

*Махненко О.В., Костін В.А., Жуков В.В., Костеневич О.С.* Вплив зварювального циклу охолодження на структурно-фазовий склад сталі 15X2НМФА ..... 14

*Zhang YP, Dong CL, Wang YQ, Hou B, Yu C, Fang WP, Xu WH.* Підвищення утомленої міцності при зварюванні товстих пластин сплаву Ti-6Al-4V, зварених електронним променем ..... 26

*Борисов Ю.С., Борисова А.Л., Цимбаліста Т.В., Капорик Н.І., Васильковська М.А.* Жаростійкі газотермічні покриття на основі інтерметаліда FeAlCr з добавкою CeO<sub>2</sub> ..... 31

*Перемитько В.В., Коломоєць І.В., Сухомлин В.І.* Вплив попереднього нанесення легуючих порошоків на структуру та твердість наплавленого металу ..... 40

### ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

*Мазур О.А., Маковецька О.К., Пустовойт С.В., Петрук В.С.* Економіко-статистичний огляд світового та регіональних ринків зварювальних матеріалів ..... 45

*Молтасов А.В., Клочков І.М.* Розрахунок радіуса переходу від шва до основного металу стикових зварних з'єднань алюмінієвих сплавів ..... 52

*Кусков Ю.М., Біктагіров Ф.К., Фесенко М.А.* Вплив телуру на мікроструктуру низьколегованого чавуну, наплавленого електрошлаковим способом в струмопідвідному кристалізаторі ..... 57

*Махлін Н.М., Буряк В.Ю.* Приводи механізмів автоматів для орбітального TIG зварювання стиків металевих трубопроводів енергоблоків АЕС ..... 62

### Інформація

Розвиток виробництва зварювальних матеріалів на ПрАТ «ПлазмаТек» ..... 71

Зварювання послідовними дугами TPS/i TWIN Push — оптимальне поєднання для підвищення ефективності ..... 75

Журнал «Автоматичне зварювання» видається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»

#### Адреса редакції

03150, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11  
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України  
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-63-02  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

# Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Published 12 times per year since 1948

Editor-in-Chief **B.E. Paton**

## CONTENTS

Kakhovka Plant of Electric Welding  
Equipment — 90! ..... 3

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

*Nesterenkov V.M., Matveychuk V.A., Rusynik M.O., Yanko T.B., Dmitrenko A.E.* Microstructure of VT20 titanium alloys produced by method of layer-by-layer electron beam fusion using domestic powder materials ..... 7

*Makhnenko O.V., Kostin V.A., Zhukov V.V., Kostenevich E.S.* Effect of cooling cycle of welding on structure-phase composition of 15Kh2NMFA steel ..... 14

*Zhang YP, Dong CL, Wang YQ, Hou B, Yu C, Fang WP, Xu WH* High cycle fatigue property of electron beam welded thick section of ti-6al-4v plates ..... 26

*Borisov Yu.S., Borisova A.L., Tsymbalista T.V., Kaporik N.I., Vasilkovskaya M.A.* Heat-resistant thermal coatings based on feal intermetallics with Cr and CeO<sub>2</sub> additives ..... 31

*Peremitko V.V., Kolomoets I.V., Sukhomlin V.I.* Effect of preliminary application of alloying powders on change of structure and hardness of deposited metal ..... 40

### INDUSTRIAL

*Mazur A.A., Makovetskaya O.K., Pustovojt S.V., Petruk V.S.* Economic and statistical review of the world and regional markets of welding materials ..... 45

*Moltasov A.V., Klochkov I.N.* Calculation of the radius of transition of the weld to base metal of aluminium alloy welded joints ..... 52

*Kuskov Yu.M., Biktagirov F.K., Fesenko M.A.* Effect of tellurium on microstructure of low-alloyed cast iron deposited by electroslog method in current-carrying mold ..... 57

*Makhlin N.M., Buriak V.Yu.* Drives of mechanisms of automatic machines for orbital tig welding of metal pipeline joints in npp power units ..... 62

### Information

Development of welding consumabled production at PJSC «Plasma Tek» ..... 71

Twin arc welding TPS/i TWIN Push — an optimum combination for increased efficiency ..... 75

«Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) journal is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»

#### Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,  
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine  
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

## КЗЭСО — 90!

(інтерв'ю з Головою ПрАТ КЗЭСО — Микитиним Я.І.)

*В цьому році виповнюється 90 років з дня заснування КЗЭСО — визнаного світового лідера в області створення та виробництва підвісних і стаціонарних рейкозварювальних машин. У зв'язку з ювілеєм редакція ініціювала інтерв'ю з Головою правління Приватного акціонерного товариства «Каховський завод електрозварювального устаткування», Героєм України Микитиним Я.І., вважаючи, що інтерв'ю буде цікавим читачеві.*



**Ярослав Іванович, розкажіть як створювався завод, які етапи його становлення та розвитку можна виділити?**

1 вересня 1929 р. на території Каховської кустарно-промислової школи (до 1914 р. — завод сільськогосподарських знарядь купця І. Гуревича), де навчали азам метало- й деревообробки, виготовляли і ремонтували різноманітний сільгоспінвентар, розпочався промисловий випуск поршневих кілець для тракторних двигунів. Цю дату ми й вважаємо Днем народження заводу.

На початку 1950-х рр. Каховський завод «Авто-трактородеталь № 22» перейменовується на Каховський ремонтно-механічний завод, а його діяльність підпорядковується управлінню «Дніпробуд», що тоді зводило Каховську ГЕС. Водночас триває реконструкція підприємства відповідно до затвердженого генерального плану, розширюється його площа, зводяться інженерні корпуси, котельня, склади, прокладаються нові комунікації. Результатом цих реформувальних стало збільшення кількості підрозділів, технічних спеціалістів, а головне — реальна перспектива перетворення заводу на багатопрофільне підприємство.

**«Зварювальна» історія КЗЭСО починається з 1959 р., коли з ініціативи Б.Є. Патона змінилася спеціалізація Заводу і він перейшов на випуск електрозварювального устаткування. Вибір невеликого заводу з української глибинки для виробництва нового зварювального устаткування — це щаслива випадковість?**

За клопотанням Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона та особисто його директора Б.Є. Патона, який розгледів у молодому машинобудівному підприємстві на півдні України потенціал для освоєння нового виду продукції, 5 липня (15 серпня) 1959 р. виходить доленосна для заводу Постанова уряду № 624 «Про подальше впровадження у виробництво зварювальної техніки». Оснащений новою на ті часи виробничою технікою, укомплектований досвідченими кадрами, налаштований на впровадження сучасних технологій завод був готовий стати майданчиком для виконання урядової програми по випуску зварювального устаткування.

З 1 січня 1960 р. Каховський механічний завод перейменовано в завод електрозварювального устаткування. Свою продукцію тоді ще радянське підприємство починає демонструвати на міжнародних виставках: автомат А482 — у шведському місті Геттеборг, автомат АБС з джерелом живлення — у голландському місті Утрехт.

**Що дала заводу співпраця з ІЄЗ ім. Є.О. Патона?**

У січні 1964 р. на Каховському заводі електрозварювального устаткування створюється філія дослідного





конструкторсько-технологічного бюро Інституту електрозварювання Національної академії наук України. Основна мета — забезпечення якнайшвидшого впровадження у виробництво досягнень науки та техніки, зміцнення зв'язків наукових та конструкторських організацій з виробництвом для успішного освоєння нового зварювального устаткування. Створений тоді потужний тандем науки і виробництва став відправною точкою нинішнього успіху КЗЭСО. Для концентрації інженерних пошуків на заводі був створений інженерний центр, який, тісно співпрацюючи з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона (зокрема з відділом 26, яким керує академік НАН України С.І. Кучук-Яценко), значно скоротив строки реалізації технічних задумів. Здійснити прорив на світовий ринок вдалося насамперед завдяки тому, що ми вчасно зрозуміли — щоб бути конкурентоспроможними необхідно мати сучасну науку, кваліфіковані кадри, блискучі інженерні задуми, новітні технології та високооснащене виробництво.

**Створення рейкозварювальних машин вимагає комплексних зусиль в проектуванні, конструюванні, розробки технології зварювання та ін. Як вдалося сформулювати команду для вирішення таких складних завдань? Як залучається молодь на завод?**

Ми завжди презентуємо наш завод як високотехнологічне підприємство, що, безумовно, передбачає наявність професійних кадрів на кожному етапі виготовлення зварювальної техніки. На сьогоднішній день близько 50 % робітничих кадрів мають професійну технічну освіту, майже 25 % — це спеціалісти з вищою освітою. Це дозволяє нам справлятися з різноманітними технічними задачами, приймати сучасні виклики невинного технологічного розвитку. Наші конструктори, технологи, інженери постійно підвищують свій кваліфікаційний рівень, освоюють нові програми для конструювання.

Хочу зазначити, що на нашому підприємстві працює багато родинних династій. Як би це пафосно не виглядало, але досвід виготовлення зварювального устаткування передається від дідів онукам. І зараз, наприкінці другого десятиліття ХХІ сторіччя, поруч з молодими спеціалістами й досі працюють наші ветерани, які починали свою кар'єру на Каховському заводі ще у 1960-х роках.

**Яким чином завод забезпечує свої потреби в робітничих та інженерних кадрах?**

На підприємстві впроваджена система підготовки кадрів практично всіх робітничих спеціальностей. Теоретичний матеріал викладають досвідчені фахівці, а практичні заняття проходять в



умовах реального виробництва. Для залучення спеціалістів з вищою освітою ми подаємо замовлення до технічних університетів нашого регіону. Окрім цього, за направленням від підприємства близько 100 осіб отримали вищу освіту.

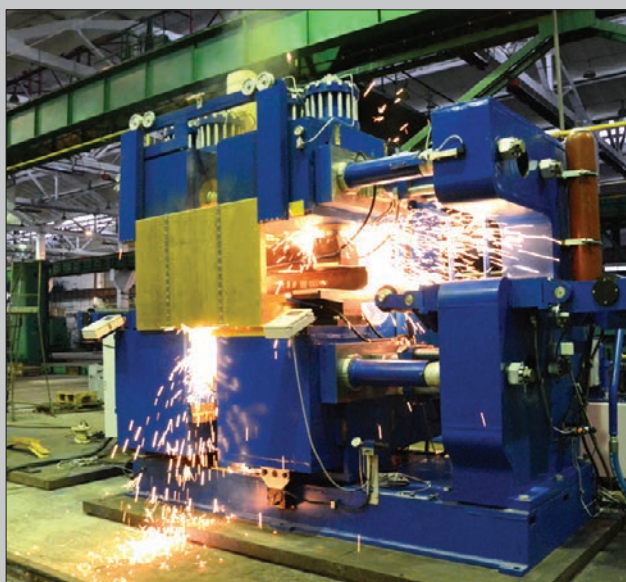
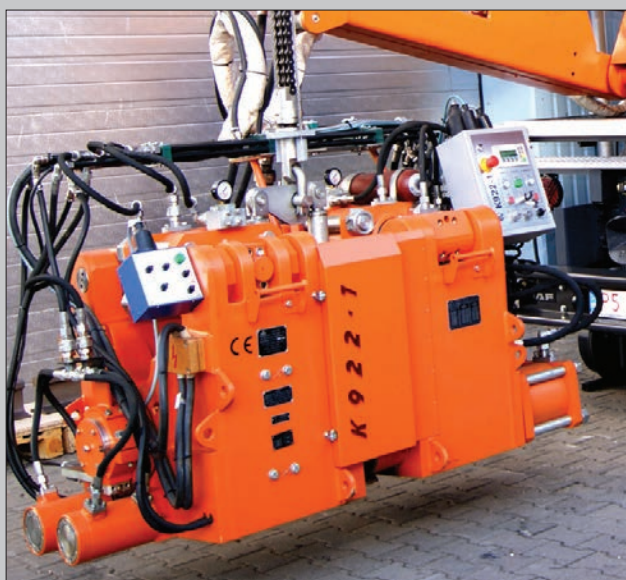
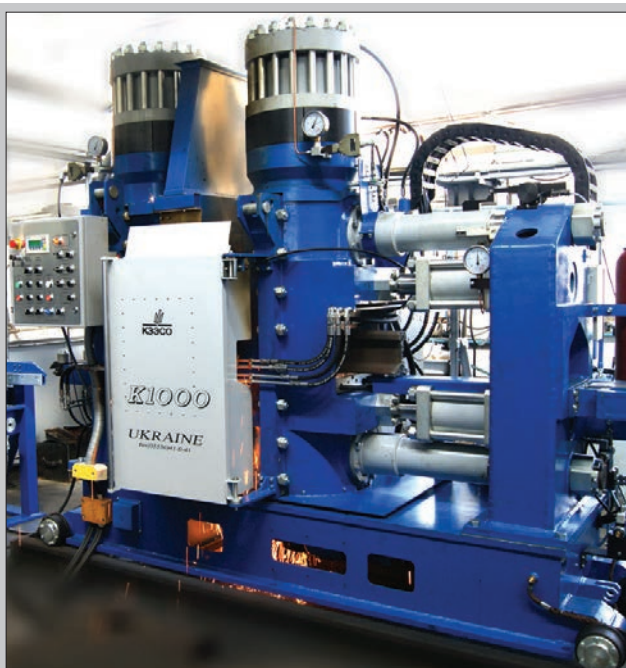
**На п'яти континентах, більш ніж в 100 країнах працюють понад 2500 українських рейкозварювальних машин марки «КЗЭСО». За рахунок чого вже багато років заводу вдається утримувати лідируючі позиції на світовому ринку? Які завдання доводиться вирішувати у зв'язку з діяльністю конкуруючих фірм з Китаю та інших країн і випуском контрафактної продукції?**

Для науковців Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона та каховських машинобудівників стало характерним щорічне освоєння все нових і нових видів зварювальної техніки. Передова наука і сучасне виробництво утворили нерозривний тандем, який є тим локомотивом, що веде завод до поставленої мети — бути лідером у своїй галузі на світовому ринку, не просто йти в ногу з вимогами сьогодення, а бачити наперед і випереджати конкурентів на крок, а то й на два.

За останнє десятиріччя ми не раз стикалися з прикладами копіювання нашої продукції, намаганнями випуску зварювальної техніки під маркою «КЗЭСО» на різних територіях. Так, це неприємні речі, але, як показує наш аналіз подібних випадків, такий контрафакт або взагалі не працює, або має зовсім низькі показники ефективності та довговічності користування. Мені шкода тих клієнтів, які, намагаючись заощадити, або будучи введеними в оману, купують контрафактну продукцію і дуже скоро стикаються з безліччю проблем.

**Яким чином формується портфель замовлень і наскільки поширена географія поставок?**

Портфель наших замовлень наповнюється різними шляхами, враховуючи специфіку нашої продукції та термін її виготовлення. Є постійні замовники, з якими достатньо обговорити обсяг замовлення та специфікації, бо вони працюють з нами десятиліттями і впевнені у якості техніки та порядності виконання умов контрактів з боку підприємства. Щороку з'являються й нові клієнти, які обов'язково приїжджають до Каховки, щоб побачити виробничі потужності, особисто обговорити умови майбутніх контрактів. Не може не радувати поновлення активної співпраці з «Укрзалізницею». Якщо останні 10 років завод виготовляв







більше 90 % зварювальних машин та комплексів для експорту до країн далекого зарубіжжя, то зараз нарешті почали надходити замовлення на техніку для будівництва і ремонту українських колій.

На підприємстві працює відділ маркетингу, в якому молоді та прогресивні спеціалісти займаються аналізом та вивченням нових ринків та просуванням нашої унікальної продукції в нових напрямках. Безумовно, ми щорічно беремо участь у міжнародних виставках та профільних заходах, що також відкриває нові можливості для подальшого розвитку КЗЕСО. Завоювання довіри замовника та повне задоволення його запитів й побажань є одним з наших принципів у боротьбі за лідерство та портфель замовлень.

Зварювальні машини під маркою «КЗЕСО» працюють на всіх п'яти континентах, більш ніж у 100 розвинених країнах світу.

**Які задачі з'являються у заводу в епоху 4-ї промислової революції у зв'язку із запровадженням цифрових технологій у всіх сферах діяльності? Яким Ви бачите напрямок подальшого розвитку рейкозварювальних машин?**

Техніка ніколи не буде стояти на одному місці. Все іде в ногу з розвитком науки. Співдружність, що існує між передовою наукою, яку представляє Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, і сучасним інжиніринговим підприємством, яким є КЗЕСО, дає найкращі результати у досягненні вимог часу і, безумовно, наших замовників.

Щодо розвитку рейкозварювальної техніки, то зазначу, машини та комплекси КЗЕСО вже сьогодні є технікою майбутнього. За визначенням російського академіка С. Глазьева, одного з авторів теорії технологічних укладів, рейкозварювальні машини марки «КЗЕСО» відповідають вимогам вищого, 6-го технологічного укладу, тобто є технікою XXI-го століття. Використання в останніх моделях машин КЗЕСО для зварювання рейок елементів штучного інтелекту у поєднанні із сучасною комп'ютерною технікою та спеціально розробленим програмним забезпеченням дозволяє виконувати попереднє тестування стику, встановлювати відповідний режим зварювання, відстежувати хід зварювання та усувати недоліки, застосовувати алгоритм для підтвердження якості та ультразвуковий контроль кожного стику, що був зварений, створювати електронний паспорт зварювання.

З впевненістю можу сказати, що КЗЕСО — це виробник найсучасніших зварювальних машин та комплексів, який вже сьогодні використовує технології майбутнього, що будуть актуальними ще багато років. А ми рухаємось далі, удосконалюємось та з впевненістю у власних силах дивимось в майбутнє.

Інтерв'ю записав О.Т. Зельніченко

# МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВОВ ТИТАНА ВТ20, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ПОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ ОТЕЧЕСТВЕННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

**В.М. Нестеренков<sup>1</sup>, В.А. Матвейчук<sup>1</sup>, М.О. Русыник<sup>1</sup>, Т.Б. Янко<sup>2</sup>, А.Е. Дмитренко<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>ПАО «Институт титана». 69035, г. Запорожье, просп. Соборный, 180. E-mail: [titanlab3@ukr.net](mailto:titanlab3@ukr.net)

<sup>3</sup>ННЦ «Харьковский физико-технический институт». 61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1.  
E-mail: [dmitrenko@kipt.kharkov.ua](mailto:dmitrenko@kipt.kharkov.ua)

Методом электронно-лучевой 3D наплавки получены образцы изделий из отечественных несферических порошков титанового сплава ВТ-20. Микроструктура наплавленного металла беспористая, мелкодисперсная и равномерная по всей поверхности шлифа. Представляет собой игольчатую  $\alpha'$ -фазу титана с малым содержанием  $\beta$ -фазы. Микротвердость образца от  $HV$  3960 МПа до  $HV$  4150 МПа. Отмечено равномерное распределение легирующих элементов и сниженное содержание алюминия вследствие его летучести при наплавке. Выявлено наличие незначительной пористости и повышенной шероховатости на краях изделия. Намечены методы их устранения. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 11.

*Ключевые слова:* аддитивные технологии, титановый сплав, электронный луч, наплавка, структура, микротвердость

Инновационные технологии послойного производства изделий методом быстрого прототипирования открывают новые возможности для изготовления деталей заданной формы и структуры с заранее прогнозируемыми свойствами. Процесс производства изделий таким методом с применением электронного луча относительно новый, но уже успешно показавший большие перспективы своего использования в промышленности для изготовления широкой номенклатуры деталей и узлов. В его основу положена операция послойного сплавления металлического порошка в вакууме с помощью электронного луча. Этот подход отличается быстрый переход к изготовлению трехмерных изделий непосредственно от системы автоматизированного проектирования с возможностью использования широкого спектра металлов и сплавов, в том числе тугоплавких и химически активных [1].

Все существующие на сегодня промышленные разработки принадлежат зарубежным компаниям. Использование в Украине технологий и машин для прототипирования связано с их покупкой за рубежом и с последующими значительными затратами на приобретение необходимых материалов, которые являются расходным и дорогостоящим компонентом этой технологии.

Однако применяемые в данных установках расходные материалы — порошки титановых сплавов — имеют ряд недостатков. К ним можно отнести несоответствие составов порошковых материалов большому количеству сертифи-

цированных для предприятий Украины сплавов, а также отсутствие отечественных промышленных технологий их получения. Таким образом, имеет место проблема импортозамещения и сырьевого обеспечения оборудования для аддитивного производства.

Актуальной задачей является разработка установок на базе электронно-лучевых процессов с применением отечественных порошковых материалов, которые будут сертифицированы и ориентированы для внедрения на отечественных предприятиях.

Большой интерес данные технологии представляют для производства сложных деталей, применяемых в авиа- и турбиностроении. В последние годы наметилась устойчивая тенденция внедрения аддитивных технологий в ведущих отечественных компаниях. Для промышленных предприятий отечественного машиностроения (ГП ПО «Южмаш», ОАО «Мотор Сич», ГП НПКГ «Зоря»—«Машпроект», ГП ЛРЗ «Мотор») актуальны задачи получения изделий с применением порошковых материалов из титановых сплавов, поскольку из этих сплавов изготавливается большое количество элементов газотурбинных двигателей.

Не следует оставлять без внимания разработку новых решений в производстве титановых порошков, что позволит снизить стоимость сырья. К числу таких решений можно отнести разработанную технологию получения порошка титановых сплавов по принципу гидрирования–дегидрирования (HDH процессы) спеченного полуфабриката [2].



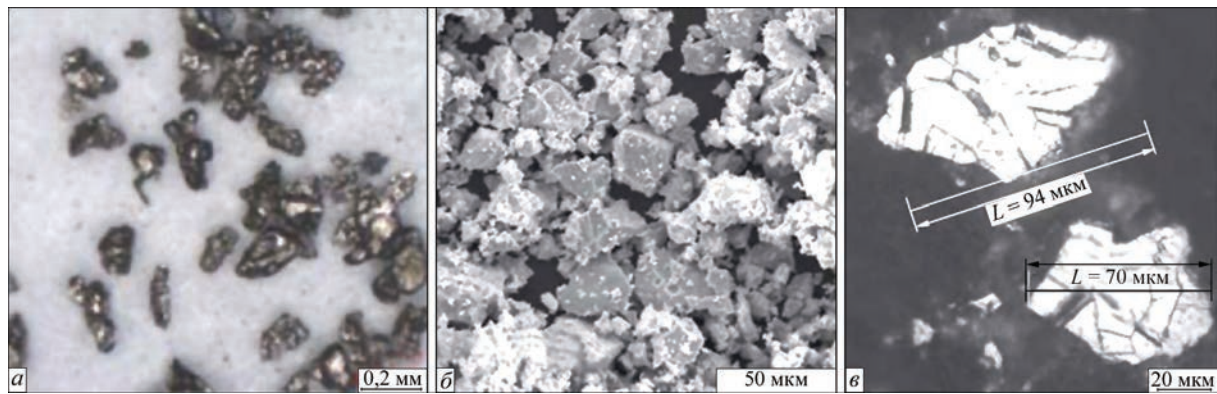


Рис. 1. Внешний вид (а) и микроструктура (б, в) порошков HDN VT20 фракции от 60 до 140 мкм

В данной работе решалась задача получения изделия из титанового сплава VT20 с применением аддитивных электронно-лучевых технологий методом послойной наплавки.

**Материалы и оборудование.** Для изготовления образцов изделий применялся несферический порошок титана VT20 производства отечественной компании «Ти Текнолоджи». Порошок представлял собой сплав Ti–Mo–Al–V–Zr с гранулами несферической формы и литой микроструктурой частиц (рис. 1). Выбор сплава данной системы легирования обусловлен тем, что он характеризуется хорошими антикоррозионными, жаростойкими и механическими свойствами. Сплав VT20 используется для изготовления деталей, в том числе и авиационного назначения, способных продолжительное время работать при температуре до 500 °С.

Порошок получен методом термохимического охрупчивания посредством водорода (метод гидрирования–дегидрирования, HDH) спеченной заготовки сплава VT20. Для исследований выбрана фракция с размером частиц от 60 до 140 мкм. Химический состав используемого материала приведен в таблице.

Работы по наплавке проводились на оборудовании для 3D печати, созданном на базе малогабаритной установки для электронно-лучевой сварки типа СВ-212М с импульсным источником питания 60 кВ / 60 кВт, электронно-лучевой пушкой ЭЛА-60 и пакетом прикладных программ для управления процессом 3D печати.

Оборудование и программное обеспечение разработано в Институте электросварки им. Е.О. Патона. Общий вид оборудования представлен на рис. 2.

Установка состоит из малогабаритной вакуумной камеры 1 с механизмами подачи и распределения порошка, перемещения изделия, электронно-лучевой пушки 2, высоковольтного источника питания 4 и системы управления 3. Электронно-лучевая пушка 2 установлена неподвижно на

верхней стенке вакуумной камеры. Вакуумная система установки обеспечивает величину вакуума в камере до  $10^{-4}$  торр. В шкафах управления 3 находятся промышленный компьютер, монитор, блоки управления высоковольтным источником и вакуумной системой. Высоковольтный источник 4 позволяет получить регулируемое напряжение до 60 кВ и ток пучка до 1000 мА.

Процесс электронно-лучевой наплавки происходит в вакуумной камере 1 (рис. 3). Металлический порошок насыпью подается на рабочий стол 9 из бункеров 3. Рейка 4, перемещаясь вдоль стола 9, формирует на поверхности паллеты 7 слой порошка заданной глубины. В начальном положении паллета находится вверху шахты 8. Сфокусированный пучок электронов, сформированный ЭЛП 2, оплавляет поверхность порошка по заданной траектории. Таким образом, в соответствии с алгоритмом, формируются контуры изделия и его слой. Далее паллета 7 опускается на заданную величину и наносится следующий слой порошка. Процесс повторяется. Изделие 6 выращивается слой за слоем. В конце производственного цикла

Химический состав используемого порошка VT20

Содержание легирующих элементов не более, мас.%				Содержание примесей не более, мас.%		
Zr	Mo	V	Al	N	H	O
1,5...2,5	0,5...2,0	0,8...2,5	5,5...7,0	0,05	0,015	0,15



Рис. 2. Оборудование для электронно-лучевой 3D печати (описание 1–4 см. в тексте)



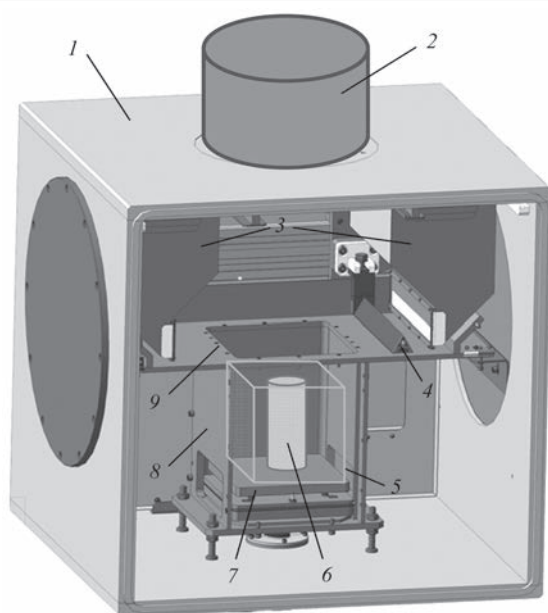


Рис. 3. Схема установки для аддитивного производства с применением металлических порошковых материалов (описание 1–9 см. в тексте)

деталь извлекается из вакуумной камеры, очищается от нерасплавленного порошка 5 и механически обрабатывается.

Блок-схема управления оборудованием приведена на рис. 4. Для формирования зоны плавления использован управляемый от компьютера программный контроллер Siemens SIMATIC WinAC. Пучок электронов отклоняется по осям  $X$ ,  $Y$  и создает зону плавления заданной формы. Процесс наплавки выполняется по программе в соответствии с компьютерной моделью изделия и с предустановленными технологическими режимами. Объектами управления являются ток пучка  $I_w$ , ток фокусировки  $I_f$ , отклонение пучка по осям  $X$  и  $Y$ , а также глубина слоя порошка (ось  $Z$ ).

Образец изделия в форме полого цилиндра выращивался послойно в вакуумной камере при величине вакуума  $1 \cdot 10^{-4}$  торр. Каждый нанесенный



Рис. 5. Изделие в вакуумной камере 3D принтера

слой порошка предварительно разогревался под воздействием расфокусированного электронного пучка, после чего проплавлялся электронным лучом. Пучок электронов перемещался по спирали Архимеда от большого диаметра к меньшему. По окончании наплавки наносился последующий слой порошка. Таким образом, изделие выращивалось слой за слоем. Глубина каждого слоя порошка составляла 300 мкм. По окончании производственного цикла изделие охлаждалось в вакууме в течение 18 ч.

Фото изделия, расположенного в вакуумной камере 3D принтера, приведено на рис. 5, полученный образец на рис. 6. Геометрические размеры изделия: наружный диаметр 85 мм, внутренний — 55 мм, высота 35 мм.

Полученный образец был подготовлен для дальнейшего металлографического исследования особенностей формирования структуры вдоль и поперек осей наплавки. Исследование микроструктуры осуществляли на металлографическом оптическом микроскопе «Neophot-32» при различных увеличениях. Твердость фазовых составляющих измеряли на микротвердометре М-400 фирмы «LECO», нагрузка составляла 0,3 Н, время приложения 10 с. Изображение микроструктур получено при помощи фотокамеры «Olympus C-500». Структура и химический состав образцов были



Рис. 4. Блок-схема управления оборудованием для аддитивной электронно-лучевой наплавки: ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка ЭЛП; ОС — отклоняющая катушка ЭЛП (описание остальных параметров см. в тексте)

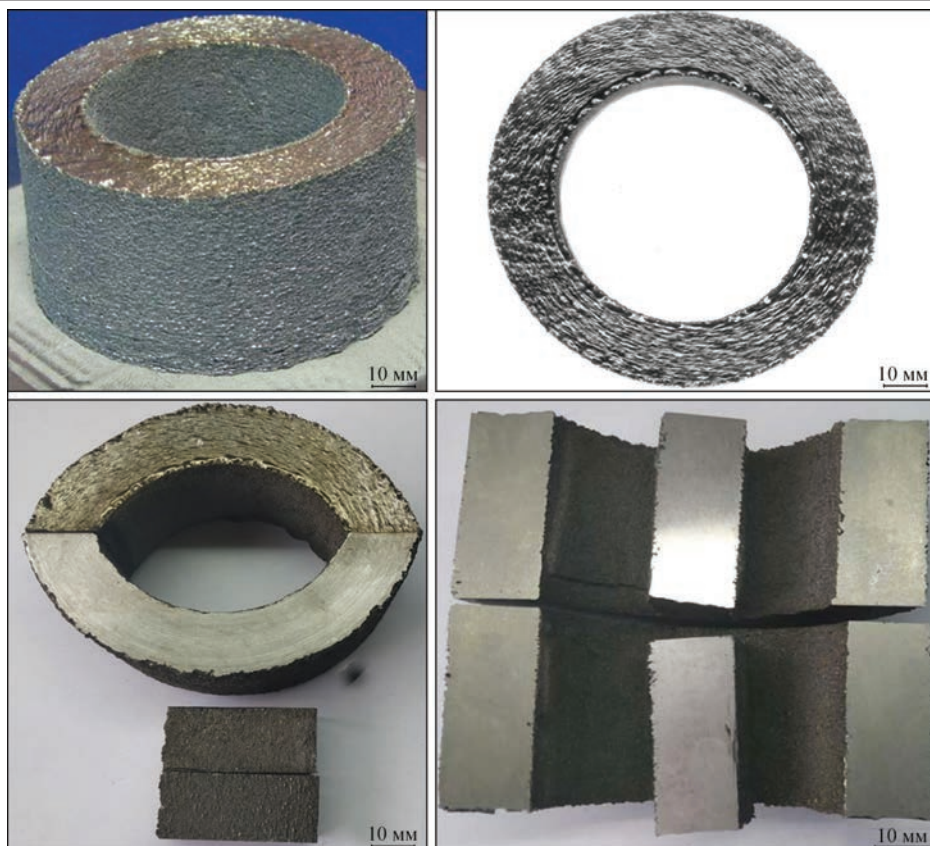


Рис. 6. Образец, выполненный методом 3D печати

изучены с помощью сканирующей электронной микроскопии и энергодисперсионного микроанализа с использованием сканирующего электронного микроскопа JSM 7001F с ускоряющим напряжением 20 кВ. Наблюдение за структурой проводилось как в режиме вторичных электронов (SEI), так и в режиме обратного рассеяния электронов (COMPO), формирующих контраст составного изображения. Состав анализировали с использованием детектора INCA PentaFETx3 и программы Oxford Instruments INCA 4.11. Для калибровки количественного анализа использовали стандарт кобальта с чистотой 99,99 %. Для определения степени распределения основных элементов сплава проводилось исследование в режиме картирования.

**Результаты и обсуждения.** Для исследования свойств наплавленного металла были сделаны поперечные разрезы и изготовлены макрошлифы, один из которых приведен на рис. 7.

Анализ поперечных шлифов показывает получение плотной литой структуры наплавленного металла. В целом дефекты формирования отсутствуют. Ближе к боковым поверхностям фиксируются отдельные несплавления (рис. 8), свидетельствующие о необходимости корректировки технологического процесса расплавления краевых слоев изделия. Устранение подобных дефектов возможно путем предварительного формиро-

вания наружного и внутреннего контуров изделия с последующим их оплавлением и заполнением межконтурного пространства литым металлом при сканировании электронного пучка.

Для исследования химического состава изделия применяли рентгеноспектральный микроанализ (PCMA) — метод определения состава вещества посредством анализа характеристического рентгеновского излучения. Результаты исследова-



Рис. 7. Макрошлиф поперечного сечения изделия из титанового сплава BT20



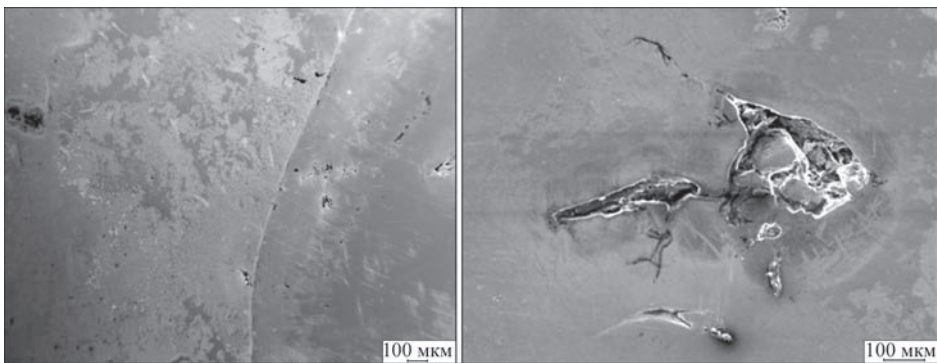


Рис. 8. Дефекты на поверхности поперечного сечения образца

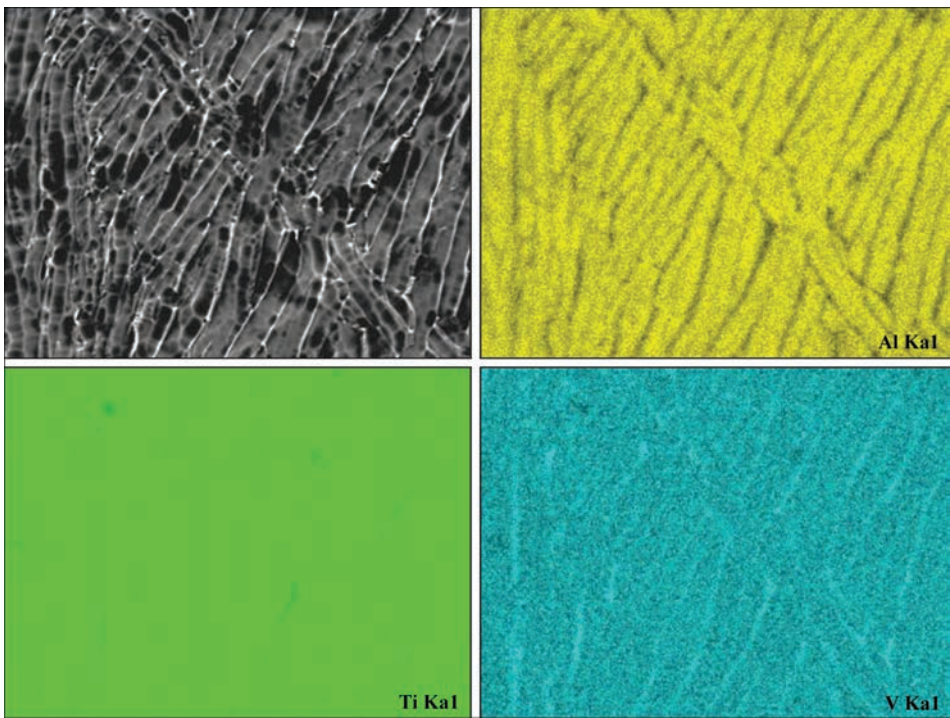


Рис. 9. Рентгеноспектральный микроанализ распределения титана, алюминия и ванадия в образце (слева сверху — электронное изображение)

ний приведены на рис. 9 и 10. Исследуемый объект подвергали воздействию электронного пучка, который вызывал рентгеновское излучение. Образец бомбардировался высокоэнергетическими электронами, в результате чего с его поверхности происходила эмиссия рентгеновского излучения. Из анализа характеристического рентгеновского излучения определяли, какие элементы и в каких количественных соотношениях входят в состав изделия. Большему содержанию элемента соответствуют более интенсивный цвет (рис. 9) или наличие пиков на кривой интенсивности по линии или площади сканирования (рис. 10).

Рентгеноспектральный микроанализ (рис. 9) подтверждает, что легирующие элементы распределены равномерно. Кроме того, ванадий имеет повышенную концентрацию по границам зерен  $\alpha$ -фазы, что является характерным для титановых сплавов данной системы легирования.

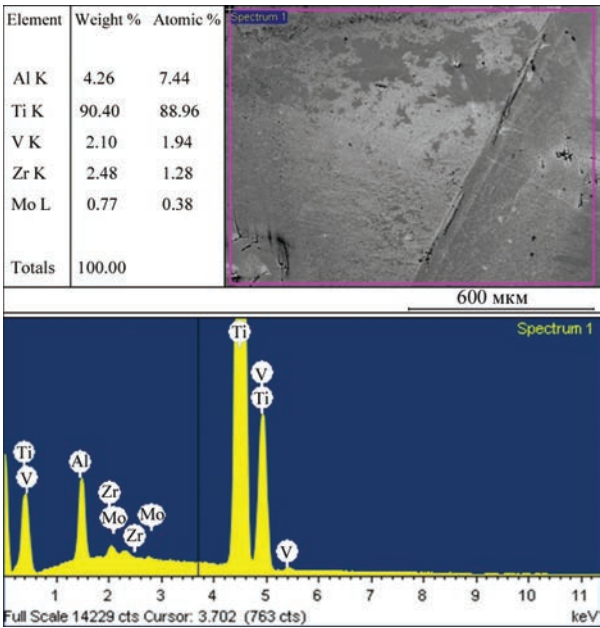


Рис. 10. Элементный EDX-анализ образца

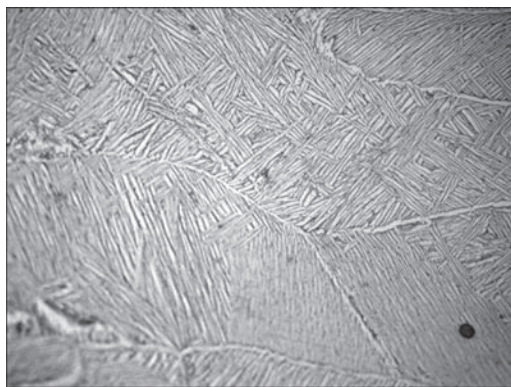


Рис. 11. Микроструктура ( $\times 500$ ) металла наплавки (порошок BT20)

Однако, как показал EDX-анализ — метод энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (рис. 10), содержание алюминия несколько отличается от пределов, заданных ГОСТ 19807–91 «Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки», а также значений, указанных в таблице. Отклонение, по всей видимости, связано с повышенной летучестью паров алюминия в условиях сплавления при высоком вакууме.

Для устранения этого недостатка необходимо в исходном материале — порошках титановых сплавов — поддерживать содержание алюминия на более высоком уровне. Процентное превышение содержания алюминия в исходной шихте следует подбирать эмпирически в зависимости от типа сплава. В целом микроструктура наплавленного металла мелкодисперсная и равномерная по всей поверхности шлифа, представляет собой кристаллиты, вытянутые в направлении теплоотвода.

Структура наплавки в теле кристаллитов в основном представляет собой игольчатую  $\alpha'$ -фазу (пересыщенный твердый раствор замещения легирующих элементов в  $\alpha$ -титане) и небольшое количество  $\beta$ -фазы (рис. 11).

Границы зерен чистые без включений. Проплавленные части образца беспористые, что свидетельствует о полном проплавлении слоя порошка в процессе 3D печати.

Твердость металла на всех участках существенно не отличалась и находилась в пределах от HV 3960 МПа до HV 4150 МПа.

Таким образом, проведенные исследования показали, что разработанная технология аддитивной электронно-лучевой наплавки позволяет получать из несферических порошков титановых сплавов BT-20 изделия сложной формы с наличием в них заданных чертежом полостей.

## Выводы

1. Выполнена аддитивная электронно-лучевая наплавка изделий заданной формы из несферических порошков титановых сплавов.

2. Показана уверенная работа оборудования, что подтверждает правильность принятых конструктивных решений.

3. Получены образцы с хорошим формированием литой структуры наплавленного металла и однородным химическим составом.

4. Выявлены недостатки, связанные с режимами наплавки порошковых композиций.

5. Обозначена необходимость увеличения содержания алюминия в исходном сырье для компенсации его эвакуации в вакуумную систему.

6. Определены направления дальнейших исследований и усовершенствований аддитивных электронно-лучевых технологий.

## Список литературы/References

1. Нестеренков В.М., Матвейчук В.А., Русыник М.О., Овчинников А.В. (2017) Применение аддитивных электронно-лучевых технологий для изготовления деталей из порошков титанового сплава. *Автоматическая сварка*, **3**, 5–10.
2. Nesterenkov V.M., Matvejchuk V.A., Rusynik M.O., Ovchinnikov A.V. (2017) Application of additive electron beam technologies. *The Paton Welding J.*, **3**, 2–6.
3. Янко Т.Б., Овчинников А.В. (2018) Титан в аддитивных технологиях. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения*, 217–222.
4. Yanko T.B., Ovchinnikov A.V. (2018) Titanium in additive technologies. *Construction, materials science and machine building: Starodubov Readings*, 217–222.
5. Нестеренков В.М., Хрипко К.С., Орса Ю.В., Матвейчук В.А. (2018) Электронно-лучевые технологии в авиастроении. *Наука про матеріали: досягнення та перспективи*. У 2-х т. Т. 2. Лобанов Л.М. та ін. (ред.). Київ, Академперіодика, сс. 192–221.
6. Nesterenkov V.M., Khripko K.S., Orsa Yu.V., Matveychuk V.A. (2018) Electron beam technologies in aircraft construction. *Materials Science: Achievements and prospects*. In 2 vol. , Vol 2, ed. By L. M. Lobanov. Kyiv, Akademperiodika, pp. 192–221.
7. Matviichuk V.A., Nesterenkov V.M., Rusynik M.O. (2018) Application of additive electron-beam technologies for manufacture of metal products. *Electrotechnica & Electronica E+E*, **3** 4, 69–73.
8. Mahale T.R. (2009) *Electron beam melting of advanced materials and structures*: Ph.D. dissertation, North Carolina State University, NC, US.
9. Gaytan S., Murr L., Medina F. et al. (2009) Advanced metal powder based manufacturing of complex components by electron beam melting. *Materials Technology*, **24**(3), 180–190.
10. Záh M.F., Lutzmann S. (2010) Modelling and simulation of electron beam melting. *Production Engineering*, **4**(1), 15–23.
11. Muth T.R., Yamamoto Y., Frederick D.A. et al. (2018) Causal Factors of Weld Porosity in Gas Tungsten Arc Welding of Powder-Metallurgy-Produced Titanium Alloys. *JOM*, **65**, 5, 643–651.
12. Price S., Cheng B., Lydon J. et al. (2015) On Process Temperature in Powder-Bed Electron Beam Additive Manufacturing: Process Parameter Effects. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, **6**, p. 061019.



# МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВІВ ТИТАНУ VT20, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ПОШАРОВОГО ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО НАПЛАВЛЕННЯ З ВИКОРИСТАННЯМ ВІТЧИЗНЯНИХ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ

В.М. Нестеренков<sup>1</sup>, В.А. Матвійчук<sup>1</sup>, М.О. Русинік<sup>1</sup>, Т.Б. Янко<sup>2</sup>, А.Е. Дмитренко<sup>3</sup>

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

<sup>2</sup>ПАО «Інститут титану». 69035, м. Запоріжжя, пр. Соборний, 180. E-mail: titanlab3@ukr.net

<sup>3</sup>ІНЦ «Харківський фізико-технічний інститут». 61108, м. Харків, вул. Академічна, 1. E-mail: dmitrenko@kipt.kharkov.ua

Методом електронно-променевої 3D наплавлення отримані зразки виробів із вітчизняних несферичних порошків титанового сплаву VT-20. Мікроструктура наплавленого металу безпориста, дрібнодисперсна та рівномірна по всій поверхні шліфа. Являє собою голчасту  $\alpha'$ -фазу титану з малим вмістом  $\beta$ -фази. Мікротвердість зразка від HV 3960 МПа до HV 4150 МПа. Відзначено рівномірний розподіл легуючих елементів і знижений вміст алюмінію внаслідок його летючості при наплавленні. Виявлено наявність незначної пористості та підвищеної шорсткості на краях виробу. Намічено методи їх усунення. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 11.

*Ключові слова:* адитивні технології, титановий сплав, електронний промінь, наплавлення, структура, мікротвердість

## MICROSTRUCTURE OF VT20 TITANIUM ALLOYS PRODUCED BY METHOD OF LAYER-BY-LAYER ELECTRON BEAM FUSION USING DOMESTIC POWDER MATERIALS

V.M. Nesterenkov<sup>1</sup>, V.A. Matveychuk<sup>1</sup>, M.O. Rusynik<sup>1</sup>, T.B. Yanko<sup>2</sup>, A.E. Dmitrenko<sup>3</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>PJCS «Titanium Institute». 180 Soborny Ave., 69035, Zaporozhye, Ukraine. E-mail: titanlab3@ukr.net

<sup>3</sup>NSC «Kharkov Institute of Physics and Technology». 1 Akademicheskaya Str., 61108, Kharkov, Ukraine. E-mail: dmitrenko@kipt.kharkov.ua

Samples of products of domestic non-spherical powders of VT-20 titanium alloy were obtained by method of electron beam 3D-deposition. Microstructure of deposited metal is a porous-free, fine-dispersed and uniform along the whole surface of section. It is acicular titanium  $\alpha'$ -phase with small content of  $\beta$ -phase. Sample microhardness is from HV 3960 to 4150 MPa. Uniform distribution of alloying elements and decreased content of aluminum due to its volatility in deposition was noted. Presence of insignificant porosity and increased roughness on part edges was determined. The methods of their elimination were outlined. Ref. 10, Tabl. 1, Fig. 11.

*Keywords:* additive technologies, titanium alloy, electron beam, deposition, structure, microhardness

Поступила в редакцію 12.06.2019



# MiningWorld

## Ukraine

Міжнародна виставка  
гірничодобувної,  
вугільної та будівельної  
промисловості



**Запоріжжя • ВЦ «Козак Палац»**

**8-10 жовтня 2019**

**Mining World Ukraine** — єдина в Україні міжнародна спеціалізована виставка гірничодобувної галузі. Провідними іноземними та національними компаніями будуть представлені новітні розробки обладнання, спеціальної техніки та технологій.

Виставка орієнтована на керівників підприємств, топ-менеджерів гірничодобувних компаній, металургійних та гірничо-збагачувальних підприємств, проектних організацій та вузів, а також державних структур природоохоронного, геологічного та екологічного напрямків, охорони праці, гірничого нагляду.

## ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНОГО ЦИКЛА ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СТАЛИ 15Х2НМФА

**О.В. Махненко, В.А. Костин, В.В. Жуков, Е.С. Костеневич**

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

В последнее время для прогнозирования микроструктурного фазового состава конструкционных сталей при термическом воздействии получили развитие математические методы. С помощью математического моделирования на основе существующих параметрических регрессионных уравнений выполнено прогнозирование микроструктурных фазовых превращений в металле ЗТВ основного материала (сталь 15Х2НМФА) корпуса реактора ВВЭР-1000 при дуговой наплавке защитного антикоррозионного слоя, а также проведен сравнительный анализ результатов моделирования с полученными экспериментальными данными дилатометрического и металлографического анализа. Сравнение результатов подтверждает формирование бейнитно-мартенситной структуры в металле ЗТВ корпуса реактора ВВЭР-1000, однако величина содержания мартенсита при расчетном и экспериментальном определении существенно отличается. Для расчетного определения содержания структурных составляющих необходимо использовать экспериментальные термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для характерных сварочных/наплавочных термических циклов, в которых отсутствует длительный нагрев или выдержка при температуре аустенизации, а охлаждение происходит с переменной скоростью. Для адекватной оценки микроструктурного состава в металле ЗТВ корпусной стали 15Х2НМФА при сварке/наплавке были построены экспериментально термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита для характерных скоростей охлаждения 3...5 °С/с и двух максимальных температур термического цикла — 1000 и 1350 °С. Полученные результаты могут быть использованы для расчетного определения остаточных напряжений в корпусе реактора ВВЭР-1000 при обосновании продления ресурса безопасной эксплуатации. Библиогр. 32, табл. 7, рис. 12.

*Ключевые слова:* корпус реактора ВВЭР-1000, сталь 15Х2НМФА, антикоррозионная наплавка, микроструктурные превращения, математическое моделирование, дилатометрия

В Украине большая часть атомных энергетических установок относится к типу ВВЭР-1000, корпус реактора (КР) которого изготавливался из толсто-стенных кованных обечаек из низколегированной высокопрочной стали перлитного класса марки 15Х2НМФА, сваренных кольцевыми швами. Для защиты КР от коррозии на его внутреннюю поверхность наплавлялся аустенитный материал. В настоящее время важной научно-технической задачей является продление ресурса безопасной работы действующих КР, для обоснования которого необходимо учитывать остаточные напряжения, возникающие в результате сварочного либо наплавочного нагрева, и их перераспределение в процессе последующей термообработки.

Технологические параметры процесса антикоррозионной наплавки могут значительно влиять на микроструктурный фазовый состав в зоне термического влияния (ЗТВ) стали 15Х2НМФА, а также на распределение остаточных напряжений в КР ВВЭР-1000.

Анализ открытых литературных источников показывает [1–7], что в них нет данных относительно микроструктурного фазового состава корпусной стали после дуговой наплавки, а также отсутствует ее полная термокинетическая диаграмма (ТКД) распада переохлажденного аустенита. Существующие металлургические ТКД

реакторных сталей [8, 9], полученные для характерных при проведении термообработки длительных выдержек при максимальной температуре и низких скоростей охлаждения, не позволяют определить конечный микроструктурный фазовый состав металла в ЗТВ из-за особенностей сварочного/наплавочного термического цикла.

Имеются данные [10], что при скорости охлаждения 3,3...28 °С/с в интервале температур 800...500 °С для стали 15Х2НМФА в металле ЗТВ формируется бейнитно-мартенситная микроструктура, а критическая скорость охлаждения, выше которой в металле ЗТВ формируется полностью мартенситная структура, составляет 30 °С/с. Результаты, полученные в работе [11], напротив, показывают, что при характерном термическом цикле со скоростью охлаждения металла 3...6 °С/с возможно образование преимущественно мартенситной микроструктуры. В зарубежных атласах и сборниках ТКД при термической обработке и сварке сталей [12–14] данные для корпусной стали 15Х2НМФА отсутствуют.

В последнее время были представлены новые данные [15–17] о превращениях в корпусных сталях 15Х2МФА-А и 15Х2НМФА в условиях различных термических циклов охлаждения. Анализ ТКД этих сталей показывает присутствие определенных различий температур начала и конца фа-



**Таблица 1.** Характеристики условий получения ТКД

Литературный источник	Тип прибора	Размеры образца, мм	Температура аустенизации, °С	Время аустенизации, мин	Диапазон скоростей охлаждения, °С/с	Марка стали
[15]	BAHR DIL 805	10×4	1000	180	0,1...500	15Х2МФА-А
[16]	Linseis L78 RITA	10×3	1000	20	0,01...50	15Х2МФА-А
[17]	Linseis L75VD1600C	20×6	900	15	0,002...100	15Х2НМФА

зовых превращений, критических скоростей охлаждения, долей структурных составляющих. Эти различия, по-видимому, связаны с одной стороны, с различным химическим составом исследуемых корпусных сталей (отсутствие никеля в стали 15Х2МФА-А), а с другой — с различием методов (приборов), используемых для определения температур фазовых превращений, в том числе, размеров образцов и длительностей выдержки в аустенитной области (табл. 1).

В последнее время для прогнозирования микроструктурного фазового состава конструкционных сталей при термическом воздействии получили развитие математические методы [18–21]. В этой связи цель работы состояла в определении возможности использования математического моделирования кинетики микроструктурных превращений в стали 15Х2НМФА после дуговой наплавки с учетом влияния различных технологических параметров, а также проведении экспериментальной проверки (валидации) результатов расчета с помощью физического моделирования термодиффузионного состояния при сварке/наплавке.

**Технологические параметры дуговой наплавки корпуса реактора.** В соответствии с требованиями нормативной документации [22] и согласно документации завода-изготовителя [23] для цилиндрической части корпуса реактора использовалась автоматическая наплавка под флюсом ленточными электродами, а для поверхности патрубковой зоны (внутренняя поверхность патрубков Ду850 и их галтели), а также остальных труднодоступных мест корпуса — ручная дуговая

наплавка покрытыми электродами. Материалы наплавки представлены в табл. 2.

Согласно [24–28] технологические параметры для автоматической дуговой наплавки под флюсом лентами следующие: сила тока  $I_{\text{св}} = 650$  А, напряжение  $U_{\text{д}} = 32$  В, ширина ленточного электрода 60 мм, температура предварительного и сопутствующего подогрева  $T_{\text{п}} = 250$  °С, скорость наплавки  $v_{\text{н}} = 10$  м/ч.

Технологические параметры для ручной дуговой наплавки покрытыми электродами [29]: сила тока  $I_{\text{св}} = 130...150$  А, напряжение  $U_{\text{д}} = 26...30$  В, электроды диаметром 4...5 мм, температура предварительного и сопутствующего подогрева  $T_{\text{п}} = 250$  °С, скорость наплавки  $v_{\text{н}} = 3$  м/ч.

Химический состав основного материала КР стали 15Х2НМФА представлен в табл. 3 [30]. Теплофизические свойства основного материала и материала наплавки КР в зависимости от температуры приведены в работах [31, 32].

**Методика эксперимента.** Для получения экспериментальных результатов микроструктурного состава металла ЗТВ после дуговой наплавки применялось физическое моделирование на установке Gleeble 3800 с использованием цилиндрических образцов из стали 15Х2НМФА диаметром 6 мм, длиной 76 мм. Были построены ТКД распада аустенита при скоростях охлаждения 1, 3, 5, 7 °С/с.

После моделирования структурных превращений в образцах проводились металлографические исследования. Для выявления микроструктуры образцы были химически протравлены в 4%-ом спиртовом растворе азотной кислоты (ни-

**Таблица 2.** Материалы антикоррозионной наплавки

Тип поверхности	Двухслойная наплавка	Марка наплавочных материалов	Флюс
Цилиндрическая поверхность корпуса	Первый слой	Св-07Х25Н13, ТУ 14-1-3146-81	48-ОФ-10, ОСТ 5.9206-75
	Второй слой	Св-04Х20Н10Г2Б, ТУ 14-1-4591-89	ФЦ-18, ОСТ 24.948.02-99
Внутренняя поверхность патрубков	Первый слой	ЦЛ-25/1, ЗИО-8, ГОСТ 9466-75	-
	Второй слой	ЭА-898/21Б, ЦТ-15К, ГОСТ 10052-75	-

**Таблица 3.** Химический анализ исследуемой стали 15Х2НМФА, мас. %

Образец	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	S	P
	0,17	0,28	0,41	2,04	1,37	0,63	0,03	0,12	0,01	0,01
Стандарт ТУ 108-765-78	0,13...0,18	0,17...0,37	0,3...0,6	1,8...2,3	1,0...1,5	0,5...0,7	≤ 0,3	0,10...0,12	≤ 0,02	≤ 0,02

Примечание: основа — железо. Содержание элементов не должно превышать, мас. %: Co ≤ 0,03; As ≤ 0,04. Для стали 15Х2НМФА-А содержание элементов не должно превышать, мас. %: Sn ≤ 0,005; Sb ≤ 0,005; Cu ≤ 0,10; S ≤ 0,012; P ≤ 0,010; As ≤ 0,010.

таль). Исследования микроструктур проводили на микроскопе «NEOPHOT-32», оснащенного цифровой приставкой OLYMPUS при увеличениях  $\times 200$  и  $\times 500$ . Измерения твердости по Виккерсу проводили на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 100 г и 1 кг. Химический состав образцов стали 15Х2НМФА (табл. 3) определялся на атомно-эмиссионном спектрометре с индуктивно-связанной плазмой ICAP 6500 DUO (TERMO FISHER SCIENTIFIC, США). Содержание углерода определялось кулометрическим методом. Согласно [3–5] детали КР из стали 15Х2НМФА в начальном состоянии имеют бейнитную структуру ( $V_6 = 1,0$ ).

**Математическая модель.** Математическое моделирование было проведено на модели патрубковой зоны КР ВВЭР-1000, которая наплавляется по обоим упомянутым выше технологиям (рис. 1). В расчетной конечно-элементной модели патрубковой зоны применялось два вида источника наплавочного нагрева (ленточный — для цилиндрической обечайки корпуса и точечный, имитирующий ручную наплавку покрытыми электродами, — для внутренней поверхности патрубка Ду850, а также галтелей). Температурная задача была решена в двумерной постановке при допущении быстро движущегося источника нагрева и осевой симметрии наплавки защитных слоев при граничном условии конвективного теплообмена с окружающей средой. Распределение тепловой мощности ленточного источника  $W_1$  и точечного источника  $W_2$  в двумерной постановке в цилиндрической системе координат может описываться зависимостями, соответственно, (1) и (2):

$$W_1(r, z, t) = \frac{2Q\sqrt{K_r K_z}}{\pi v t_n \left[ 1 + \sqrt{\frac{K_z}{\pi}} b \right]} \times \exp \left[ -K_r D_r^2 - K_z D_z^2 \right], \quad (1)$$

$$W_2(r, z, t) = \frac{2Q\sqrt{K_r K_z}}{\pi v t_n} \times \exp \left[ -K_r D_r^2 - K_z D_z^2 \right], \quad (2)$$

где  $D_z = z - z_0$ ;  $D_r = r - r_0$ ;  $r, z$  — координаты (радиальная и осевая) рассматриваемой точки патрубковой зоны;  $r_0, z_0$  — координаты центра движущегося источника нагрева;  $K_r, K_z$  — коэффициенты сосредоточенности удельного теплового потока;  $t_n$  — время нагрева;  $Q$  — эффективная мощность источника нагрева ( $Q = \eta \cdot I_{\text{св}} \cdot U_d$ );  $\eta$  — коэффициент эффективности;  $v$  — скорость наплавки;  $b$  — ширина ленты.

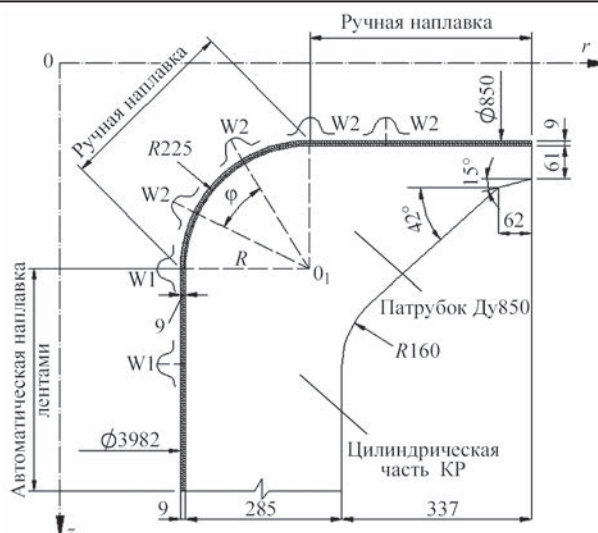


Рис. 1. Схема патрубковой зоны КР и расположение участков с различными технологиями дуговой наплавки

Распределение остаточных напряжений в материале корпуса зависит от микроструктурного состава и, соответственно, механических свойств в ЗП и ЗТВ. В соответствии с расчетным подходом [18, 19], основанным на применении параметрических регрессионных уравнений, результаты расчета массовой доли каждой микроструктурной фазы ( $V_m$  — мартенсит,  $V_6$  — бейнит,  $V_{\text{фп}}$  — феррито-перлит) в конечной микроструктуре после охлаждения зависят от химического состава стали и характерного времени  $\Delta t_{8/5}$  (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С.

$$\text{Мартенсит } V_m^{\max} = 0,5 \left[ 1 - \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_m^{50}}{\ln S_m} \right]; \quad (3)$$

$$\text{Феррито-перлит } V_{\text{фп}}^{\max} = 0,5 \left[ 1 + \operatorname{erf} \frac{\ln \Delta t_{8/5} - \ln \Delta t_{\text{фп}}^{50}}{\ln S_{\text{фп}}} \right]; \quad (4)$$

$$\text{Бейнит } V_6^{\max} = 1 - V_m^{\max} - V_{\text{фп}}^{\max}, \quad (5)$$

где  $\Delta t_m^{50}$  — время (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С, при котором в микроструктуре после охлаждения образуется 50 % мартенсита ( $V_m^{\max} = 0,5$ );  $\Delta t_{\text{фп}}^{50}$  — время (с) охлаждения от температуры 800 до 500 °С, при котором в микроструктуре после охлаждения образуется 50 % феррито-перлита ( $V_{\text{фп}}^{\max} = 0,5$ );  $S_m, S_{\text{фп}}$  — параметры модели распада аустенита.

Величины параметров  $\Delta t_m^{50}, \Delta t_{\text{фп}}^{50}, S_m, S_{\text{фп}}$  для низколегированных сталей (массовая доля %:  $0,05 \leq C \leq 0,4$ ;  $Mn \leq 2$ ;  $Si \leq 0,8$ ;  $Cr \leq 2$ ;  $Mo \leq 1$ ;  $Ni \leq 1,5$ ;  $V \leq 0,2$ ;  $Ti \leq 0,03$ ;  $Al \leq 0,05$ ;  $Nb \leq 0,03$ ) определяются согласно данным работы [18] в зависимости от химического состава стали.

**Результаты математического моделирования.** Полученные при решении задачи нестаци-



онарной теплопроводности расчетные данные полей максимальных температур и характерные термические циклы при наплавке позволили оценить размеры ЗТВ и скорость охлаждения металла патрубковой зоны при различных технологических параметрах (рис. 2, табл. 4).

Полученные результаты моделирования для двух технологий дуговой наплавки показали (рис. 3), что при автоматической наплавке в металле ЗТВ образуется бейнитно-мартенситная структура, доля мартенсита составляет до 12 %. При ручной наплавке покрытыми электродами вследствие более высокой скорости охлаждения доля мартенсита в металле ЗТВ достигает 48 %.

Полученные расчетные результаты относительно бейнитно-мартенситной микроструктуры стали 15Х2НМФА после наплавки достаточно хорошо согласуются с литературными данными [11].

Для проверки полученных расчетных данных были проведены эксперименты по физическому моделированию на Gleeble 3800 термических циклов наплавки образцов из стали 15Х2НМФА и выполнено исследование их микроструктуры. В процессе моделирования на Gleeble 3800 было исследовано несколько режимов, моделирующих термические циклы наплавки: при постоянных скоростях охлаждения, с охлаждением по реальному термическому циклу наплавки, с выдержкой и без выдержки при максимальной температуре термического цикла, при разной максимальной температуре сварочного цикла.

**Физическое моделирование термического цикла с длительной выдержкой при нагреве.** Испытуемый образец нагревался до температуры 1000 °С за 10 мин, при температуре 1000 °С выдерживался 170 мин, что составило общее время нагрева 180 мин, с последующим охлаждением при постоянной скорости 1; 3; 5; 7 °С/с. В процессе термического воздействия происходила запись

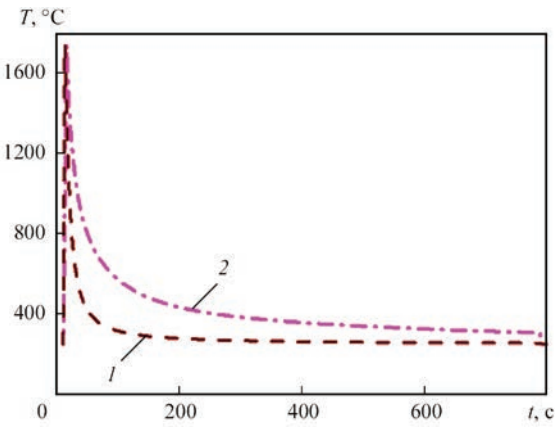


Рис. 2. Характерные термоциклы при ручной дуговой наплавке покрытыми электродами (1) и автоматической дуговой наплавке под флюсом лентой 60 мм (2)

**Таблица 4.** Результаты расчета размера ЗТВ и скоростей охлаждения для различных технологических параметров наплавки

Технология дуговой наплавки	Ширина валика, мм	Температура подогрева, °С	Размер ЗТВ, мм	Скорость охлаждения $w_{8/5}$ , °С/с
Ручная покрытым электродом	15	250	6	8...9
Автоматическая под флюсом	60	250	10	4...5

дилатометрических данных, на основе которых была построена ТКД распада переохлажденного аустенита. Для оценки достоверности полученных результатов экспериментальная ТКД была сопоставлена с существующей ТКД для стали 15Х2НМФА [15] (рис. 4).

Анализ полученной ТКД стали 15Х2НМФА показал, что она заметно отличается от существующей. Различия заключаются в наличии высокотемпературной области бейнитного превращения в пределах всех исследованных скоростей охлаждения. Тогда как в диаграмме распада аустенита [15] бейнитное превращение заканчивается при

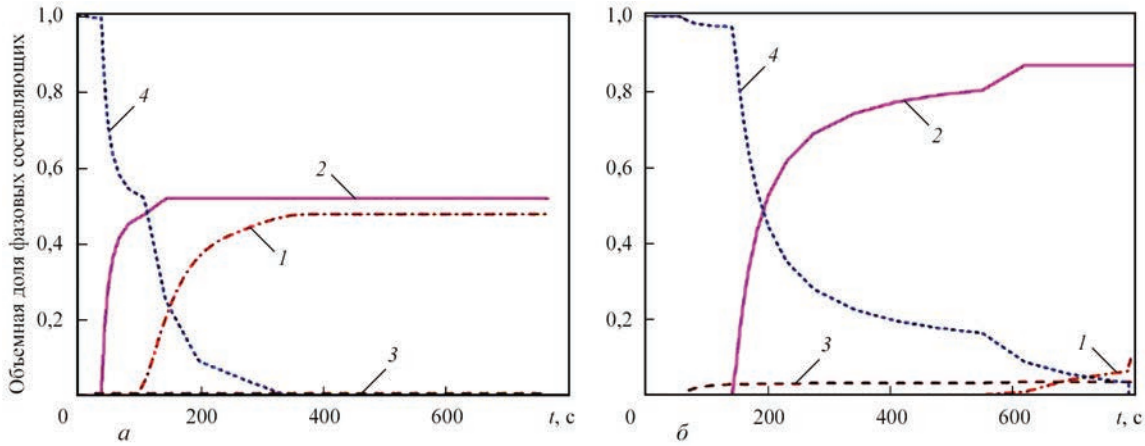


Рис. 3. Результаты расчетного прогнозирования кинетики распада аустенита в металле ЗТВ при дуговой наплавке: а — ручная дуговая наплавка покрытыми электродами; б — автоматическая наплавка под флюсом лентой  $b = 60$  мм (1 — мартенсит; 2 — бейнит; 3 — феррито-перлит; 4 — аустенит)

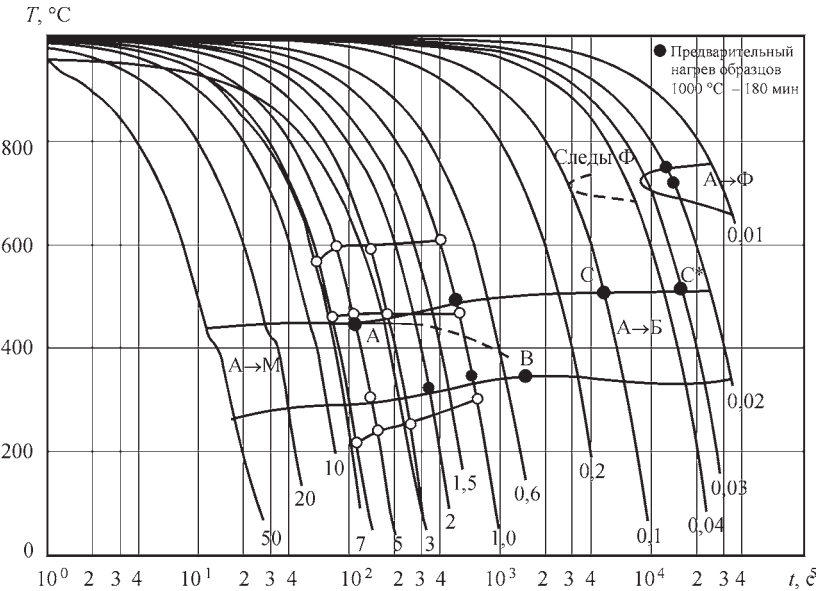


Рис. 4. Сравнение полученной экспериментальной (○) и существующей (●) [15] ТКД распада аустенита стали 15Х2НМФА

Таблица 5. Температуры бейнитного и мартенситного превращения стали 15Х2НМФА

Скорость охлаждения $w_{8/5}$ , °C/c	Температура начала бейнитного превращения, °C	Температура бейнитного/мартенситного превращения, °C	Температура конца мартенситного превращения, °C	$A_{c1}$ , °C	$A_{c3}$ , °C
1	607	464	302	683	858
3	590	465	253	672	861
5	600	464	243	704	861
7	568	460	215	690	866

Таблица 6. Результаты металлографического анализа

Скорость охлаждения $w_{8/5}$ , °C/c	Твердость по Виккерсу HV1, МПа	Доля бейнит/мартенсит по результатам структурного анализа, %	Доля бейнит/мартенсит по результатам Gleeble, %
1	3530 МПа...3780 МПа	92/8	74/26
3	4070 МПа...4670 МПа	37/63	44/56
5	4390 МПа...4760 МПа	32/68	41/59
7	4700 МПа...4820 МПа	20/80	34/66

скорости охлаждения 5 °C/c. Температуры начала бейнитного превращения в существующей ТКД достигают 550...560 °C для низких скоростей охлаждения, тогда как в экспериментальной диаграмме температура начала бейнитного превращения достигает 607 °C для скорости охлаждения 1 °C/c (табл. 5).

Температура начала мартенситного превращения в исследованных образцах достаточно близка к литературным данным. Результаты металлографических исследований образцов при скоростях охлаждения 1, 3, 5, 7 °C/c представлены на рис. 5.

Используя методы количественной металлографии была определена доля структурных составляющих в исследованных образцах (табл. 6).

Анализ полученных результатов показал, что с увеличением скорости охлаждения доля мартенсита возрастает с 8 до 80 % (по результатам струк-

турного анализа) или с 26 до 66 % (по результатам Gleeble), а твердость микроструктуры HV1 возрастает с 3530 МПа...3780 МПа до 4700 МПа...4820 МПа.

**Физическое моделирование термического цикла без длительной выдержки при нагреве.** Было проведено дополнительное моделирование при скорости охлаждения 5 °C/c, однако без длительной выдержки и при ускоренном нагреве, чтобы сократить пребывание металла в высокотемпературном состоянии. Предложенный термический режим включал нагрев до 1000 °C, выдержку при этой температуре длительностью 1 с и последующее охлаждение с постоянной

скоростью 5 °C/c. Моделируемый температурный режим более достоверно соответствует реальным условиям нагрева/охлаждения металла ЗТВ при дуговой сварке/наплавке стали 15Х2НМФА. Анализ показал достаточно хорошее соответствие экспериментальных данных и данных работы [15] по температурам превращения в стали 15Х2НМФА при термическом цикле без длительной выдержки с постоянной скоростью охлаждения 5 °C/c. Так, температура начала мартенситного превращения 452 °C хорошо соответствует аналогичной температуре на ТКД, представленной в работе [15], которая составляет 445 °C. Температура окончания мартенситного превращения 320 °C также почти соответствует температуре окончания мартенситного превращения 300 °C при данной скорости охлаждения. Результаты количественного анализа микроструктуры подтвердили образование почти полностью 100 % мартенситной структуры. Экспериментально наблюдаемое наличие перегиба на кривой превращения при 200 °C, по-видимому, связано с «жестким» характером закрепления образца в процессе моделирования.

**Физическое моделирование реального термического цикла сварки.** При реальном технологическом процессе сварки/наплавки ох-



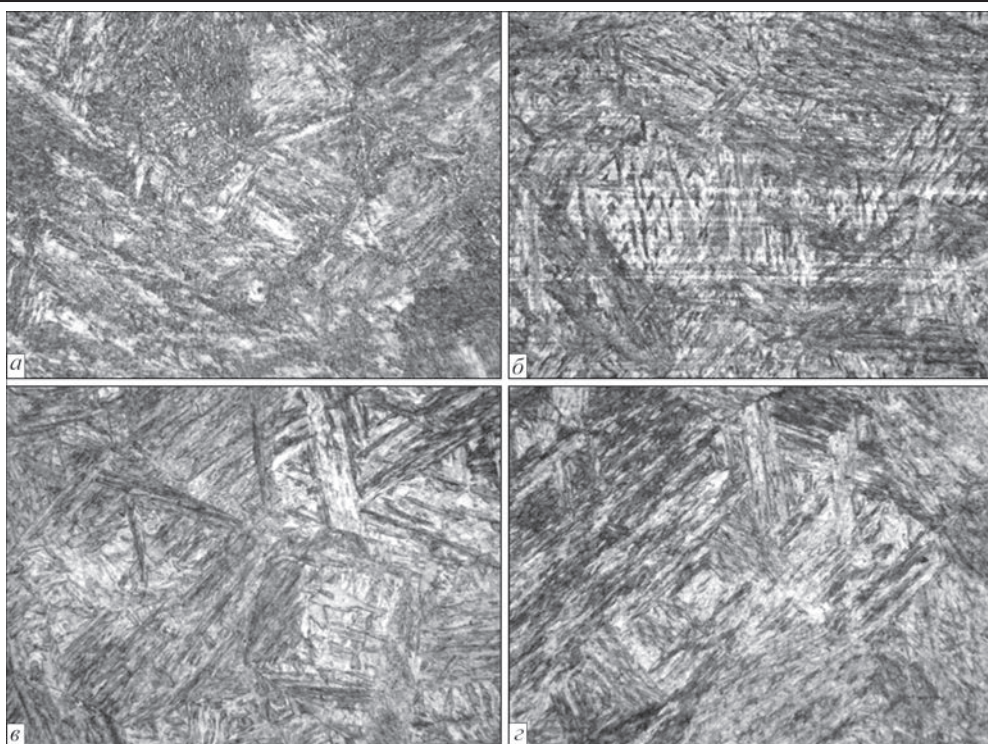


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 500$ ) образцов стали 15X2НМФА после выдержки при температуре 1000 °С в течение 170 мин и последующем охлаждении со скоростями: а — 1 °С/с; б — 3; в — 5; з — 7

лаждение металла не происходит по линейной зависимости, однако такой подход позволяет значительно упростить процесс физического моделирования. В работе был запрограммирован реальный термический цикл наплавки, который соответствовал охлаждению от 1000 °С со скоростью 5 °С/с в интервале температур 800...500 °С.

Сопоставление полученных данных реально-го цикла охлаждения с циклом охлаждения при постоянной скорости без длительной выдержки представлено на рис. 6. Анализ кривых превра-

щения позволил определить температуры начала превращения, образования промежуточной (мартенситной) фазы и температуры конца превращения (табл. 7).

Сравнение дилатометрических кривых при различных циклах охлаждения представлено на рис. 7. Анализ дилатограмм показывает, что начало превращения для обоих термических циклов наступает при близкой температуре 460...466 °С, а условная скорость превращения (изменение доли фазы в зависимости от температуры) в обла-

сти развитого превращения (средняя часть) также практически одинакова (угол наклона кривых). Существенные различия в характере превращения наблюдаются в области образования мартенсита (250...350 °С), где характер кривых различен.

Полученные данные дилатометрического исследования позволяют заключить, что морфология микроструктуры образца после термического цикла при постоянной скорости охлаждения и образца после реального термического цикла имеют небольшие отличия.

Сравнение микроструктур образцов, полученных при постоянной скорости охлаждения без дли-

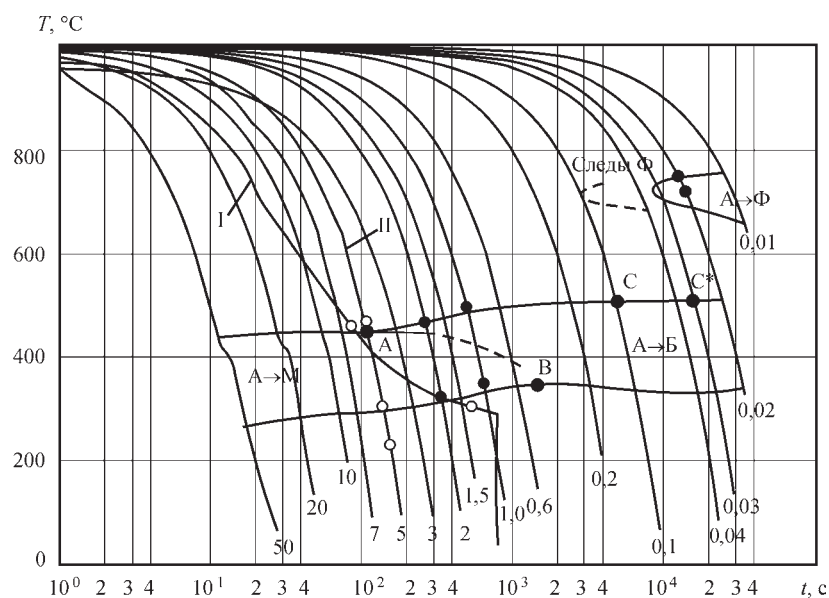


Рис. 6. Сравнение данных ТКД превращения, полученных при охлаждении образца по реальному термическому циклу сварки (I) и по термическому циклу с постоянной скоростью охлаждения (II) [15]

Таблица 7. Температуры бейнитного и мартенситного превращений стали 15Х2НМФА в условиях термического цикла сварки

Условия моделирования	Температура начала превращения, °С	Температура промежуточной фазы, °С	Температура конца превращения, °С	$A_{c1}$ , °С	$A_{c3}$ , °С
Без длительной выдержки, при постоянной скорости охлаждения	466	306	231	683	858
Реальный термический цикл	460	—	304	672	861

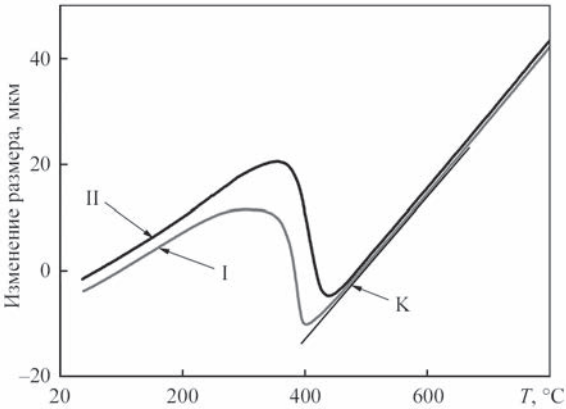


Рис. 7. Дилатогаммы превращения, полученные при постоянной скорости охлаждения (I) и при охлаждении по реальному термическому циклу наплавки (II); К — область начала превращения, отклонения обеих дилатогамм от участка линейного термического расширения

тельной выдержки и по реальному циклу сварки представлены на рис. 8.

Структура образца, полученного при постоянной скорости охлаждения 5 °С/с без длительной выдержки в аустенитной области, представляет собой структуру мелкоигльчатого мартенсита (рис. 8, а). В образце возможно наличие небольшого количества бейнита — до 3...5 %. Твердость по Виккерсу *HV1* данной структуры изменяется от 4460 МПа до 4580 МПа.

Структура образца, полученного по реальному циклу сварки, крайне неоднородна и представляет собой полосчатую структуру, состоящую из чередующихся продольных участков дисперсной и крупноигльчатой структуры (рис. 8, б). Участки дисперсной структуры представляют собой участки мелкоигльчатого мартенсита, а крупноигльчатой — участки нижнего бейнита. Твердость по

Виккерсу *HV1* данной структуры изменяется от 3940 МПа до 4460 МПа. По результатам количественной металлографии доля структур в исследованном образце составила 80...90 % мартенсита и 10...20 % бейнита.

Таким образом, сопоставление микроструктур исследованных образцов показывает, что хотя средняя скорость охлаждения в обоих образцах на участке превращения 800...500 °С была почти одинакова и составляла 5 °С/с, образующиеся в процессе охлаждения стали 15Х2НМФА структуры несколько отличаются друг от друга. В одном случае образуется полностью мартенситная структура, тогда как в другом — мартенсито-бейнитная.

**Металлографические исследования образцов стали 15Х2НМФА при различных максимальных температурах сварочного цикла.** Металлографические исследования образцов после имитации реальных термических циклов сварки на Gleeble 3800, различающиеся максимальной температурой нагрева, представлены на рис. 9.

Структура образца, полученного по реальному термическому циклу сварки при максимальной температуре нагрева 1000 °С, характеризуется полосчатой неоднородной структурой, состоящей из чередующихся полос дисперсного мелкоигльчатого мартенсита (80...90 %) и крупноигльчатой структуры нижнего бейнита (10...20 %) (рис. 8, б, 9, а).

Структура образца, полученная по реальному термическому циклу сварки при максимальной температуре нагрева 1350 °С, характеризуется однородной мартенситной структурой (рис. 9, б). Размер крупных мартенситных пакетов составляет 50...60 мкм, мелких — 20...30 мкм. Размер

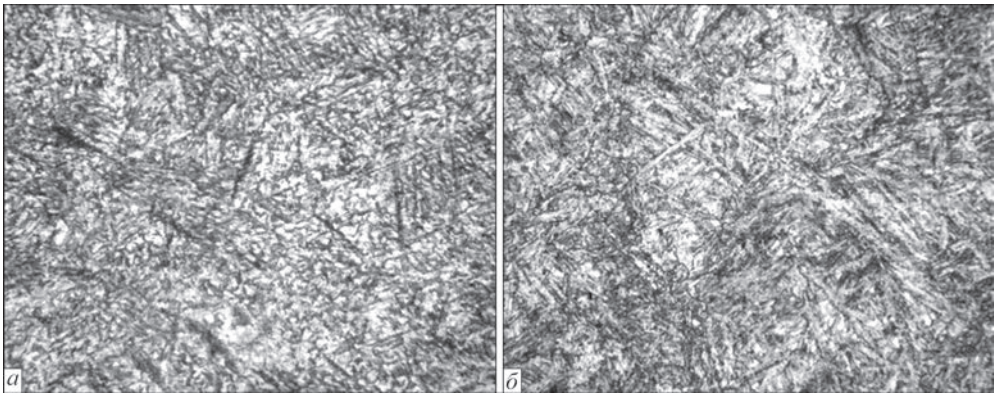


Рис. 8. Микроструктура (×500) образца при 5 °С/с без длительной выдержки с постоянной скоростью охлаждения (а) и полученного по реальному циклу сварки (б)



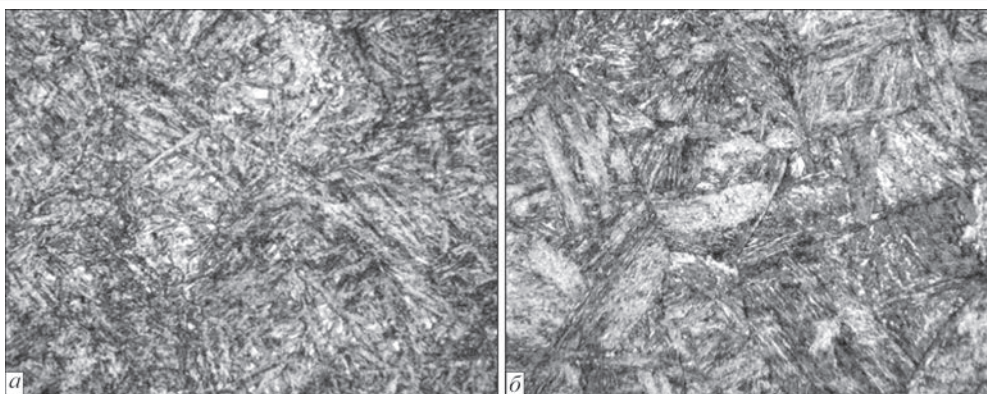


Рис. 9. Микроструктура ( $\times 500$ ) образца при 5 °C/с, полученная по реальному термоциклу сварки при максимальной температуре нагрева 1000 (а) и 1350 °C (б)

мартенситных зерен соответствует 3,5...4 баллу зерна по ASTM (100...120 мкм). Твердость по Виккерсу  $HV1$  данной структуры изменяется от 4130 МПа до 4530 МПа. По результатам количественной металлографии доля структур в исследованном образце составила 100 % мартенсита.

Таким образом, сопоставление микроструктур исследованных образцов показывает, что повышение максимальной температуры нагрева с 1000 до 1350 °C приводит к значительному росту первичного аустенитного зерна, полностью устраняет полосчатость структуры, вызванную механи-

ческой обработкой (прокаткой) исходных листов стали 15X2НМФА, и образованию полностью мартенситной структуры с более высоким уровнем твердости в отличие от мартенсито-бейнитной структуры, формирующейся в образце при максимальной температуре цикла 1000 °C.

Сопоставление дилатометрических кривых реального термического цикла, полученного при различных максимальных температурах цикла без выдержки, представлено на рис. 10.

Анализ полученных результатов показал, что кривые превращения имеют различный характер. На стадии нагрева до температуры 900 °C дилатометрические кривые полностью соответствуют друг другу. При максимальной температуре нагрева 1350 °C превращение в высокотемпературной области начинается при температуре 1050 °C, и заканчивается при температуре 1250 °C, что соответствует образованию в этой области структуры  $\delta$ -феррита. При проведении моделирования цикла с максимальной температурой нагрева 1000 °C, очевидно, что образование  $\delta$ -феррита отсутствует в виду недостаточной температуры нагрева.

Исследование кинетики превращения показало, что превращение протекает по сходному механизму и имеет одинаковый характер. Различие в кинетических кривых превращения для максимальных температур нагрева составляет 10...15 °C (рис. 11).

Анализ полученных результатов дилатометрического исследования позволяет заключить, что изменение максимальной температуры нагрева почти не влияет на кинетику образования мартенситной фазы, несущественно влияет на температуры начала и конца образования фаз, но оказывает заметное влияние на суммарную величину мартенситного превращения (дилатометрический эффект).

**Построение ТКД распада аустенита для двух максимальных температур сварочного термоцикла.** На основании проведенного термодифор-

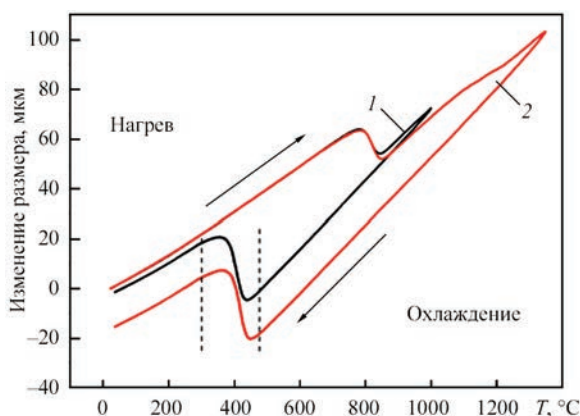


Рис. 10. Дилатогаммы превращения, полученные при разных максимальных температурах термического цикла: 1 — 1000; 2 — 1350 °C

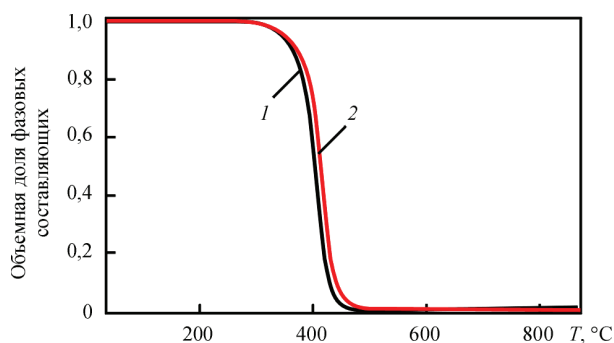


Рис. 11. Зависимость доли образующейся фазы от температуры для реального термического цикла в зависимости от максимальной температуры нагрева: 1 — максимальная температура нагрева 1000 °C; 2 — 1350

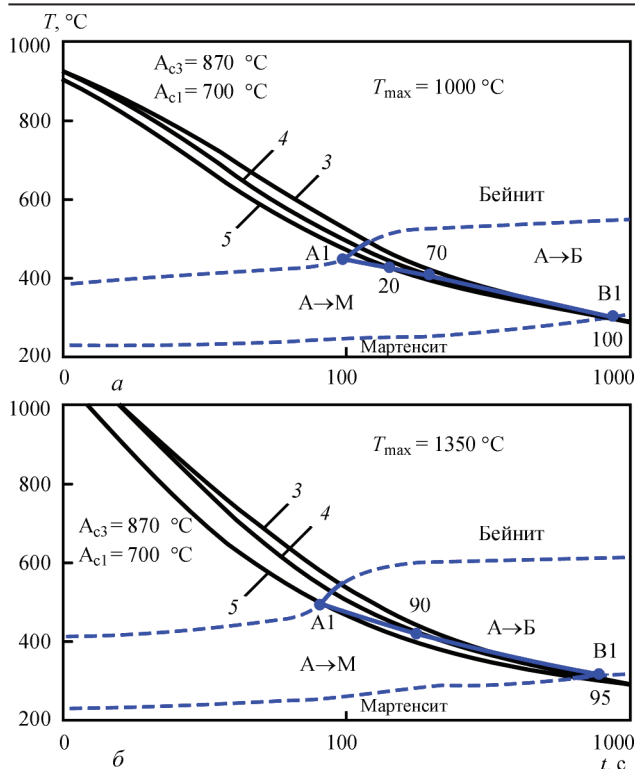


Рис. 12. ТКД распада аустенита для стали 15Х2НМФА для характерных сварочных циклов охлаждения при максимальной температуре нагрева: а — 1000 °С; б — 1350 (3–5 — скорость охлаждения) в диапазоне 800...500 °С

мационного исследования с помощью установки Gleeble 3800 и последующего металлографического анализа образцов для характерных термических циклов сварки/наплавки с разной скоростью охлаждения в интервале температур 800...500 °С и двух различных максимальных температур нагрева были получены две сварочные ТКД для стали 15Х2НМФА (рис. 12).

Сравнение экспериментальных ТКД с существующей диаграммой [15] указывает на небольшую разницу в величинах температур начала и конца превращений (в пределах 50 °С), а также на основное отличие — диапазон мартенситно-бейнитного превращения и его критические скорости охлаждения. Согласно существующей диаграммы точка *A* соответствует началу диапазона мартенситно-бейнитного превращения (100 % мартенсита, скорость охлаждения 5 °С/с), точка *B* — окончанию (100 % бейнита, 0,6 °С/с). Это так называемые критические скорости охлаждения в диапазоне мартенситного и бейнитного превращений.

Согласно экспериментальным диаграммам на рис. 12 точки начала и конца диапазона мартенситно-бейнитного превращения отвечают точкам *A1* и *B1*, которые не совпадают с точками *A* и *B* существующей диаграммы на рис. 4, 6. Точка *A1* (критическая точка мартенситного превращения) находится на кривой охлаждения 5 °С/с, как и точ-

ка *A*, а точка *B1* (критическая точка бейнитного превращения) на кривой охлаждения 3 °С/с, что не соответствует точке *B* ( $\approx 0,6$  °С/с) диаграммы из работы [15].

Можно сделать вывод, что согласно экспериментальным данным, полученным для реальных сварочных термических циклов, диапазон скоростей охлаждения мартенситно-бейнитного превращения более узкий, чем в существующих ТКД распада аустенита [8, 15, 16], полученных с длительной выдержкой на этапе нагрева и с последующей постоянной скоростью охлаждения.

## Выводы

1. Сравнительный анализ расчетных результатов показал существенное влияние технологических параметров процесса дуговой наплавки на кинетику микроструктурных превращений и остаточный микроструктурный фазовый состав в металле ЗТВ корпусной стали 15Х2НМФА. Применение методики на основе параметрических регрессионных уравнений позволяет рассчитать структурный состав металла ЗТВ: для режима ручной дуговой наплавки покрытыми электродами ( $w_{8/5} = 8...9$  °С/с) максимальное содержание мартенсита около 50 %, для автоматической дуговой наплавки под флюсом ленточными электродами ( $w_{8/5} = 4...5$  °С/с) максимальное содержание мартенсита не превышает 15 %.

2. Экспериментально установлено, что в исследованном диапазоне скоростей охлаждения 1...7 °С/с конечная микроструктура металла ЗТВ стали 15Х2НМФА при длительной выдержке 180 мин при температуре 1000 °С в аустенитной области состоит из бейнито-мартенситной смеси, а при короткой выдержке 1 с — из мартенсита. Можно сделать вывод, что длительная выдержка при температуре 1000 °С, предназначенная для полной аустенизации металла перед охлаждением по сварочному термическому циклу, не является адекватным условием для достоверного физического моделирования.

3. Сравнение ТКД образцов, полученных при охлаждении с постоянной скоростью и по реальному циклу сварки показало, что кинетика превращения при постоянной скорости охлаждения происходит при более низких температурах на 20...30 °С по сравнению с превращением по сварочному термическому циклу. Структура образца, полученного при постоянной скорости охлаждения 5 °С/с без длительной выдержки в аустенитной области, представляет собой структуру мелкоигольчатого мартенсита, тогда как структура образца, полученного по реальному сварочному циклу охлаждения (со средней скоростью 5 °С/с), состоит из участков мелкоигольчатого мартенсита и нижнего бейнита до 10...20 %.



4. Показано влияние максимальной температуры нагрева 1000 и 1350 °С на характер превращения, микроструктуру, долю формирующихся фаз, положение температур начала и конца образования бейнита и мартенсита.

5. Сопоставление полученных экспериментальных данных и результатов математического моделирования микроструктурных превращений при реальном наплавочном цикле охлаждения подтверждают формирование бейнитно-мартенситной структуры в металле ЗТВ КР ВВЭР-1000, однако величина содержания мартенсита существенно отличается (разница составляет до 50 %). Для расчетного определения содержания структурно-фазовых составляющих необходимо использовать экспериментальные ТКД распада переохлажденного аустенита для характерных сварочных/наплавочных термических циклов, в которых отсутствует длительный нагрев (выдержка) при температуре аустенизации, а охлаждение происходит с переменной скоростью.

6. Для адекватной оценки микроструктурного фазового состава в металле ЗТВ корпусной стали 15Х2НМФА при сварке/наплавке были построены ТКД распада переохлажденного аустенита для характерных скоростей охлаждения 3...5 °С/с и двух максимальных температур термического цикла 1000 и 1350 °С.

Полученные результаты исследований могут быть использованы для расчетного определения остаточных напряжений в КР ВВЭР-1000 при обосновании продления ресурса безопасной эксплуатации.

## Список литературы

1. (1989) *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок* (ПНАЭ Г-7-002-86). Госатомэнергонадзор СССР. Москва, Энергоатомиздат.
2. Хлыбов А.А., Углов А.Л. (1998) Определение физико-механических характеристик материала образцов, подвергаемых радиационному облучению. *Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е. Алексеева*, 1, 220–228.
3. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Федотова С.В. (2011) *Влияние химического состава и структурных параметров сталей корпусов реакторов ВВЭР на склонность к охрупчиванию, обусловленному образованием зернограницных сегрегаций, в том числе, в условиях, характерных для длительной эксплуатации энергетических установок*. Москва, НИЦ «Курчатовский институт».
4. Фролов А.С. (2013) *Фазово-структурное состояние и служебные характеристики новых композиций сталей для корпусов реакторов с повышенной мощностью и сроком службы*: автореф. дис. ... канд. техн. наук. Москва, НИЦ «Курчатовский институт».
5. Марков С.И. (2012) *Металловедческие основы производства заготовок для высоконадежных элементов энергетических и трубопроводных систем*: автореф. дис. ... д-ра техн. наук. Москва, Центр. науч.-исслед. ин-т технологии машиностроения.
6. Марголин Б.З., Швецова В.А., Гуленко А.Г. и др. (2002) Прогнозирование трещиностойкости корпусной реак-

- торной стали на основе концепции «Mastercurve» и вероятностной модели. *Проблемы прочности*, 1, 5–21.
7. Фоменко В.Н. (2017) *Прогнозирование вязкости разрушения для расчета прочности корпусов реакторов типа ВВЭР на основе испытаний образцов-свидетелей и локального критерия хрупкого разрушения*: дис. ... канд. техн. наук. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей».
8. Попова Л.Е., Попов А.А. (1991) *Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворе в сплавах титана*. Справочник термиста. 3-е изд., перераб. и доп. Москва, Металлургия.
9. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Теплухина И.В., Пиминов В.А. (2016) *Материаловедческие аспекты повышения безопасности эксплуатации энергетических установок типа ВВЭР на основе совершенствования стали для корпусов реакторов*. Санкт-Петербург, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», Подольск, ОАО «ОКБ-Гидропресс».
10. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. (1989) *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. 2-е изд., перераб. и доп. Москва, Машиностроение.
11. Марголин Б.З., Варовин А.Я., Костылев В.И. (2005) Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска. *Автоматическая сварка*, 0, 16–23.
12. (1977) *Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. American Society for Metals.
13. Zhang Zhuyao, Farrar R.A. (1995) *An atlas of continuous cooling transformation diagrams (CCT) applicable to low carbon low alloy weld metals*. London, Institute of Materials.
14. Zeyffarth P. (1982) *Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Berlin, VEB Verlag Technik, Duesseldorf, DVS-Verlag.
15. Центр моделирования литейных процессов и технологий (<http://mip-cast.ru/treatment>).
16. Teplukhina I.V., Golod V.M., Tsvetkov A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Letters on Materials*, 8(1), 37–41.
17. Соловьев И.В., Корниенко О.Ю., Жилияков А.Ю., Белоусец А.М. (2017) Исследование кинетики распада переохлажденного аустенита стали 15Х2НМФА при непрерывном охлаждении. *Материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара металлургов-молодых ученых*. Екатеринбург, 21–23 ноября 2017. Екатеринбург, УрФУ, сс. 250–252.
18. Касаткин О.Г., Зайффарт П. (2002) Расчетные модели для оценки механических свойств металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей. *Сборник трудов международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»*. Киев.
19. Makhnenko V.I., Velikoivanenko E.A., Pochinok V.E. et al. (1999) Numerical Methods for the Prediction of Welding Stress and Distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, 3, 1, Part 1, pp. 1–146.
20. Dean Deng, Yangang Tong, Ninshu Ma, Hidekazu Murakawa (2013) Prediction of the Residual Welding Stress in 2.25 Cr–1Mo Steel by Taking into Account the Effect of the Solid-State Phase Transformations. *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)*, 26, 3, 333–339 June.
21. Yukio Ueda, Hidekazu Murakawa, Yu Luo (1995) A Computational Model of Phase Transformation for Welding Processes. *Transact. of JWRI*, 24(1), 95–100.
22. (2003) ПНАЭ Г-7-009-89 *Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок*. Сварка и наплавка, основные положения. Москва.
23. *Корпус реактора ЗАЭС-1. 1152.02.70.000. Паспорт сосуда, работающего под давлением*.
24. Дуб А.В. (2013) *Развитие основных конструкционных материалов для реакторов ВВЭР, ГНЦ РФ*. Подольск, ОАО «НПО ЦНИИТМАШ».
25. Воронов А. В. (2013) *Совершенствование качества сварных соединений и наплавленных поверхностей оборудования АЭУ производства*. Санкт-Петербург, ОАО «Ижорские заводы».

26. Iradj Sattari-Far, Magnus Andersson (2006) Cladding Effects on Structural Integrity of Nuclear Components. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE.
27. Katsuyama J., Udagawa M., Nishikawa H. et al. (2010) Evaluation of Weld Residual Stress near the Cladding and J-weld in Reactor Pressure Vessel Head for the assessment of PWSCC Behavior. *E-Journal of Advanced Maintenance*, **2**, Japan Society of Maintenance, 50–64.
28. Dupas P., Moinereau D. (1996) Evaluation of Cladding Residual Stresses in Clad Blocks by Measurements and Numerical Simulations. *Journal de Physique IV Colloque*, **6** (C1), 187–96.
29. Цвитанович М., Пострузин Ж., Мунк Р. и др. (2011) Система ультразвукового контроля металла корпуса реактора АЭС «Куданкулам». *Материалы конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «Гидропресс»*.
30. ТУ 108-765-78 Заготовки из стали марок 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А для корпусов и крышек и других узлов реакторных установок.
31. Kostylev V.I., Margolin B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *International Journal of Pressure Vessels and Piping* **77**.
32. (2000) *Методика определения ресурса корпусов атомных реакторов в процессе эксплуатации (МРК-СХР-2000), РД ЭО 0353-02*, Санкт-Петербург–Москва.
11. Margolin, B.Z., Varovin, A.Ya., Kostilyov, V.I. (2005) Determination of residual stresses in the WWER vessels after multirun welding, surfacing and high-temperature tempering. *The Paton Welding J.*, **14**, 14-20.
12. (1977) *Atlas of isothermal transformation and cooling transformation diagrams*. American Society for Metals.
13. Zhang Zhuyao, Farrar, R.A. (1995) *An atlas of continuous cooling transformation diagrams (CCT) applicable to low carbon low alloy weld metals*. London, Institute of Materials.
14. Zeyffarth, P. (1982) *Atlas Schweiss-ZTU-Schaubilder*. Berlin, VEB Verlag Technik, Duesseldorf, DVS-Verlag.
15. Center of modeling of casting processes and technologies. <http://mip-cast.ru/treatment>
16. Teplukhina, I.V., Golod, V.M., Tsvetkov, A.S. (2018) CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Letters on Materials*, **8**(1), 37–41.
17. Soloviev, I.V., Kornienko, O.Yu., Zhilyakov, A.Yu., Belorusets, A.M. (2017) Investigation of decay kinetics of overcooled austenite of steel 15Kh2NMFA during continuous cooling. In: *Proc. of 18th Intern. Sci.-Techn. Conf. of Ural School-Seminar of Metallurgists-Young Scientists (Russia, Ekaterinburg, 21-23 November 2017)*. UrFU, 250-252.
18. Kasatkin, O.G., Zeyffarth, P. (2002) Calculated models for evaluation of mechanical properties of HAZ metal in welding of low-alloy steels. In: *Proc. of Intern. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes*. Kiev.
19. Makhnenko, V.I., Velikoivanenko, E.A., Pochinok, V.E. et al. (1999) Numerical methods for the prediction of welding stress and distortions. *Welding and Surfacing Reviews*, **3**, Part 1, pp. 1–146.
20. Dean Deng, Yangang Tong, Ninshu Ma, Hidekazu Murakawa (2013) Prediction of the residual welding stress in 2.25 Cr-1Mo steel by taking into account the effect of the solid-state phase transformations. *Acta Metall. Sin.*, **26**(3), 333-339.
21. Yukio Ueda, Hidekazu Murakawa, Yu Luo (1995) A computational model of phase transformation for welding processes. *Transact. of JWRI*, **24**(1), 95-100.
22. (2003) PNAE G-7-009-89: *Equipment and pipings of nuclear power plants*. Welding and surfacing, fundamentals. Moscow [in Russian].
23. ZhNPP-1 reactor vessel. 1152.02.70.000. Certificate of pressure vessel [in Russian].
24. Dub, A.V. (2013) *Development of main structural materials for WWER reactors, SRTs RF*. Podolsk, NPO TsNIITMASH [in Russian].
25. Voronov, A.V. (2013) *Improvement of quality of welded joints and deposited surfaces of NPP equipment*. Saint-Petersburg, PJSC "Izhora Plants" [in Russian].
26. Iradj Sattari-Far, Magnus Andersson (2006) Cladding effects on structural integrity of nuclear components. SKI Report 2006:23, ISSN 1104-1374, ISRN SKI-R-06/23-SE.
27. Katsuyama, J., Udagawa, M., Nishikawa, H. et al. (2010) Evaluation of weld residual stress near the cladding and J-weld in reactor pressure vessel head for the assessment of PWSCC behavior. *E-J. of Advanced Maintenance*, **2**, Japan Society of Maintenance, 50-64.
28. Dupas, P., Moinereau, D. (1996) Evaluation of cladding residual stresses in clad blocks by measurements and numerical simulations. *J. de Physique IV Colloque*, **6** (C1), 187-196.
29. Tsvitanovich, M., Postruzin, Zh., Munk, R. et al. (2011) Systems of ultrasonic monitoring of metal of NPP reactor vessel Kudankulam. In: *Proc. of Conf. on Safety Assurance of NPP with WWER, Podolsk, OKB Gidropress* [in Russian].
30. ТУ 108-765-78: *Billets from steel of 15Kh2NMFA and 15KhNMFA-A grades for vessels and covers and other assemblies of reactor plants*.
31. Kostylev, V.I., Margolin, B.Z. (2000) Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, **77**.
32. (2000) *Procedure for determination of service life of nuclear reactor vessels during operation (MRK-SKhR-2000), РД ЭО 0353-02*, Saint-Petersburg-Moscow [in Russian].

## References

1. (1989) PNAE G-7-002-86: *Codes of design on strength of equipment and pipings of nuclear power plants*. Gosatomenergondazor SSSR. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
2. Khlybov, A.A., Uglov, A.L. (1998) Determination of physicomachanical characteristics of material of specimens subjected to radiation. *Trudy NizhGTU*, **1**, 220-228 [in Russian].
3. Gurovich, B.A., Kuleshova, E.A., Fedotova, S.V. (2011) *Influence of chemical composition and structural parameters of steels of WWER reactor vessels on susceptibility to embrittlement caused by formation of grain-boundary segregations, including under conditions typical for long-term operation of power plants*. Moscow, NRC Kurchatov Institute [in Russian].
4. Frolov, A.S. (2013) *Phase-structural state and operating characteristics of new compositions of steels for reactor vessels with higher power and operating life*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Moscow, NRC Kurchatov Institute [in Russian].
5. Markov, S.I. (2012) *Metal science principles of manufacture of billets for high-reliability elements of power and pipings systems*. In: Syn. of Thesis for Dr. of Techn. Sci. Degree. Moscow, TsNIITMASH [in Russian].
6. Margolin, B.Z., Shvetsova, V.A., Gulenko, A.G. et al. (2002) Prediction of crack resistance of vessel reactor steel based on concept of "Mastercurve" and probabilistic model. *Problemy Prochnosti*, **1**, 5-21 [in Russian].
7. Fomenko, V.N. (2017) *Prediction of fracture toughness for calculation of strength of WWER type reactor vessels on the base of witness-specimen tests and local criteria of brittle fracture*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Saint-Petersburg, CRI CM "Prometheus" [in Russian].
8. Popova, L.E., Popov, A.A. (1991) *Transformation diagrams of austenite in steels and beta solution in titanium alloy: Refer. book of heat-treater*. 3rd Ed., Moscow, Metallurgiya [in Russian].
9. Karzov, G.P., Margolin, B.Z., Teplukhina, I.V., Piminov, V.A. (2016) *Materials science aspects of increase of operating safety of WWER type power plants on the base of reactor vessel steel improvement*. Saint-Petersburg, CRI CM "Prometheus", Podolsk, OKB Gidropress JSC [in Russian].
10. Livshits, L.S., Khakimov, A.N. (1989) *Physical metallurgy of welding and heat treatment of welded joints*. 2nd Ed., Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

# ВПЛИВ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ЦИКЛУ ОХОЛОДЖЕННЯ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛІ 15Х2НМФА

О.В. Махненко, В.А. Костін, В.В. Жуков, О.С. Костеневич

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

Останнім часом для прогнозування мікроструктурного фазового складу конструкційних сталей при термічному впливі отримали розвиток математичні методи. За допомогою математичного моделювання на основі існуючих параметричних регресійних рівнянь виконано прогнозування мікроструктурних фазових перетворень в металі ЗТВ основного матеріалу (сталь 15Х2НМФА) корпусу реактора ВВЕР-1000 при дуговому наплавленні захисного антикорозійного шару, а також проведено порівняльний аналіз результатів моделювання з отриманими експериментальними даними дилатометричного і металографічного аналізу. Порівняння результатів підтверджує формування бейнітно-мартенситної структури в металі ЗТВ корпусу реактора ВВЕР-1000, проте величина вмісту мартенситу при розрахунковому і експериментальному визначенні істотно відрізняється. Для розрахункового визначення змісту структурних складових необхідно використовувати експериментальні термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для характерних зварювальних/наплавлювальних термічних циклів, в яких відсутні тривалий нагрів або витримка при температурі аустенізації, а охолодження відбувається зі змінною швидкістю. Для адекватної оцінки мікроструктурного складу в металі ЗТВ корпусної сталі 15Х2НМФА при зварюванні/наплавленні були побудовані експериментально термокінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту для характерних швидкостей охолодження 3...5 °С/с і двох максимальних температур термічного циклу — 1000 і 1350 °С. Отримані результати можуть бути використані при розрахунковому визначенні залишкових напружень в корпусі реактора ВВЕР-1000 для обґрунтування продовження ресурсу безпечної експлуатації. Бібліогр. 32, табл. 7, рис. 12.

*Ключові слова:* корпус реактора ВВЕР-1000, сталь 15Х2НМФА, антикорозійне наплавлення, мікроструктурні перетворення, математичне моделювання, дилатометрія

## EFFECT OF COOLING CYCLE OF WELDING ON STRUCTURE-PHASE COMPOSITION OF 15KH2NMFA STEEL

O.V. Makhnenko, V.A. Kostin, V.V. Zhukov, E.S. Kostenevich

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

In the recent years mathematical methods are widely used for prediction of microstructure phase composition of structural steels under thermal effect. Using mathematical modelling based on existing parametric regression equations there was carried out prediction of microstructure phase transformations in HAZ metal of base material (steel 15Kh2NMFA) of WVER-1000 reactor vessel in arc surfacing of protective corrosion resistant layer as well as performed comparative analysis of modelling results with obtained experimental data of dilatometric and metallographic analysis. The comparison of results ensures formation of bainite-martensite structure in HAZ metal of WVER-1000 reactor vessel, however value of content of martensite in calculation and experimental determination is significantly different. For calculation determination of content of structural constituents it is necessary to use the experimental CCT diagrams of austenite decay for characteristic welding/surfacing thermal cycles, which do not have long-term heating or holding at austenitizing temperature and cooling takes place with variable rate. CCT diagrams of undercooled austenite for typical cooling rates 3-5 °C and two maximum temperatures of thermal cycle, namely 1000 and 1350 °C were experimentally plotted for adequate evaluation of microstructure composition in HAZ of vessel steel 15Kh1NMFA in welding/surfacing. Obtained results can be used in calculation determination of residual stresses in WVER-1000 vessel body for grounding the extension of safe operation life. 32 Ref., 7 Tabl., 13 Fig.

*Keywords:* WVER-1000 reactor vessel, steel 15Kh2NMFA, corrosion resistant surfacing, microstructure transformations, mathematical modelling, dilatometry

Поступила в редакцию 21.05.2019

### 19 Международная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий

15–18 октября 2019 г.

КВЦ «Сокольники», павильоны 4 и 4.1, г. Москва

#### Тематические разделы выставки:

- Оборудование и материалы для сварки
- Оборудование для резки
- Оборудование и материалы для нанесения защитных и упрочняющих покрытий
- Оборудование для контроля качества сварных соединений
- Инструменты и приспособления для сварочных работ
- Средства индивидуальной и коллективной защиты при проведении сварочных работ

Контакты: [www.weldex.ru](http://www.weldex.ru)



# HIGH CYCLE FATIGUE PROPERTY OF ELECTRON BEAM WELDED THICK SECTION OF Ti-6Al-4V PLATES\*

Zhang YP, Dong CL, Wang YQ, Hou B, Yu C, Fang WP, Xu WH

Advanced Materials Centre, Guangdong Welding Institute (China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding).  
Guangzhou, 510651 PR. China. E-mail: wangyg@qwi.gd.cn

The 100 mm thickness Ti-6Al-4V plates were welded by the electron beam (EBW) method. Microstructures and mechanical properties including tensile and fatigue fracture behavior of the joint have been studied. The results shown that the joint has obviously textural and mechanical heterogeneity in the thickness direction, the joint show excellent fatigue resistance though the middle layer of the joint has lower fatigue life at the same stress and survival rate. The fatigue crack initiates from the free surface of the specimen by the transgranular fracture mode. The fatigue deformation depicted by the dislocations of the joint in each layer is adapt to the planar-slip mechanism. 6 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

*Keywords: Ti-6Al-4V, microstructure, mechanical property, fatigue*

## 1. Introduction

Titanium alloy Ti-6Al-4V is one of the important base materials in the manufacture of aircraft and marine industries [1]. The Ti-6Al-4V titanium alloy has good weldability and corrosion resistance. However, in the case of the heavypiece parts (the thickness  $\geq 30$  mm), there have been few methods could be chosen to supply good welding quality besides the EBW and tungsten inert gas welding (TIG) methods. Actually, the casting, forging and heat treating states of the pieces could greatly influence the heterogeneity of the mechanical property of the welding joint. Our former study revealed that the EBW welding seam has coarse  $\beta$  phase and spiculate  $\alpha'$ -phase, and the columnar crystals grow from the seam edge to the central line from both sides, moreover the grain size has the trend to decreases gradually from the upper side to the lower side in the vertical direction, although there may be anomaly grain growth in some local areas, for the EBW seam, there are also two defect concentration areas located near the seam surface and the nail tip. It has been known that the seam fusion zone of the Ti-6Al-4V have better tensile strength than that of the base metal because of the martensite phases in the seam, and the fatigue property of the joint is determined by the near-surface defects, moreover the seam zone have better fatigue strength than that of the base metal. The fatigue crack propagation rate of the fusion zone could be decreased by the ageing process, and the severe tortuous cracks have good crack propagation resistance. It could be seen that the fatigue property of the Ti-6Al-4V joint has been studied in various views, however most publication studies were done

to the plate thickness lower than 30 mm [2-5]. As known, the fatigue properties of the joint will be different in the thickness direction of the joint. It is interesting to reveal the heterogeneity of the fatigue property of the heavy piece Ti-6Al-4V and found out the characteristics.

## 2. Experimental

The Ti-6Al-4V heavy pieces ( $600 \times 150 \times 100$  mm<sup>3</sup>) have been heat treated at 750 °C for 2 hr before the EBW welding. The as-welded joint was divided to 3 layers (layer  $l_1$ ,  $l_2$  and  $l_3$ ) for the fatigue property investigation (Fig. 1a). The fatigue specimens were

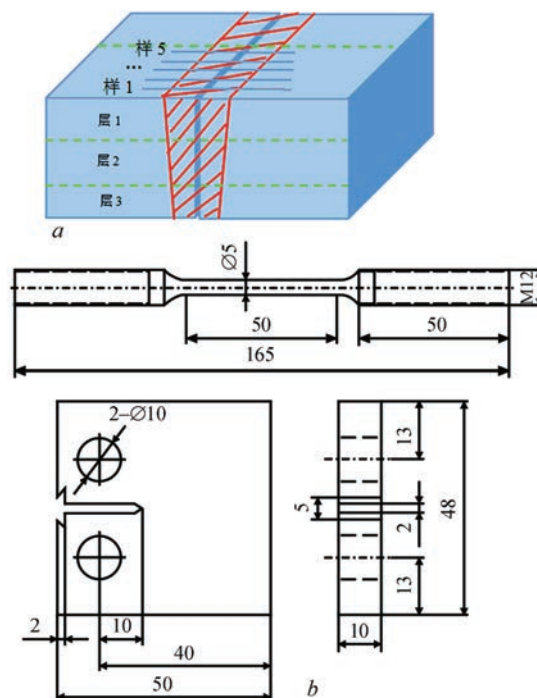


Fig. 1. Fatigue specimens and cutting method: *a* — cutting position of fatigue specimen; *b* — fatigue specimens and fatigue crack propagation specimen

\* Based on presentation made at Conference «Polyweld-2019» (23–24 May 2019), NTUU «Igor Sikorsky KPI».

cut from different layers to characterize the fatigue properties in the thickness directions, see Fig. 1b. The specimens for the micrographs were polished by the abrasive polishing machine, cleaned by the acetone and hence etched by the distilled water, hydrofluoric acid (HF) and nitric acid  $\text{HNO}_3$  combinations. The microstructures of the specimens were investigated by the optical microscope (Axio Imager.M2m, ZEISS). The fatigue properties of the joint at different layers were tested by the HF fatigue testing machine (QBG-20, Changchun, CCQB), the one-way peak load is 100 KN, the cycle frequency is 100 Hz, the cyclic waveform is the sinusoid. Six stress levels were chosen in at least 8 groups of tests. The cross-section morphologies of the fatigue fracture were observed by the scanning electron microscope (S-3400, Hitachi), and the microstructures of the fatigue fractures were analyzed by the transmission electron microscope (JEM-2100, JEOL).

### 3. Results and discussions

#### 3.1 Microstructure heterogeneity

The microstructures of the seam zone, base metal and the heat affecting zone (HAZ) of the joint can be seen in Fig. 2. The microstructures of the seam zone and the HAZ were shown from layer 1 to layer 5 of the joint. The gaps between the sampling positions of the micrograph in different layers are 10 mm (Fig. 2a). The base metal has equiaxed structure (Fig. 2b). It can also be seen that the seam zone has basket-weave microstructures. The acicular martensite phases interweave with several interfaces differentiate the dendrite orientation. From layer 1 to layer 3, the microstructures of the seam zone have almost the same morphology and metallurgical characteristic, just have different acicular martensite distribution and orientation because of the different observation positions and view angles. Furthermore, the microstructure in layer 3 has more dendritic crystals and the texture is finer than those of the layer 1 and layer 2. And the microstructures of the layer 4 and layer 5 have further finer texture than that of the layer 3. The seam textures are coincident with the as-known characteristics, however the texture difference between the area near the nail tip and the area close to the seam surface is bigger because the relatively higher thickness. The metallurgical characteristics were highly influenced by the heat input and radiation. The layers close to the seam surface has more heat input and the phases has the conditions to grow up before the formation of the lower half seam, moreover the layer 4 and layer 5 have better heat radiation conditions because being close to the radiation helping facilities.

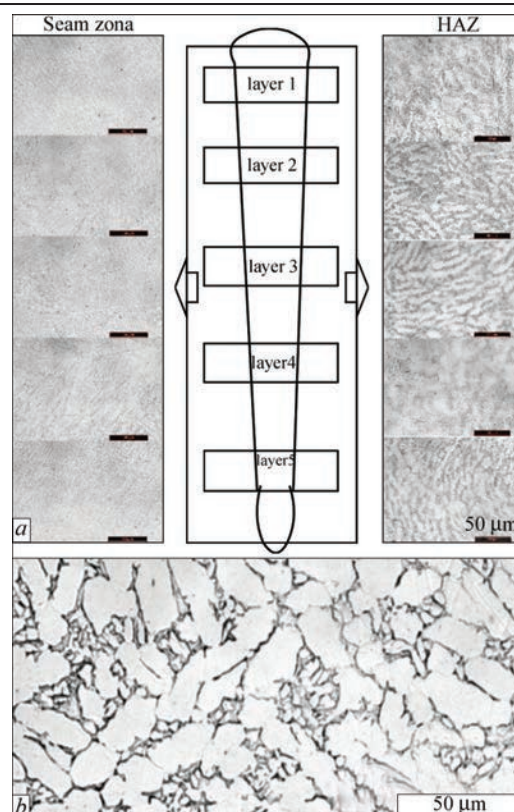


Fig. 2. Microstructures of the joint: *a* — microstructures of the seam zone and the HAZ in the thickness direction; *b* — microstructure of the base metal

It can be seen in Fig. 2a that layer 1 has widmannstatten structure, in which the lamellar martensite and a few acicular martensite are the main phases. In the layer 2, the recrystallization happened and the microstructure of layer 2 began to transit to the crumby structure. The layer 3 mainly has crumby structure, and more acicular martensite phase could be found in layer 4. In the layer 5, the microstructure began to transit to basket-weave structure. It is clearly that, in the heat-treated zone, the microstructures have the trend to change from widmannstatten structure, crumby structure to basket-weave structure in the thickness direction. This trend could be attributed to the cooling speed increased gradually in the thickness direction, the lower cooling speed gave the condition to form the widmannstatten structure, the higher cooling speed facilitate the formation of the acicular martensite, hence the basket-weave structure would form when the cooling speed broke the threshold value, which has been convinced. The heterogeneity in the thickness direction will inevitably give influence on the mechanical properties of the joint.

#### 3.2 Fatigue property

The Fig. 3 showed the fatigue S-N curves of different layers ( $I_1$ ,  $I_2$  and  $I_3$ ) of the joint. The average value of the specimen and the standard deviation were calculated by the next formulas, in which the  $\bar{x}$

represent the average value of the specimen, the  $x_k$  is the logarithm value of specimens,  $N_i$  is the fatigue life of the specimen and  $s$  is the standard deviation of the specimens.

$$\bar{x} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n x_k, \quad x_k = \lg(N_i), \quad s = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{k=1}^n (x_k - \bar{x})^2}.$$

The standard normal deviation ( $u_p$ ) could be got by checking the normal distribution function value table and the survival probability ( $1 - p_p$ ), and hence the fatigue life with the survival probability can be calculated by formulas.

$$x_p = \bar{x} + u_p s, \quad N_p = 10^{x_p}.$$

The  $x_p$  represent the logarithm fatigue life of the specimens, the  $N_p$  is the calculated fatigue life. By calculated the  $N_p$  values of the specimens represent different layers the P-S-N curves can be got in Fig. 4.

In Fig. 3, the hollow points represent the fatigue life under different stress levels. The solid points represent the average fatigue life under different stress levels. It could be seen that the fatigue strength of the layers are 420 MPa ( $l_1$ ), 400 MPa ( $l_2$ ) and

420 MPa ( $l_3$ ). The layer  $l_2$  has relatively lower fatigue strength value. Compared with the tensile properties of the joint (Fig. 3d), it is clearly that the middle layers also have relatively lower tensile strength. It could be seen in the Fig. 2a the middle layers have relatively finer textures. The low fatigue strength could only be attribute to the forging defects such as the residual casting structures, vortex and inner crack origination by the forging stress, which have been coming with the base metal, because the forging stress is relatively high and the forging defects are sensitive in the middle layer of the thick plate. It could also be seen that all the fatigue specimens of the 3 layers survive after the  $10^7$  tensile 400 MPa loading cycles. The joint welded by EBW has good fatigue resistance capability at the 400 MPa.

The fatigue life points of the 3 layers at different stress levels show the same trend, namely the distribution of the points at the lower stress levels are more concentrated, and the data points are dispersed under higher stress levels. That means the fatigue life of the specimens have big differences under high level stress. Since the cyclic waveform is the sinusoid and the specimens were tested at 100 Hz frequency, actually the distribution of the data

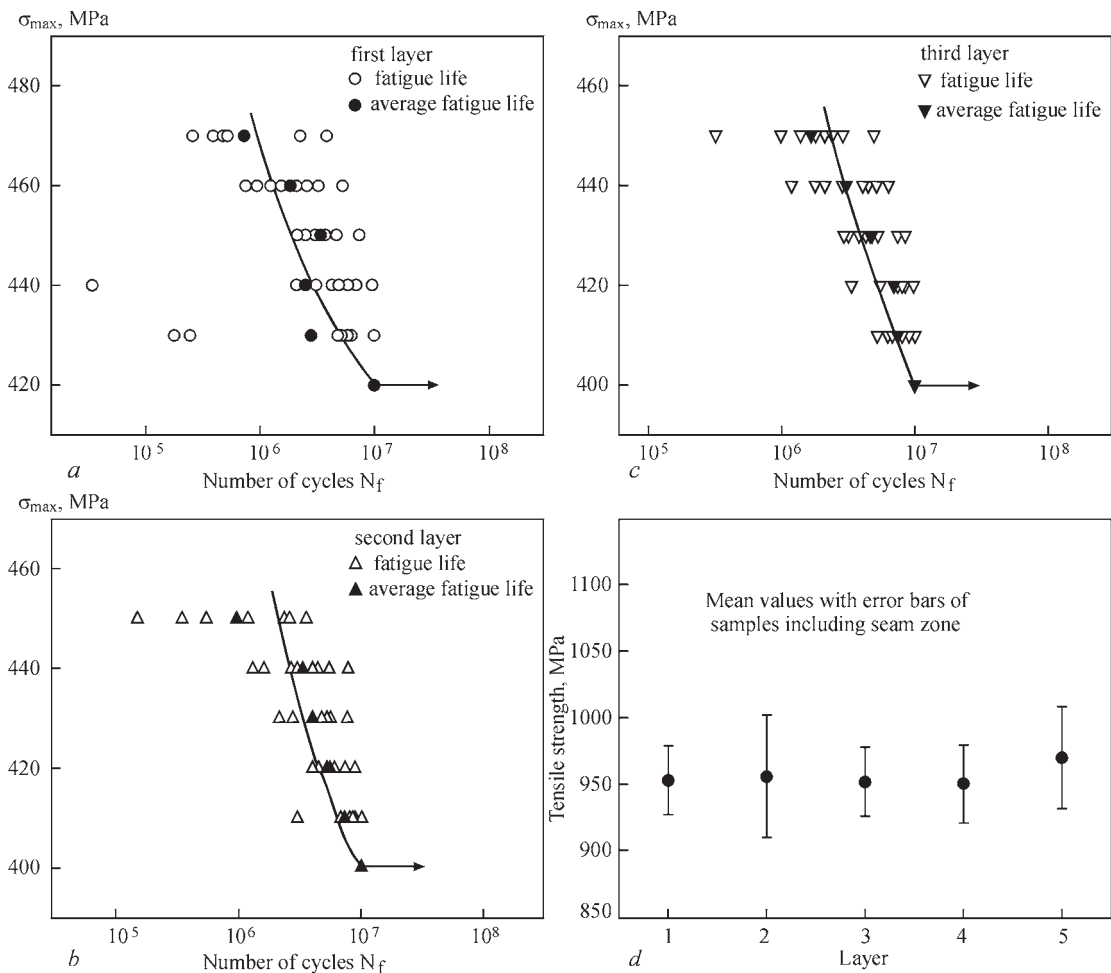


Fig. 3. The fatigue S-N curves of the joint: a — S-N curve of layer  $l_1$ ; b — S-N curve of layer  $l_2$ ; c — S-N curve of layer  $l_3$ ; d — the tensile properties of different layers



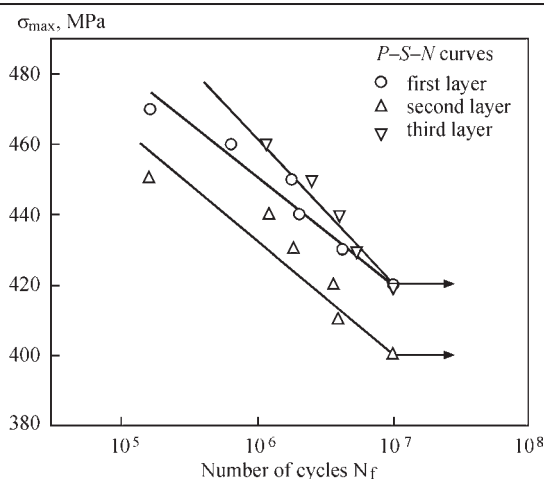


Fig. 4. The comparison of the P-S-N curves of different layers points have relation with the loading rate. The high loading rate and the increasing loading force result dispersed distribution of the data point, and the lower loading rate and loading force could concentrate the data point. It can also be seen from Fig. 3 that most specimens survive after loading  $10^5$  cycles even at the higher stress level (460 MPa), the specimens tested at the 440 MPa could survive after the  $10^6$  cycles' load. The fatigue life of the second layer, namely the middle layer of the joint, have lower fatigue life at the same stress level. Fig. 4 show the comparison of the P-S-N curves of the 3 layers. It can be seen directly that the fatigue life of the  $l_3$  layer under the 95% joint survival rate is higher than that of the  $l_1$ , and the fatigue life of the  $l_2$  is the lowest one.

The fatigue crack propagation rate could be depicted by the following formula (see table) proposed by Paris [6]. The  $a$  represents the length of the fatigue crack, the  $N$  is the loading cycle number, the  $da/dN$  represent the fatigue crack propagation rate,  $\Delta K$  is the stress intensity factor of the crack tip,  $C$  and  $m$  are the material constants which have relationships with the experiment conditions. The calculated  $C$  and  $m$  of the specimens taken from the 3 layers could be seen in Table, through which the fatigue crack propagation rate of the Ti-6Al-4V joint could be expressed by the formula 5 as functions between the  $da/dN$  and the  $\Delta K$ . It could be found the trend by comparing the data in table1. If the  $\Delta K$  is the same value, the crack propagation rate of the layer  $l_2$  is the highest in the 3 layers. These results could further convince the conclusions of the P-S-N curves in the end of last paragraph. Further work needs to be done to clarify the precise stress differences of the 3 layers, though we have already could deduce the differences of the stress between the layers are relatively small, which cannot change the trend of the fatigue life comparison of the layers (layer  $l_1$ ,  $l_2$  and  $l_3$ ):

$$da/dN = C(\Delta K)^m.$$

Table. Calculated constants of the crack propagation rate

Specimen No.		$C$	$m$
Layer $l_1$	1	$4.96 \cdot 10^{-11}$	4.60
	2	$1.20 \cdot 10^{-12}$	5.64
	3	$3.59 \cdot 10^{-14}$	6.71
Layer $l_2$	4	$3.28 \cdot 10^{-10}$	4.42
	5	$2.12 \cdot 10^{-11}$	5.21
	6	$1.85 \cdot 10^{-12}$	4.11
Layer $l_3$	7	$2.93 \cdot 10^{-14}$	6.83
	8	$4.35 \cdot 10^{-16}$	8.24
	9	$3.46 \cdot 10^{-16}$	7.97

3.3 Fatigue fracture surface analysis

Fig. 5a shown the fatigue crack origination zone of the specimens taken from the 3 layers, which were tested at 450 MPa. Fig. 5b is the representative results of the microstructure of the fatigue fractures at 440 MPa. The arrows in Fig. 5a point to the free surface. The results indicate that the fatigue cracks of the 3 layers originated at the free surfaces by the transgranular fracture mode, because the fatigue striations could be found in the morphologies of the fatigue propagation

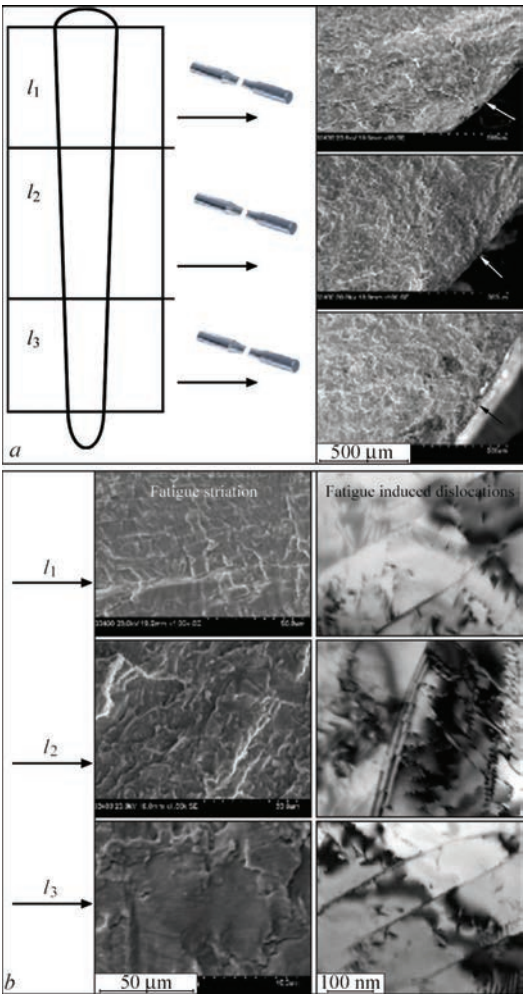


Fig. 5. Fatigue fracture surface observation of the layers in the thickness direction:  $a$  — fatigue crack origination;  $b$  — fatigue striations and dislocations observation

regions in all 3 layers (Fig. 5b). That means the 3 layers have the same fracture mode at 450 MPa. The microstructures of the fatigue fracture surfaces can be seen in the right side of the Fig. 5b. Low-density dislocation walls can be found in the specimen of the layer  $l_1$  in Fig. 5b, and the dislocation blocks can also be found between the dislocation walls. The explicit dislocation walls can be found in the specimen of the layer  $l_2$  either, there are dislocation lines in different slipping directions which could be seen between the dislocation walls, no dislocation blocks were found between the dislocation walls. The low-density dislocation walls also were found in the specimen of the layer  $l_3$ , however there are few dislocation lines were found between the dislocation walls.

The results shown that the deformation mechanisms of the joint at 3 layers under high cycle fatigue are all planar-slip deformation mechanism. In the 3 layer, some of the dislocations show the dislocation wall characteristics, and the dislocation wall is formed by lots of short dislocations having the same orientation. The grain boundaries, the sub-grain boundaries and the phase boundaries are the zones in which the dislocation walls tend to easily form. The interactions between the boundaries and the dislocations usually be very complicated. The dislocation walls could react with the solo dislocation, the grain boundaries and the phase boundaries, as well as the sub-grain boundaries, which would be harmful for the fatigue life of the specimens.

#### 4. Conclusions

The Ti-6Al-4V 100 mm thick part were welded by the EBW method under vacuum condition. The joint has heterogeneity not only in the microstructure but also in fatigue properties.

In the thickness direction, the microstructure of the seam has basket-weave microstructures, including acicular martensite and dendrite phases. The dendrite crystals have the trend to become finer and finer in the thickness direction from the upper seam surface to nail tip direction surface. The

microstructures of the HAZ have the trend to change from widmannstatten structure, crumby structure to basket-weave structure.

The fatigue strength under  $10^7$  cycle load of the layer  $l_2$  is lower than those of the layer  $l_1$  and layer  $l_3$ . The fatigue life of the  $l_3$  layer under the 95% joint survival rate is higher than that of the  $l_1$ , and the fatigue life of the  $l_2$  is the lowest one. The fatigue crack propagation functions have been got by the Paris formula and the experimental conditions.

The fatigue crack of all the 3 layers originated on the free surface and have transgranular fracture mode with the crack propagation. The dislocation wall structure could be found in the specimens taken from each layer. The fatigue deformations of the joints develop with the changing of the dislocations in the planar-slip mechanism.

#### Acknowledgement

*This work is supported by the funding of the projects No.2016B070701025, No.2014B070705007, No.2017A070701026, No.2017GDASCX-0113, Pangang project-2014-03 and 2015-10.*

#### 5. References

1. Zhang HT, He P, Feng JC and Wu HQ, (2006) Interfacial microstructure and strength of the dissimilar joint  $Ti_3Al/TC_4$  welded by the electron beam process, *Mater. Sci. and Eng. A* 425: 255–259
2. Barreda JL, Santamar Hma F, Azpiroz X, Irisarri AM, and Varona JM, (2001) Electron beam welded high thickness  $Ti_6Al_4V$  plates using filler metal of similar and different composition to the base plate, *Vacuum*, 5 : 143-150
3. Hu MJ and Liu JH, (2009) Effect of zonal heat treatment on residual stresses and mechanical properties of electron beam welded  $TC_4$  alloy plates, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 19: 324-329
4. Lu W, Shi YW, Lei YP and Li XY, (2012) Effect of electron beam welding on the microstructures and mechanical properties of thick  $TC_4$ -DT alloy, *Materials and Design* 3 : 509–515
5. Li QH, Hu SB and Li XZ et. al., (2010) Microstructure Heterogeneity and Fatigue Property of WeldJoints of  $TC_4$  Titanium Alloy, *Mat. Eng. China* 1: 62-68
6. Paris P., Erdogan F. (1963) A Critical Analysis of Crack Growth Laws. *Journal of Basic Engineering, Transaction of the ASME*, 8 : 528-5341.

### ПІДВИЩЕННЯ УТОМЛЕНОЇ МІЦНОСТІ ПРИ ЕЛЕКТРОННО ПРОМЕНЕВОМУ ЗВАРЮВАННІ ТОВСТИХ ПЛАСТИН СПЛАВУ Ti-6Al-4V

Zhang YP, Dong CL, Wang YQ, Hou B, Yu C, Fang WP, Xu WH

Центр сучасних матеріалів, Китайсько-український інститут зварювання ім. Є.О. Патона.  
Гуанчжоу, 510651, Китай. E-mail: wangyg@qwi.gd.cn

Пластини Ti-6Al-4V товщиною 100 мм були зварені ЕПЗ. Вивчено мікроструктури та механічні властивості, включаючи поведінку зразка при розтягуванні та втомленні. Результати показали, що зразок має, очевидно, текстурну та механічну неоднорідність у напрямку товщини, зразок демонструє відмінну стійкість до утомлення, хоча середній шар зразка має менший термін утомлення при однаковій напрузі. Тріщина утоми починається від вільної поверхні зразка через трансгранулярний режим руйнування. Деформація утоми, зображена дислокаціями зразка в кожному шарі, адаптується до планарного ковзаючого механізму. Бібліогр. 6, табл. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* Ti-6Al-4V, мікроструктура, механічні властивості, утом

Надійшла до редакції 01.07.2019

# ЖАРОСТОЙКИЕ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА $\text{FeAlCr}$ С ДОБАВКОЙ $\text{CeO}_2$ \*

Ю.С. Борисов<sup>1</sup>, А.Л. Борисова<sup>1</sup>, Т.В. Цымбалиста<sup>1</sup>, Н.И. Капорик<sup>1</sup>, М.А. Васильковская<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: borisov@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины.

03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: navas@ukr.net

Представлены результаты исследования жаростойкости покрытий, полученных методами плазменного (ПН) и высокоскоростного газопламенного (ВСПН) напыления с использованием композиционного порошка на основе  $\text{FeAlCr}$  с добавлением 2 мас. %  $\text{CeO}_2$ , а также методами электродуговой (ЭДМ) и активированной дуговой металлизации (АДМ) с применением порошковой проволоки  $98(82\text{Fe}+16\text{Al}+2\text{Cr})+2\text{CeO}_2$  (мас. %). Композиционный порошок был изготовлен методом механохимического синтеза (МХС) путем обработки смеси порошков компонентов в планетарной мельнице. Испытания на жаростойкость проводили в среде воздуха при 800, 900 и 1000 °С в течение 7 ч весовым методом. Структура покрытий после испытания на жаростойкость исследована с применением металлографического и рентгеноструктурного анализа (РСФА). Установлено, что в процессе испытаний у покрытий, полученных методами ПН и ВСПН, наблюдается явление отслаивания, тогда как покрытия, полученные методами ЭДМ и АДМ, сохраняют плотную связь с основой. Полученные кинетические кривые жаростойкости показали, что во всем временном интервале испытаний при 800...1000 °С механизм окисления подчиняется параболическому закону. С использованием данных кинетических зависимостей были построены параметрические диаграммы жаростойкости, позволяющие проводить оценку долговечности исследованных защитных покрытий в диапазоне температур 800...1000 °С. Наиболее высокую жаростойкость имеют покрытия  $\text{FeAlCrCeO}_2$ , полученные из порошковой проволоки методами ЭДМ и АДМ, которые при 1000 °С превышают стойкость стали 45 в 23...26 раз, и соответствуют жаростойкости стали 08Х17Т. Библиогр. 12, табл. 2, рис. 8.

*Ключевые слова:* газотермическое напыление, электродуговая металлизация, интерметаллиды железо-алюминий, механохимический синтез, композиционный порошок, порошковая проволока, параметрическая диаграмма жаростойкости, система  $\text{FeAlCr}-\text{CeO}_2$

Одной из современных актуальных задач инженерии поверхности является разработка покрытий и технологии их нанесения, обеспечивающих защиту деталей, элементов конструкций и узлов техники от высокотемпературной коррозии и изнашивания, в частности, теплоэнергетических агрегатов и устройств, работающих в потоках продуктов сгорания различного рода топлив. К ним относятся поверхности нагрева котлов ТЭЦ, мусоросжигательных заводов, а также элементов рекуператорных установок. Разработка новых конструкций рекуператоров, позволяющих повысить степень использования тепла отходящих газов на 15...20 %, связана с необходимостью обеспечить защиту их элементов путем нанесения покрытий с повышенной жаростойкостью.

В связи с этим интерметаллиды железа  $\text{Fe}_3\text{Al}$  и  $\text{FeAl}$ , которые отличаются высокой жаростойкостью при 600...1000 °С и стойкостью к эрозионному изнашиванию в условиях воздействия газовых потоков, являются перспективными материалами в качестве функциональных защитных покрытий такого практического назначения [1].

Их преимущество перед интерметаллидами никеля состоит в повышенном сопротивлении высокотемпературной коррозии в серосодержащих газовых средах [1, 2].

Теоретические и экспериментальные работы, выполненные в области жаростойкости интерметаллидов железа, показали, что путем оптимизации содержания легирующих элементов, в частности, хрома, возможно повысить их сопротивление высокотемпературной коррозии и механические свойства [3, 4]. Другая возможность повышения жаростойкости высокотемпературных Fe- и Ni-сплавов и покрытий на их основе связана с использованием в качестве легирующих добавок сплавов и оксидов РЗМ [5–7]. Результаты экспериментальных исследований влияния добавок  $\text{CeO}_2$  в интерметаллидное  $\text{FeAl}$ -покрытие, полученное методами ВСПН (HVOF), показали, что при его содержании 2...5 мас. % стойкость материала  $\text{FeAl}-\text{CeO}_2$  не только к окислению, но и к эрозионному изнашиванию при 700...800 °С повышается в 2,0...2,5 раза. Кроме того, было обнаружено, что введение  $\text{CeO}_2$  снижает скорость истощения содержания алюминия в покрытии, увеличивая таким путем долговечность защитных свойств покрытия [8].

\* В работе принимали участие А.Н. Бурлаченко, А.П. Грищенко, И.А. Демьянов, В.Н. Лопата.



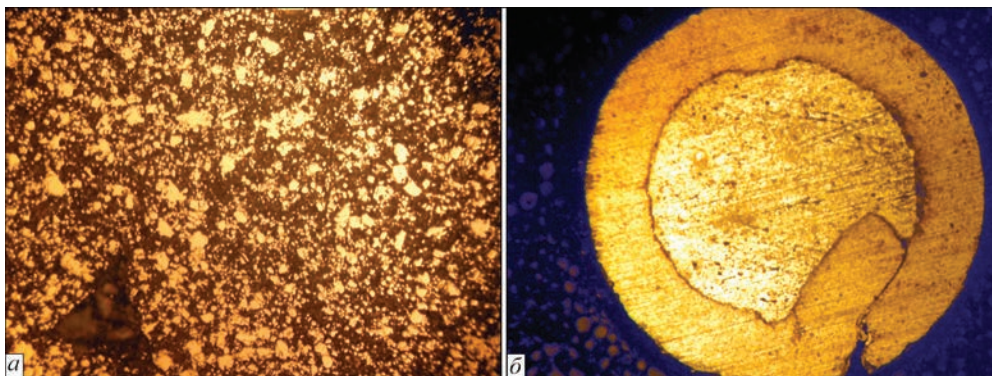


Рис. 1. Микроструктура ( $\times 400$ ) порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$ , полученного методом МХС (а), и поперечного сечения порошковой проволоки  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$  (б)

Результаты практического использования  $\text{FeAl}$ -покрытия в условиях работы мусоросжигающего завода подтвердили эффективность его применения для защиты поверхности оборудования таких предприятий от коррозионно-эрозионного изнашивания [9].

Разработка технологии газотермических защитных  $\text{FeAl}$ -покрытий связана с решением вопроса производства исходных материалов. Нанесение  $\text{FeAl}$ -покрытий путем газотермического напыления может быть осуществлено с использованием как порошков, так и порошковых проволок [9, 10].

В настоящей работе нанесение покрытий было проведено путем как плазменного и высокоскоростного газопламенного напыления с применением порошков на основе  $\text{FeAl}$ , так и электродугового напыления покрытий из порошковых проволок на  $\text{FeAl}$ -основе с введением  $\text{CeO}_2$ .

**Объекты исследования и методика эксперимента.** Для изготовления образцов с жаростойкими покрытиями методами газотермического напыления был изготовлен композиционный порошок (КП) следующего состава (мас. %):  $98(82\text{Fe}+16\text{Al}+2\text{Cr})+2\text{CeO}_2$ .

В качестве исходных материалов были использованы порошки: Fe (марки ПЖР), фр. 63...160 мкм (99 мас. % Fe); Al (марки ПА-4), фр. 40...100 мкм (98,9 мас. % Al); Cr (марки ПХ1М), фр. <100 мкм (99,1 мас. % Cr);  $\text{CeO}_2$  (марки S-PXCeO 13092505), фр. <40 мкм (99,99 мас. %  $\text{CeO}_2$ ).

Получение композиционного порошка осуществляли методом механохимического синтеза (МХС), который проводили в планетарной мельнице «Активатор 2SL» (ЗАО «Активатор», г. Новосибирск, Россия) при скорости вращения центрального диска 1000 об/мин, а барабанов, которые вращаются в противоположную сторону, 1500 об/мин. Процесс МХС проводили в атмосфере воздуха в течение 5 ч. В процессе МХС осуществляли водяное охлаждение барабанов и пла-

нетарного механизма. Для устранения налипания обрабатываемой шихты на стенку барабана и размольные тела в начале процесса МХС в смесь добавляли поверхностно-активное вещество (олеиновую кислоту, в количестве 0,3 мас. %).

Для нанесения покрытий методами электродуговой металлизации (ЭДМ) и активированной дуговой металлизации (АДМ) была изготовлена порошковая проволока (ПП) диаметром 1,85 мм (рис. 1, б) при толщине оболочки из стали 08кп 0,5 мм. В качестве наполнителя использовали механическую смесь порошков Al, Cr и  $\text{CeO}_2$  в соотношении 80:10:10 (мас. %). Степень заполнения составляет 14 об. %, рассчитанный состав порошковой проволоки (мас. %):  $98(82\text{Fe}+16\text{Al}+2\text{Cr})+2\text{CeO}_2$ .

Микроструктура МХС-порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  и поперечного сечения порошковой проволоки  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$  представлены на рис. 1.

Как показали результаты рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) (рис. 2), в процессе МХС формируется композиционный порошок, содержащий фазы  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_2\text{AlCr}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ , который после операции конгломерирования был использован для нанесения покрытий методами плазменного (ПН) и высокоскоростного газопламенного (ВСГПН) напыления.

Плазменное напыление (ПН) покрытий проводили на установке УПУ-8М при следующих параметрах:  $I = 500$  А,  $U = 45$  В, расход плаз-

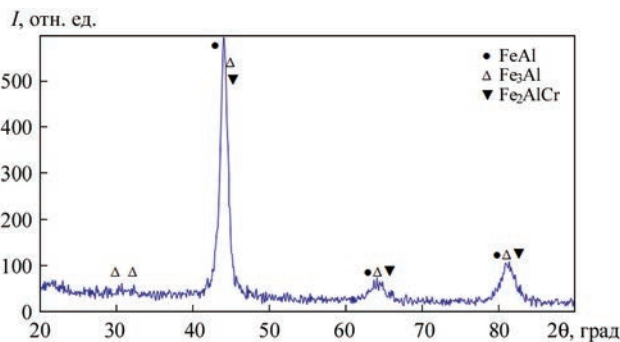


Рис. 2. Рентгенограмма МХС порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$ , полученного в планетарной мельнице в течение 5 ч

**Таблица 1.** Характеристика газотермических покрытий, полученных из МХС-порошка  $\text{FeCrAl}+\text{CeO}_2$  (ПН, ВСГПН) и ПП  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$  (АДМ и ЭДМ)

Метод нанесения	Толщина, мкм	$H_\mu$ , МПа	Фазовый состав
ПН	250...300	$3890 \pm 1180$	$\text{FeAl}$ , $\text{Fe}_3\text{Al}$ , $\text{FeCr}$ , $\text{CeAlO}_3$
ВСГПН	250...300	$3376 \pm 683$	$\text{FeAl}$ , $\text{Fe}_3\text{Al}$ , $\text{Fe}_2\text{AlCr}$ , $\text{CeAlO}_3$ , $\text{Al}_4\text{Ce}$
АДМ	125...210	$2458 \pm 31$	$\text{Fe}_2\text{Al}$ , $\text{FeAl}$ , $\text{Fe}-\text{Cr}$ , $\text{CrO}$
ЭДМ	440...700	$2150 \pm 433$	$\text{FeAl}$ , $\text{Fe}_3\text{Al}$ , $\text{Fe}-\text{Cr}$

образующего газа ( $\text{Ar}+\text{N}_2$ ) — 25 л/мин, дистанция напыления  $L = 120$  мм. Для напыления использовали порошок с размером частиц  $<40$  мкм.

Нанесение покрытий методом высокоскоростного газопламенного напыления (ВГПН) осуществляли при следующих технологических параметрах:

- расход пропан-бутана  $0,2 \text{ м}^3/\text{ч}$ , давление 4,5 атм;
- расход кислорода  $0,5 \text{ м}^3/\text{ч}$ , давление 7 атм;
- давление транспортирующих газов (воздуха и азота) 6 атм;
- дистанция напыления 120...150 мм;
- размер частиц  $<63$  мкм.

Исследование жаростойкости покрытий проводили в температурном интервале 800...1000 °С на специально сконструированной установке путем периодического взвешивания непосредственно в печи при температуре испытаний.

Полученные результаты сравнивали с результатами испытаний нержавеющей стали 08Х17Т и стали 45, причем для стали 45 температуры испытаний были 700 и 800 °С в связи с ее низкой жаростойкостью.

Получение покрытий методом активированной дуговой металлизации (АДМ) было проведено с использованием установки АДМ при следующих параметрах:

- давление воздуха 6 атм;
- давление пропан-бутана 3 атм;
- напряжение 30 В, сила тока 250 А;
- дистанция напыления 100 мм

Параметры процесса нанесения покрытий методом электродуговой металлизации (ЭДМ), проведенного с использованием металлизатора ЭМ-14:

- давление воздуха 6,5 атм;
- напряжение 36 В, сила тока 80 А;
- дистанция напыления 100...120 мм

Покрытия наносили на образцы из стали 45 диаметром 10 мм с формой желудка.

**Результаты эксперимента и обсуждение.** Металлографический анализ напыленных покрытий (рис. 3) показал, что во всех случаях на поверхности образцов из стали 45 формируются плотные, однородные по структуре и составу покрытия, не имеющие дефектов и отслоений на границе с основой.

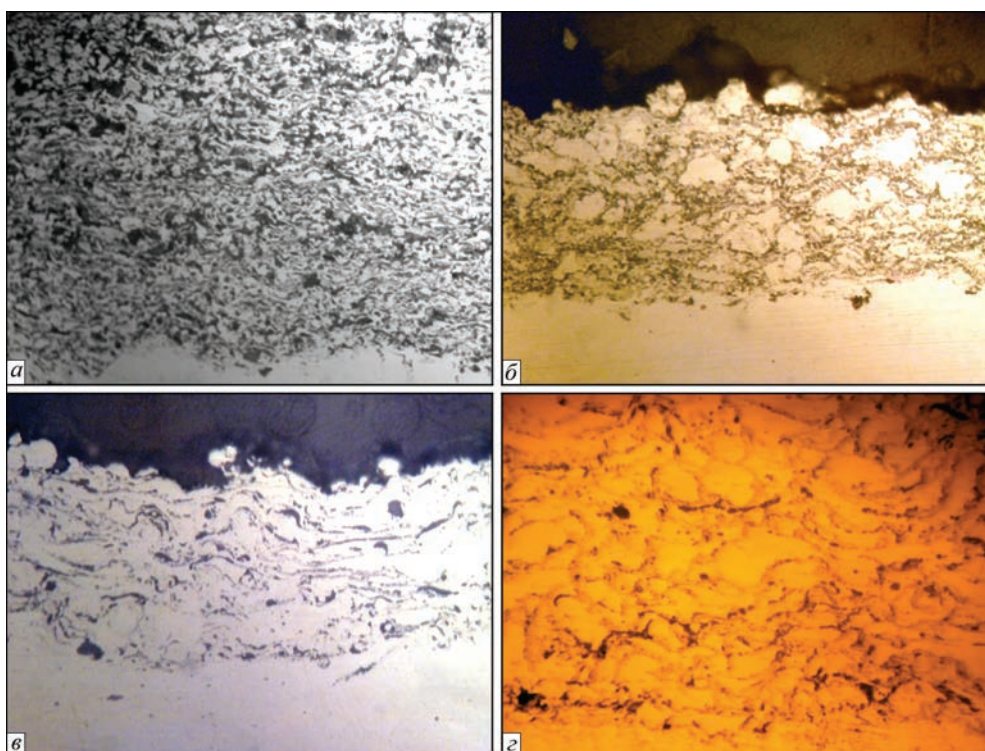


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) покрытий: ПН (а), ВСГПН (б) из МХС порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  и АДМ (в), ЭДМ (з) из порошковой проволоки  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$



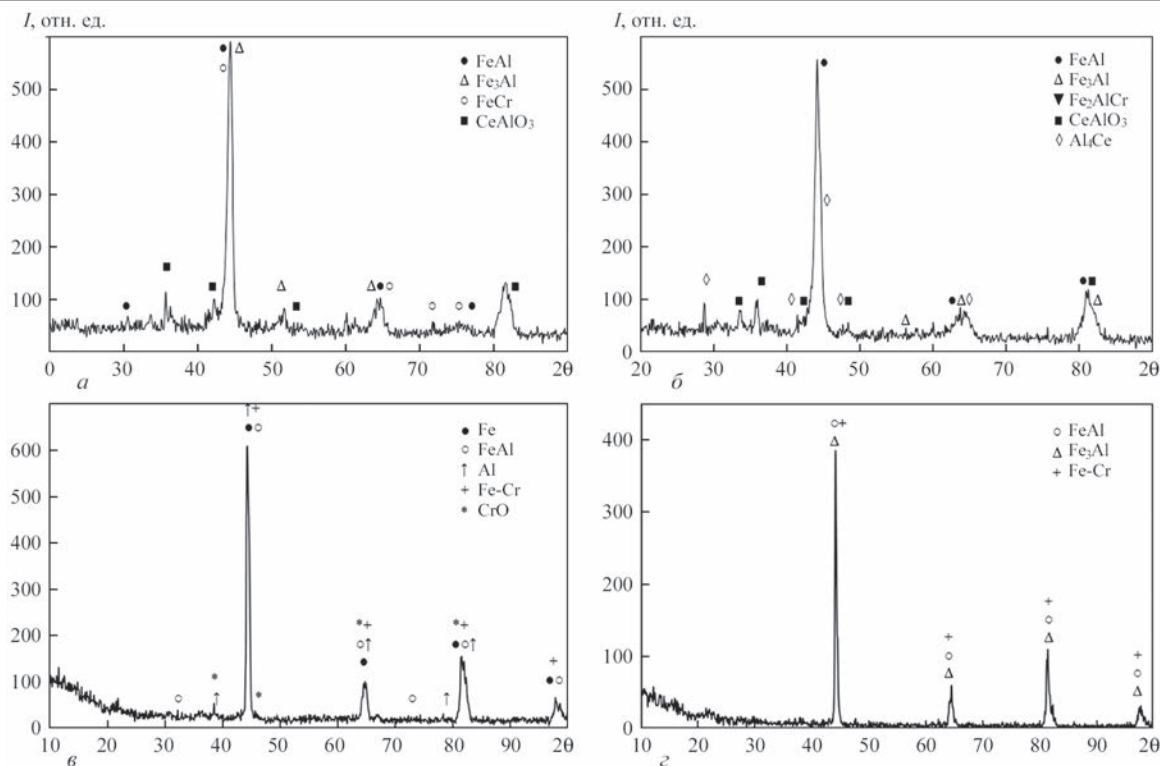


Рис. 4. Рентгенограммы покрытий: ПН (а), ВСГПН (б), из МХС порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  и АДМ (е), ЭДМ (з) из порошковой проволоки  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$

Методом РСФА установлено, что в процессе напыления покрытий из порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  методами ПН и ВСГПН формируются покрытия, содержащие продукт межфазного взаимодействия компонентов напыляемого композиционного  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  порошка (КП), а также оксиды  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ ,  $\text{CeAlO}_3$ , образующиеся при окис-

лении частиц КП в процессе напыления. По качественному составу покрытия не отличаются (рис. 3, а, б) и (рис. 4, а, б), можно лишь отметить более высокое содержание оксидов в плазменных покрытиях по сравнению с ВСГПН, что вероятно связано с более высокой дисперсностью напыляемых частиц.

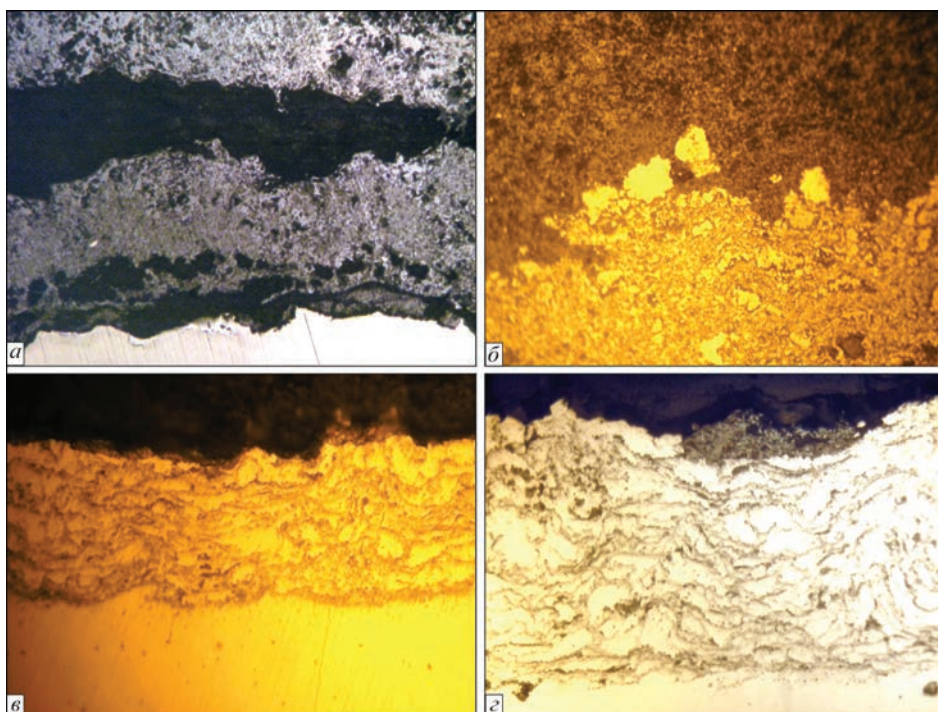


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 400$ ) ГТН покрытий, полученных из МХС-порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  методом ПН (а), ВСГПН (б) и ПП  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$ , полученных методами АДМ (е) и ЭДМ (з), после испытаний на жаростойкость при  $1000^\circ\text{C}$



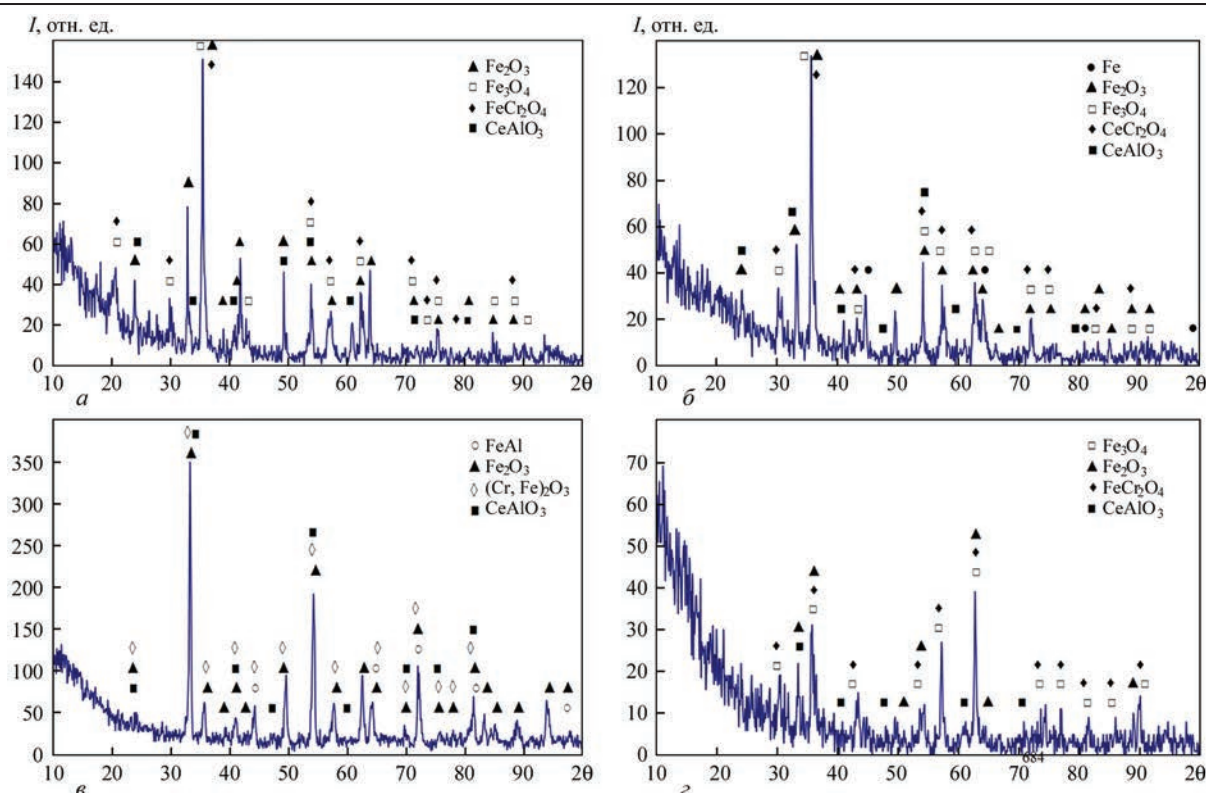


Рис. 6. Рентгенограммы ГТН-покрытий: ПН (а), ВСГПН (б) из МХС порошка FeAlCr+CeO<sub>2</sub>, и АДМ (в) и ЭДМ (г) из порошковой проволоки Fe+Al+Cr+CeO<sub>2</sub> после испытаний на жаростойкость при 1000 °С

В АДМ- и ЭДМ-покрытиях оксидные фазы методом РСФА (рис. 4, в, г) не обнаружены, как впрочем не обнаружено и следов CeO<sub>2</sub>. Отличие фазового состава АДМ и ЭДМ-покрытий, образующихся при напылении из порошковых проволок, заключается в том, что в АДМ-покрытии реакция между компонентами проволок Fe и Al в процессе напыления до конца не происходит и в покрытии содержатся данные элементы в чистом виде.

При металлографическом анализе покрытий, прошедших испытание на жаростойкость, было установлено, что плазменные и газопламенные покрытия (рис. 5, а, б) в процессе окисления растрескиваются и отслаиваются от основы, тогда как покрытия, нанесенные методами электродуговой металлизации (АДМ и ЭДМ), плотно прилегают к основе и не отслаиваются даже после испытаний при температуре 1000 °С в течение 5 ч. Согласно результатам РСФА (рис. 6) для всех типов покрытий на их поверхности обнаружены оксиды железа, сложные оксиды железа-хрома и оксид CeAlO<sub>3</sub>, в том числе и в ЭДМ- и АДМ-покрытиях, которые в исходном состоянии не были выявлены.

На рис. 7 представлены кинетические зависимости окисления газотермических покрытий и незащищенных сталей сталь 45 и 08Х17Т в температурном интервале 800...1000 °С на воздухе. Характер кривых свидетельствует о том, что механизм окисления во всех случаях подчиняется параболическому вре-

менному закону во всем исследованном температурном интервале 800...1000 °С.

Одной из важных характеристик защитных жаростойких покрытий является прогноз долговечности их службы. Такой прогноз может быть сделан путем построения параметрических диаграмм жаростойкости [11].

Параметрическая диаграмма жаростойкости представляет собой зависимость потери (увеличения) массы материала покрытия при окислении от параметра жаростойкости. Параметр жаростойкости — это физическая величина, скорость изменения во времени которой пропорциональна (с обратным знаком) истинной скорости окисления материала покрытия, вычисленной по величинам относительных потерь (увеличения) его массы [12].

Методика построения параметрических диаграмм заключается в определении величин  $n$  и  $Q$ , где  $n$  — показатель степени параболической зависимости процесса окисления и  $Q$  — энергия активации.

Показатель  $n$  определяется из экспериментальной кинетической зависимости (рис. 7) удельного прироста (потери массы)  $q$  от времени  $t$ :  $q^n = Kt$  ( $K$  — константа скорости окисления), которая при построении в логарифмических координатах  $\lg q - \lg t$  преобразуется в линейную зависимость

$$n \lg q = \lg K + \lg t \text{ или } \lg q = \frac{1}{n} (\lg K + \lg t).$$

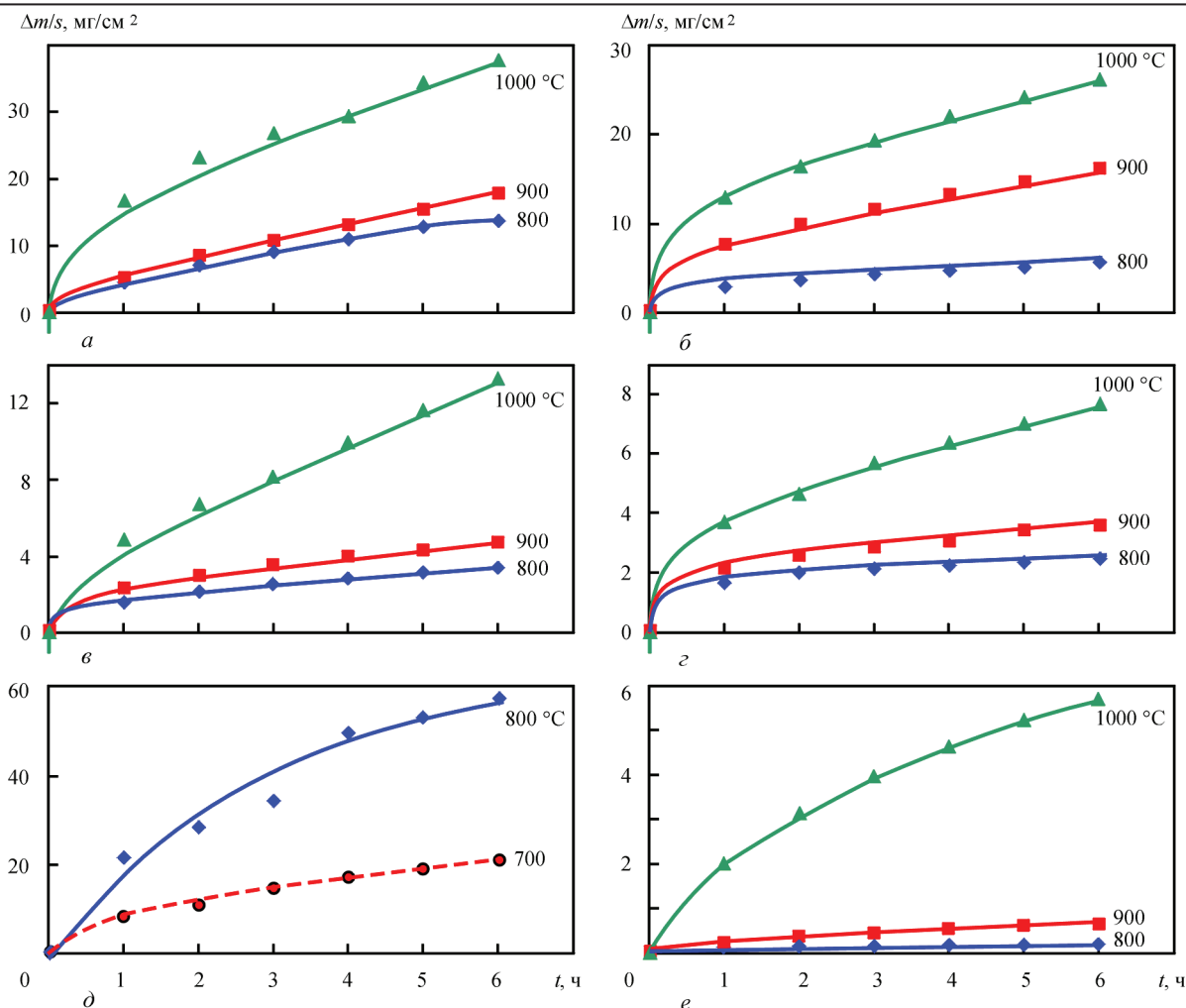


Рис. 7. Кинетические зависимости окисления газотермических покрытий и незащищенных сталей при температурах 800, 900 и 1000 °С на воздухе: а — ПН, б — ВСГПН, полученных из МХС-порошка  $\text{FeAlCr}+\text{CeO}_2$  и в — АДМ, г — ЭДМ из ПП  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$ ; д — сталь 45; е — сталь 08X17Т

Отсюда  $n = \text{ctg} \alpha$ , в координатах время —  $\Delta m/s$ ,  $\text{мг/см}^2$ , где  $\alpha$  — угол наклона прямой к оси абсцисс, либо может быть рассчитан по формуле:

$$n = \lg \frac{t_2}{t_1} / \lg \frac{q_2}{q_1}, \quad (1)$$

где  $q_1$  и  $q_2$  ( $\text{г/см}^2$ ) — удельное увеличение (потеря) массы покрытия за время окисления, равное  $t_1$  и  $t_2$  соответственно. Точность расчета показателя степени  $n$  по формуле (1) тем выше, чем дальше отстоят друг от друга значения  $t_1$  и  $t_2$ .

Энергию активации  $Q$  процесса окисления определяют, используя температурную зависимость  $K = K_0 \exp(-Q/RT)$  через тангенс угла  $\varphi$ , образуемый прямой после логарифмирования:  $\lg K = \lg K_0 - \lg e$ .

Энергию активации можно рассчитать также по формуле:

$$Q = \frac{n \lg(q_2 / q_1) R}{\lg e \left( \frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right)}, \quad (2)$$

где  $e$  — основание натуральных логарифмов;  $R$  — универсальная газовая постоянная;  $q_1$  и  $q_2$  — удельное увеличение (потеря) массы при температурах  $T_1$  и  $T_2$  соответственно.

Как и при расчете величины  $n$  в этом случае рекомендуется выбирать значения  $T_1$  и  $T_2$ , достаточно далеко отстоящие друг от друга.

Величина параметра жаростойкости определяется исходя из величины энергии активации процесса окисления покрытия, рассчитанной по формулам (1) и (2), а также используя результаты испытаний, проведенных для получения зависимостей  $\lg q - \lg t$  и  $\lg q - 1/T$ :

$$P = \frac{Q \lg e}{RT} - \lg t. \quad (3)$$

Результаты расчета параметра жаростойкости на примере ЭДМ-покрытия из порошковой проволоки  $\text{Fe}+\text{Al}+\text{Cr}+\text{CeO}_2$  приведены в табл. 2, параметрические диаграммы — на рис. 8.

Таблица 2. Результаты расчета параметров жаростойкости ЭДМ покрытий

Температура, К	$10^3/T, 1/K$	Время окисления, ч	$lgt$	Удельный прирост массы, $mg/cm^2$	$lgq$	$(Qlge)/RT$	Параметр жаростойкости $P$
1074	0,932	1	0	1,646	0,216	8,53	8,53
		2	0,301	1,964	0,293		8,2
		3	0,477	2,063	0,314		8,05
		4	0,602	2,178	0,338		7,9
		5	0,699	2,292	0,360		7,8
		6	0,778	2,397	0,379		7,75
1173	0,852	1	0	2,078	0,318	7,8	7,8
		2	0,301	2,492	0,396		7,5
		3	0,477	2,805	0,448		7,3
		4	0,602	3,038	0,482		7,2
		5	0,699	3,404	0,530		7,1
		6	0,778	3,511	0,545		7,02
1273	0,785	1	0	3,718	0,570	7,2	7,2
		2	0,301	4,671	0,670		6,88
		3	0,477	5,748	0,760		6,71
		4	0,602	6,424	0,810		6,58
		5	0,699	7,058	0,848		6,49
		6	0,778	7,672	0,885		6,41

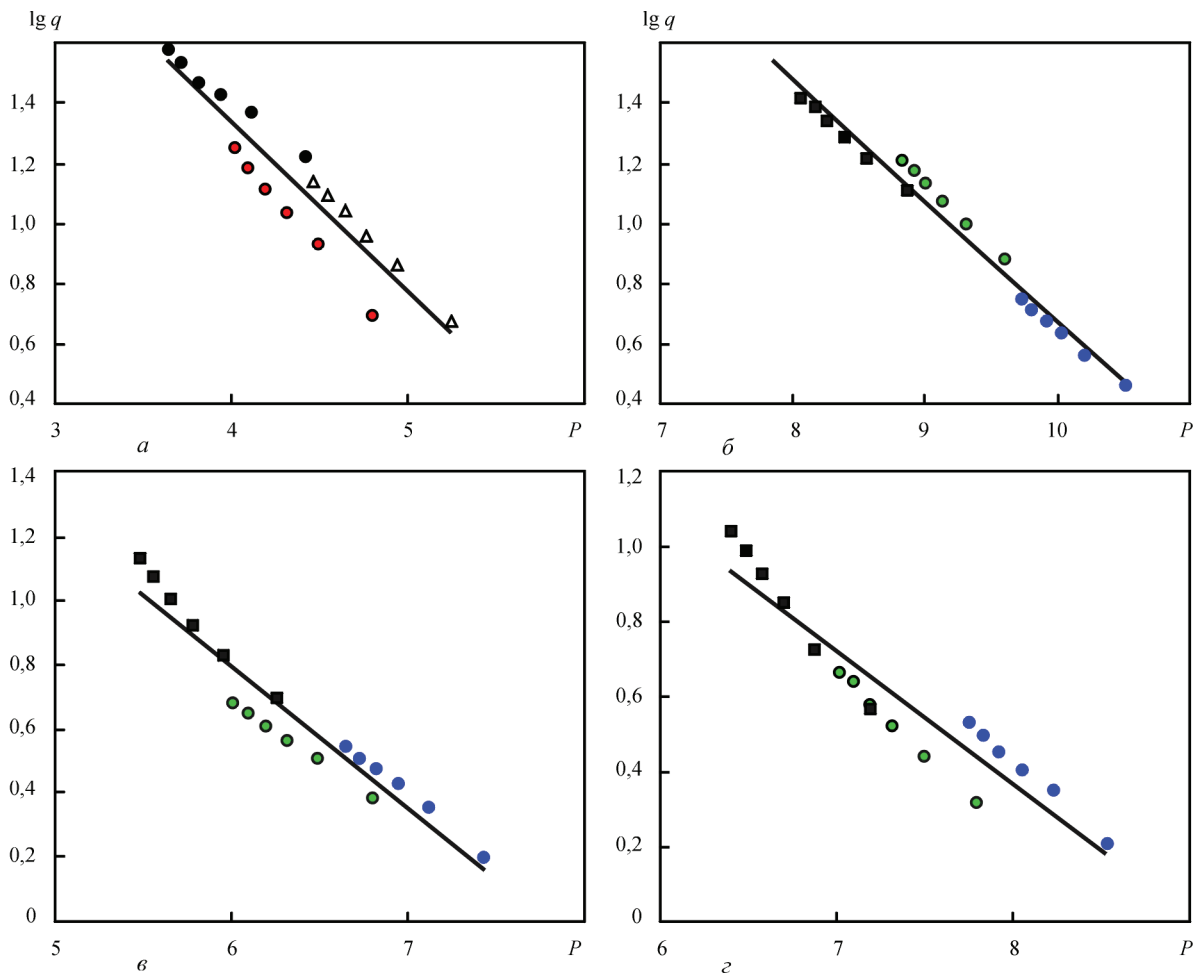


Рис. 8. Параметрические диаграммы жаростойкости для ПН (а) и ВСГПН (б) ЭДМ (в) и АДМ (г) по результатам испытаний на жаростойкость при температурах 800...1000 °С в течение 1...6 ч

Заключение

В результате проведенных исследований установлено, что газотермические покрытия из КП  $FeAlCr+CeO_2$  и ПП  $Fe+Al+Cr+CeO_2$  могут защи-

щать от окисления сталь 45, однако в разной степени в зависимости от метода нанесения.

Так, при температуре 800 °С стойкость ПН-покрытий превосходит сталь 45 более чем в 1,6 раза, ВСГПН-покрытие — в 12,5 раза, а АДМ и ЭДМ-



покрытия соответственно в 23 и 26 раз. АДМ и ЭДМ-покрытия сохраняют устойчивость в окислительной среде на уровне нержавеющей стали 08X17T практически до 1000 °С. Это позволяет рекомендовать замену стали 08X17T на более дешевую сталь 45 с АДМ или ЭДМ-покрытием из ПП Fe+Al+Cr+CeO<sub>2</sub> для нанесения на внешние вторичные излучатели рекуператоров.

### Примечание

Статья подготовлена на основе результатов выполнения проекта Программы «Ресурс-2» Р5.1.2 «Повышение долговечности работы рекуперативных теплообменников путем нанесения жаростойких излучающих покрытий для защиты поверхностей нагрева, которые работают в потоке продуктов сгорания топлива, и совершенствования конструкций внутренних вторичных излучателей».

### Список литературы/References

1. Deevi S.C., Sikka V.K. (1996) Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications. *Intermetallics*, 4, 5, 357–375.
2. Kai W., Lee S.H., Chiang D.L., Chu J.P. (1998) The high-temperature corrosion of Fe–28Al and Fe–18Al–10Nb in a H<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S/H<sub>2</sub>O gas mixture. *Materials Sci. and Eng. A.*, 8, 1–2, 146–152.
3. Wei S., Xu B., Wang H. et al. (2007) High-temperature corrosion-resistance performance of electro-thermal explosion plasma spraying FeAl-base coatings. *Surface and Coatings Technology*, 201, 5, 6768–6771.
4. Tortorelli P.F., Natesan K. (1998) Critical factors affecting the high-temperature corrosion performance of iron aluminides. *Materials Sci. and Eng. A*, 8, 1–2, 115–125.
5. Игнатов Д.В., Лазарев Э.М., Абрамова Н.В. (1974) Влияние редкоземельных металлов на кинетику и механизм окисления сплавов на никельхромовой основе. *Влияние физико-химической среды на жаропрочность металлических материалов*. Москва, Наука, сс. 68–72.
6. Ignatov, D.V., Lazarev, E.M., Abramova, N.V. (1974) Effect of rare-earth metals on kinetics and oxidation mechanism of nickel-chromium-based alloys. *Influence of physicochemical medium on high-temperature resistance of metallic materials*. Moscow, Nauka, 68–72 [in Russian].
7. Nagai H., Takebayashi Y., Mitani H. (1981) Effect of dispersed oxides of rare earths and other reactive elements on the high temperature oxidation resistance of Fe–20Cr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12, 3, 435–442.
8. Xingwei M., Zhuji J., Shi Y., Jiujiun X. (2009) Effect of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on microstructure and high-temperature wear property of hot-press sintering FeAl intermetallic compound. *Journal of Rare Earths*, 27, 6, 1031–1036.
9. Wang Y., Yan M. (2006) The effect of CeO<sub>2</sub> on the erosion and abrasive wear of thermal sprayed FeAl intermetallic alloy coatings. *Wear*, 262, 1201–1207.
10. Xiao Ch., Chen W. (2006) Sulfidation resistance of CeO<sub>2</sub>-modified HVOF sprayed FeAl coatings at 700 °C. *Surface and Coatings Technology*, 200, 3625–3632.
11. Magnee A., Offergeld M., Leroy A., Lefort A. (1998) FeAl intermetallic coatings applications to thermal energy conversion advanced systems. *Proc. of the 15th ITSC*, France, Nice, pp.1091–1096.
12. Никитин В.И. (1976) Расчет жаростойкости металлов. Москва, Металлургия.
13. Nikitin, V.I. (1976) *Calculation of heat resistance of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
14. Никитин В.И. (1981) Метод прогнозирования долговечности защитных покрытий. *Физ.-хим. механика материалов*, 3, 95–99.
15. Nikitin, V.I. (1981) Method of prediction of life of protective coatings. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialov*, 3, 95–99 [in Russian].

## ЖАРОСТІЙКІ ГАЗОТЕРМІЧНІ ПОКРИТТЯ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДА FeAlCr З ДОБАВКОЮ CeO<sub>2</sub>

Ю.С. Борисов<sup>1</sup>, А.Л. Борисова<sup>1</sup>, Т.В. Цимбаліста<sup>1</sup>, Н.І. Капорик<sup>1</sup>, М.А. Васильковська<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Інститут проблем матеріалознавства ім. І.Н. Францевича НАН України.  
03680, м. Київ, вул. Крижанівського, 3. E-mail: navas@ukr.net

Представлені результати дослідження жаростійкості покриттів, отриманих методами плазмового (ПН) і високошвидкісного газопламенного (ВСПН) наплення з використанням композиційного порошку на основі FeAlCr з додаванням 2 мас. % CeO<sub>2</sub>, а також методами електродугової (ЕДМ) і активованої дугової металізації (АДМ) із застосуванням порошкового дроту 98(82Fe+16Al+2Cr)+2CeO<sub>2</sub> (мас. %). Композиційний порошок був виготовлений методом механохімічного синтезу (МХС) шляхом обробки суміші порошків компонентів в планетарній млині. Випробування на жаростійкість проводили в середовищі повітря при 800, 900 і 1000 °С протягом 7 г ваговим методом. Структура покриттів після випробування на жаростійкість досліджена з застосуванням металографічного і рентгеноструктурного аналізу (РСФА). Встановлено, що в процесі випробувань у покриттів, отриманих методами ПН і ВСПН, спостерігається явище відшарування, тоді як покриття, отримані методами ЕДМ і АДМ, зберігають щільний зв'язок з основою. Отримані кінетичні криві жаростійкості показали, що у всьому часовому інтервалі випробувань при 800...1000 °С механізм окислення підпорядковується параболічного закону. З використання даних кінетичних залежностей були побудовані параметричні діаграми жаростійкості, що дозволяють здійснювати оцінку довговічності досліджених захисних покриттів в діапазоні температур 800...1000 °С. Найбільш високу жаростійкість мають покриття FeAlCrCeO<sub>2</sub>, отримані з порошкового дроту методами ЕДМ і АДМ, які при 1000 °С перевищують стійкість сталі 45 в 23...26 разів, і відповідають жаростійкості сталі 08X17T. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 8

**Ключові слова:** газотермічне наплення, електродугова металізація, покриття інтерметаліди залізо-алюміній, механохімічний синтез, композиційний порошок, порошковий дріт, параметрична діаграма жаростійкості, система FeAlCr–CeO<sub>2</sub>

# HEAT-RESISTANT THERMAL COATINGS BASED ON FeAlCr INTERMETALLICS WITH CeO<sub>2</sub> ADDITIVES

Yu.S. Borisov<sup>1</sup>, A.L. Borisova<sup>1</sup>, T.V. Tsymbalista<sup>1</sup>, N.I. Kaparik<sup>1</sup>, M.A. Vasilkovskaya<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Frantsevich Institute for Problems of Material Science, 3 Krzhizhanovskogo Str, 03680, Kyiv, Ukraine.

E-mail: kiparis-gpk@ukr.net

The paper presents the results of studying the heat resistance of coatings, produced by the methods of plasma (PS) and high-speed flame spraying (HSFS), using composite powder based on FeAlCr with addition of 2 wt.% CeO<sub>2</sub>, as well as by the methods of arc spraying (AS) and activated arc spraying (AAS) with application of flux-cored wire of the following composition 98(82Fe+16Al+2Cr)+2CeO<sub>2</sub> (wt.%). Composite powder was prepared by the method of mechanico-chemical synthesis (MChS) by treating a mixture of powder components in a planetary-type mill. Heat-resistance testing was performed in air at 800, 900 and 1000 °C for 7 hours by weight method. Coating structure after heat-resistance testing was studied with application of metallographic and X-ray structural analysis (RSPHA). It is found that during testing of coatings produced by PS and HSFS methods the delamination phenomenon is observed, whereas coatings produced by AS and AAS methods preserve a tight bond with the base. Obtained kinetic curves of high-temperature resistance showed that in the entire time interval of testing at 800 – 1000 °C the oxidation mechanism follows the parabolic law. The data of kinetic dependencies were used to plot the parametric heat resistance diagrams, allowing evaluation of fatigue life of the studied protective coatings in the temperature range of 800 – 1000 °C. The highest heat resistance is found in FeAlCrCeO<sub>2</sub> coatings produced by AS and AAS methods from flux-cored wire. At 1000 °C it exceeds the resistance of steel 45 23-26 times, and corresponds to heat resistance of 08Kh17T steel. 12 Ref., 2 Tabl., 8 Fig.

*Keywords: flame spraying, arc spraying, iron-aluminium intermetallics, mechanico-chemical synthesis, composite powder, flux-cored wire, parametric heat-resistance diagram, FeAlCr-CeO<sub>2</sub> system*

Поступила в редакцию 12.06.2019

ВЕДУЩАЯ ВЫСТАВКА В МИРЕ  
СВАРКА • РЕЗКА • ОБРАБОТКА

LET'S JOIN  
THE WORLD!

13.-17. сентября 2021

РЕГИСТРИРУЙТЕСЬ  
СЕЙЧАС!

www.schweissen-schneiden.com

DVS GERMAN WELDING SOCIETY

MESSE ESSEN

SCHWEISSEN & SCHNEIDEN  
No. 1  
IN THE WORLD

# ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО НАНЕСЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ПОРОШКОВ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

**В.В. Перемитько, И.В. Коломеец, В.И. Сухомлин**

Днепропетровский государственный технический университет.

51918, г. Каменское, Днепропетровская обл., ул. Днепропетровская, 2

Рассмотрена эффективность использования различных схем предварительного нанесения легирующих порошков на структуру и твердость металла наплавленного дуговым методом. Установлены оптимальные параметры процесса и удельные расходы дополнительных (легирующих) материалов с предварительной их фиксацией. Наибольшие показатели твердости наплавленного металла достигаются при локальном внесении TiC с фиксацией грунтовкой ГФ-021. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 4.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка, легирующие порошки, схемы долегирования, фиксация дополнительных материалов, режимы наплавки, структура, твердость

Для деталей, особенно значительных размеров, характерным является неравномерный износ по площади контакта. В связи с этим логичным выглядит проведение восстановительной наплавки или предварительного упрочнения таких поверхностей материалами переменного состава, в соответствии с фактическими изменениями линейных размеров.

В разное время были предложены способы наплавки слоев в шахматном порядке и многодуговой наплавки с применением высокоуглеродистых проволок и легирующих флюсов [1, 2]. Недостатком таких схем является потребность в замене электродного материала для достижения переменности состава и свойств, необходимость изменения скорости подачи проволоки, а также сомнительное постоянство удельного объема металла, наносимого по длине валика или площади поверхности.

Практика дуговой наплавки с предварительным внесением дополнительных материалов позволила решить ряд задач по повышению износостойкости наплавленного металла. Было предложено несколько подобных схем, реализованных при дуговой наплавке [3–9]. Наиболее эффективными из них, на основе полученных данных твердости и износостойкости, можно считать следующие схемы: 1 — нанесение углеродных волокон на тела вращения; 2 — введение в сварочную ванну нанопорошков  $\text{SiO}_2$ ; 3 — нанесение на обрабатываемую поверхность смеси  $\text{SiO}_2 + \text{Fe}$  в виде шихты. При схеме 1 углеродные волокна наносились по образующей, что позволило получить твердость  $HRC\ 60...65$  и снизить потерю массы в 2,7 раза. Схема 2 предусматривала перемешива-

ние нанопорошков с флюсом. С применением такой схемы получили твердость наплавленного металла  $HRC\ 42$  при снижении потери массы в 6 раз. Наплавка по схеме 3 позволила снизить потерю массы в 2,5 раза при твердости  $HRC\ 20$ .

С точки зрения лучшего перехода вносимых легирующих материалов в наплавленный металл наиболее эффективной следует считать схему 3: размещение дополнительных порошков на периферии валика способствует лучшему сохранению материала из-за более низких температур в этой зоне.

Учитывая перспективность введения легирующих материалов в сварочную ванну и их роль в структурных преобразованиях и улучшении механических свойств металла, актуальным представляется выявление эффекта от состава и способа предварительной фиксации таких материалов при дуговых сварочных процессах.

Цель работы — определение эффективности различных схем дополнительного внесения при дуговой наплавке легирующих порошковых материалов на изменения структуры и твердости наплавленного металла как по абсолютной величине, так и по зонам наносимых валиков.

Для изучения влияния состава дополнительных материалов на свойства наплавленного металла было решено выбрать пастообразную эмульсию TiC и волокна фуллерена  $\text{C}_{60}$ . Такой выбор обоснован влиянием упомянутых выше материалов на свойства металла: TiC является самым твердым среди существующих карбидов (20000 МПа) [10], а  $\text{C}_{60}$  повышает микротвердость сварных соединений [11]. Материал вводился в виде полос, локально, на периферию запланированного валика. Это обусловлено тем, что суще-



ствует риск выгорания материалов в случае расположения их непосредственно под дугой. Для фиксации эмульсии TiC применяли два варианта: использование пасты в чистом виде и фиксация с помощью грунтовки ГФ-021. Наплавку выполняли с перекрытием одиночных валиков, на пластины из стали 20 под флюсом АН-348А проволокой Св-08А диаметром 3 мм на установке типа АДС-1000. Параметры режима следующие: сварочный ток  $500 \pm 10$  А, напряжение на дуге  $30 \pm 1$  В, скорость наплавки 25...35 м/ч, эксцентриситет наложения слоев материала 5...8 мм. Для исследования твердости наплавленного металла вырезались образцы толщиной 20 мм. Для всех схем режимы оставались неизменными.

При проведении экспериментов применяли центральный композиционный ротатбельный план 2-го порядка для двух факторов — погонной энергии  $q_{\text{пог}}$  Дж/мм, и удельных расходов материала  $n$ , г/пог. мм. Измерения твердости проводили на твердомере ТК-2. Акцент был сделан на значениях твердости на периферии и в нижней части валика. Измерение именно в этих участках было проведено для выявления локализации зон повышенной твердости. Обработка экспериментальных данных проводилась с помощью математического пакета STATISTICA 7.0. Результаты экспериментов приведены в таблице.

На основе обработанных данных были получены регрессионные зависимости:

$$HV_{\text{перекрытие}} = 282,1948 - 0,007q - 489,5833n, \quad (1)$$

$$HV_{\text{периферия}} = 270,2357 - 0,016q - 41,6667n, \quad (2)$$

$$HV_{\text{нижняя часть}} = 354,1273 - 0,0598q + 562,5n. \quad (3)$$

Данные уравнения позволяют расчетным путем спрогнозировать значения твердости в разных участках наплавленного валика на основе погонной энергии и ожидаемых удельных расходов.

При анализе построенных графиков зависимостей (рис. 1) было установлено, что:

- существенному повышению твердости на периферии валика способствует увеличение погонной энергии до 1800...1900 Дж/мм и удельных расходов до  $0,8 \cdot 10^{-2}$ ... $1,6 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм. Это может быть связано с высоким коэффициентом перехода дополнительного материала в наплавленный металл при обеспечении умеренных его расходов и высоком тепловложении. Такой вывод базируется на том, что увеличение удельных затрат в пределах  $1,6 \cdot 10^{-2}$ ... $3,2 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм при тех же значениях тока, напряжения и скорости сварки приводило к снижению твердости;

- в нижней части валика существенное увеличение твердости наблюдается при погонной энер-

Результаты экспериментов

Номер об- разца	Погонная энергия $q_{\text{пог}}$ , Дж/мм	Удельные расходы материалов $n$ , г/пог. мм	НВ		
			на пери- ферии валика	в месте пере- крытия	в нижней части
1	1848	0,032	192	187	187
2	1848	0	255	293	241
3	1314	0,032	293	302	262
4	1314	0	241	229	277
5	1536	0,032	248	255	277
6	1536	0	241	269	262
7	1848	0,016	293	302	262
8	1314	0,016	241	262	241
9	1536	0,016	192	269	255

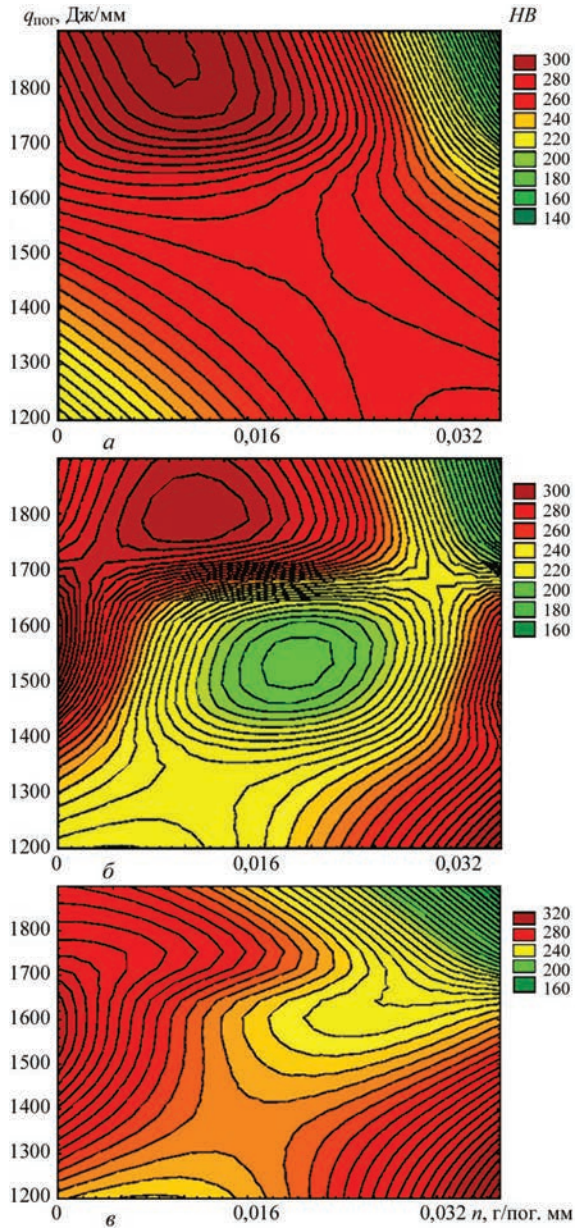


Рис. 1. Зависимость твердости от погонной энергии и удельных расходов: а — в зоне перекрытия; б — на периферии валика; в — в нижней части валика

гии в пределах 1200...1300 Дж/мм и удельных затратах  $1,6 \cdot 10^{-2}$ ... $3,2 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм. Данные зна-

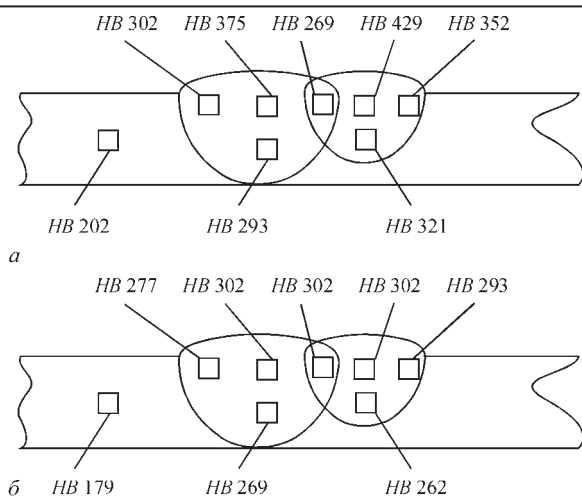


Рис. 2. Результаты измерения твердости металла, наплавленного с разными способами фиксации дополнительных материалов: *а* — при фиксации TiC с помощью грунтовки; *б* — при фиксации TiC в чистом виде

чения подтверждают сформулированный выше вывод, что для обеспечения лучшей сохранности дополнительных материалов, с целью достижения максимального эффекта от локальной фиксации, нужно обеспечивать удельные расходы, обратно пропорциональные тепловложению.

Максимальные значения твердости получены при введении TiC: на периферии — HV 293, в зоне перекрытия — HV 302 и в нижней части валика — HV 277 при твердости основного металла HV 197.

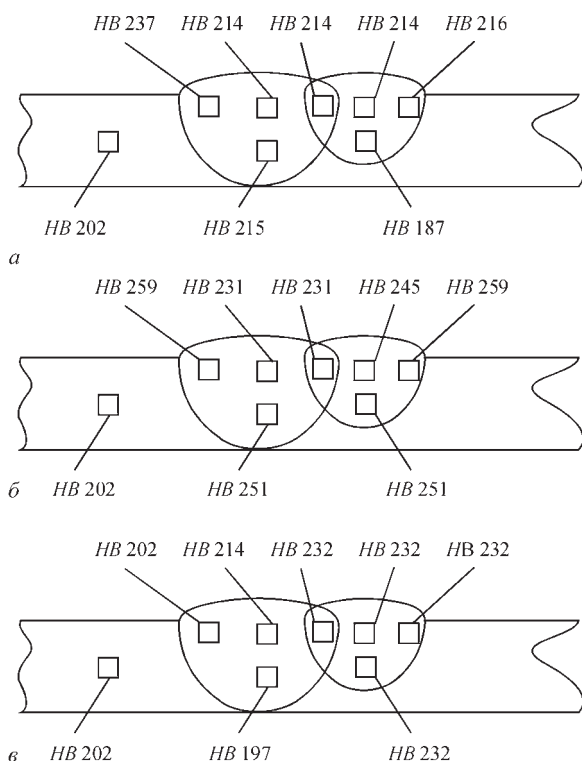


Рис. 3. Результаты измерения твердости металла, наплавленного с разными способами фиксации дополнительных материалов: *а* — локальное введение фуллерена; *б* — локальное введение смеси TiC + GF-021; *в* — сплошное введение TiC + GF-021

Таким образом, были установлены оптимальные параметры и удельные расходы материалов для максимального эффекта от наплавки с предварительной их фиксацией. Однако при данных условиях не происходит локализации зон повышенной твердости. Учитывая это, было проведено сравнение схем фиксации эмульсии TiC с грунтовкой GF-021 и в чистом виде. Для адекватности сравнения обеспечивались удельные расходы материала  $1,6 \cdot 10^{-2}$  г/мм.

Разницу воздействий способа фиксации на распределение твердости в сечении наплавленного металла при погонной энергии 1800 Дж/мм и удельных затратах  $1,6 \cdot 10^{-2}$  г/мм продемонстрировано на рис. 2.

Результаты измерения твердости в сечении наплавленного валика свидетельствуют о том, что локализации зоны упрочнения способствует фиксация материала с помощью GF-021. Добавление же суспензии TiC в чистом виде приводит к большему выгоранию материала. Наблюдается лишь незначительное повышение твердости в местах фиксации по сравнению с другими зонами.

Для сравнения эффекта от добавления фуллерена C<sub>60</sub> и TiC наплавлились образцы на параметрах режима, приведенных выше, при  $n = 0,8 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм. Измерения твердости обнаружили следующее ее распределение (рис. 3)

Как видно из рис. 3, наиболее существенное влияние на твердость наплавленного металла оказывает TiC. Локальное его внесение с фиксацией грунтовкой обеспечивает максимальный рост твердости в местах добавления. При сплошном внесении TiC и при введении волокон фуллерена C<sub>60</sub> наблюдаются более низкие значения твердости. Такой результат связан, очевидно, с выгоранием материалов. Таким образом, лучшей сохранности материала способствует предварительная фиксация материалов на периферии. Более эффективным материалом для повышения твердости металла является карбид титана.

Из наплавленных заготовок были изготовлены образцы для исследования микроструктуры. Анализ микроструктуры проводили на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO50. Сравнивая строения валиков (рис. 4), наплавленных с предварительной фиксацией фуллерена грунтовкой (*а*), TiC в чистом виде (*б*) и со смесью TiC + GF-021 (*в*), можно сделать вывод, что наиболее существенно на структурных преобразованиях сказывается именно последний вариант предварительного внесения. Для металла, наплавленного с таким сочетанием, характерна мартенситная структура (*в*). В местах введения смеси карбида титана с грунтовкой наблюдаются более крупные



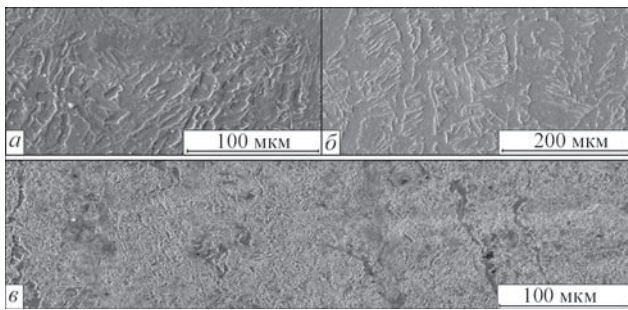


Рис. 4. Структура металла, наплавленного с локальным внесением: а —  $C_{60}$  + ГФ-021; б — TiC; в — TiC + ГФ-021

частицы карбидов, чем в случаях введения  $C_{60}$  + ГФ-021 (а) и TiC (б).

Карбидные включения максимального размера наблюдаются на краю валика (рис. 4, в).

Таким образом, указанное выше свидетельствует о том, что различные способы предварительной фиксации оказывают неодинаковое влияние на структуру и свойства наплавленного металла.

Спектр проблем, которые могут быть решены предварительным нанесением дополнительных материалов, не ограничивается только вопросами износостойкой наплавки. В перспективе такую схему представляется возможным опробовать при сварке разнородных сталей.

## Выводы

1. Установлено, что предварительная фиксация дополнительных материалов является эффективным методом дифференциации химического состава и свойств наплавленного металла в пределах отдельных валиков.

2. Учитывая показатели достигнутой твердости и ярко выраженную структурную и механическую неоднородность, наиболее эффективным является предварительное локальное внесение TiC с фиксацией грунтовкой ГФ-021. Это связано с защитным влиянием грунтовки и достигнутой локализацией зоны упрочнения.

3. Эффективность применения TiC + ГФ-021 в качестве дополнительного укрепляющего материала подтверждают полученные значения твердости: в месте внесения, при твердости основного металла HB 202, TiC позволяет повысить твердость на 57 ед. при удельных затратах карбида  $0,8 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм и на 100...150 ед. при  $1,6 \cdot 10^{-2}$  г/пог. мм. Это на 22 ед. выше, чем при фиксации грунтовкой фуллерена  $C_{60}$ .

## Список литературы

1. Шенфельд В.Й. (2014) Підвищення зносостійкості сталевих деталей наплавленням з використанням вуглецевих волокнистих матеріалів: дис. ... канд. тех. наук. Вінниця, Вінницький національний технічний університет.
2. Перемитко В.В. (2014) Износостойкая наплавка по слою легирующей шихты. *Автоматическая сварка*, **8**, 56–59.

3. Перемитко В.В., Панфилов А.И. (2017) Дуговая наплавка слоев металла переменного состава и различной твердости. *Там же*, **7**, 48–52.
4. Кузнецов В.Д., Степанов Д.В. (2015) Структура и свойства металла сварного шва, модифицированного наноксидами. *Там же*, **6-7**, 19–24.
5. Кузнецов В.Д., Степанов Д.В. (2015) Износостойкая наплавка с вводом в сварочную ванну нанопорошков. *Там же*, **5 6**, 54–56.
6. (2017) Спосіб електродугового зварювання та наплавлення з введенням у зварювальну ванну наноконцентів, Україна, Пат. 116167, МПК B23/K 9/16, B23/K 9/18, B82Y40/00.
7. (2017) Спосіб електродугового зварювання та наплавлення з введенням у зварювальну ванну наноконцентів, Україна, Пат. 115309, МПК B23/K 9/16, B82Y40/00.
8. Лещинский Л.К., Гулаков С.В., Степнов К.К., Носовский Б.И. (1985) Вальки с наплавленным слоем новой конструкции повышают эффективность работы прокатных станов. *Наплавка. Опыт и эффективность применения*. Гладкий П.В. (ред.), Киев, сс. 17–20.
9. Яриза-Стеценко А.В. (2012) Вдосконалення технології дугового наплавлення шару змінного хімічного складу легуванням його з флюсу: автореф. дис...канд. техн. наук. Краматорськ.
10. Рябцев И.А., Панфилов А.И., Бабинцев А.А. и др. (2015) Структура и износостойкость при абразивном изнашивании наплавленного металла, упрочненного карбидами различных типов. *Автоматическая сварка*, **5 6**, 84–88.
11. Головки В.В., Кузнецов В.Д., Фомичов С.К., Лобода П.И. (2016) *Нанотехнології у зварюванні низьколегованих високоміцних сталей*. Київ, НТТУ «КПІ», Вид-во «Політехніка».

## References

1. Shenfeld, V.J. (2014) *Improvement of fatigue resistance of steel parts by surfacing using carbon fiber materials*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Vinnytsya, VNTU [in Ukrainian].
2. Peremitko, V.V. (2014) Wear-resistant arc surfacing over the layer of alloying charge. *The Paton Welding J.*, **8**, 54–57.
3. Peremitko, V.V., Panfilov, A.I. (2017) Arc surfacing of layers of metal of varying composition and hardness. *Ibid.*, **7**, 38–42.
4. Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Structure and properties of weld metal modified with nanooxides. *Ibid.*, **11**, 10–16.
5. Kuznetsov, V.D., Stepanov, D.V. (2015) Wear-resistant surfacing with feeding of nanopowders to weld pool. *Ibid.*, **5 6**, 47–51.
6. (2017) *Method of electric arc welding and surfacing with feeding of nanocomponents to weld pool*. Ukraine Pat. 116167, Int. Cl. B23/K 9/16, B23/K 9/18, B82Y40/00 [in Ukrainian].
7. (2017) *Method of electric arc welding and surfacing with feeding of nanocomponents to weld pool*. Ukraine Pat. 115309, Int. Cl. B23/K 9/16, B82Y40/00 [in Ukrainian].
8. Leshchinsky, L.K., Gulakov, S.V., Stepnov, K.K., Nosovsky, B.I. (1985) Rolls with deposited layer of new design improve the efficiency of mills operation. In: *Surfacing. Experience and efficiency of application*. Ed. by P.V. Gladky, Kiev, pp. 17–20 [in Russian].
9. Yariza-Stetsenko, A.V. (2012) *Improvement of arc surfacing technology of variable chemical composition by its alloying from flux*. In: Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree. Kramatorsk [in Ukrainian].
10. Ryabtsev, I.A., Panfilov, A.I., Babinets, A.A., Ryabtsev, I.I. et al. (2015) Structure and abrasive wear resistance of deposited metal hardened with carbides of different types. *The Paton Welding J.*, **5 6**, 78–82.
11. Golovko, V.V., Kuznetsov, V.D., Fomichov, S.K., Loboda, P.I. (2016) *Nanotechnologies in welding of low-alloy high-strength steels*. Kyiv, NTUU KPI, Politehnika [in Ukrainian].



## ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО НАНЕСЕННЯ ЛЕГУЮЧИХ ПОРОШКІВ НА СТРУКТУРУ ТА ТВЕРДІСТЬ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ

В.В. Перемитько, І.В. Коломоєць, В.І. Сухомлін

Дніпровський державний технічний університет.

51918, м. Кам'янське, Дніпропетровська обл., вул. Дніпробудівельна, 2

Розглянуто ефективність використання різних схем попереднього нанесення легуючих порошоків на структуру та твердість металу наплавленого дуговим методом. Встановлено оптимальні параметри процесу та питомі витрати додаткових (легуючих) матеріалів із попередньою їх фіксацією. Найбільші показники твердості наплавленого металу досягаються при локальному внесенні TiC з фіксацією ґрунтовкою ГФ-021. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 4.

*Ключові слова:* дугове наплавлення, легуючі порошки, схеми долегування, фіксація додаткових матеріалів, режими наплавлення, структура, твердість

## EFFECT OF PRELIMINARY APPLICATION OF ALLOYING POWDERS ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF DEPOSITED METAL

V.V. Peremitko, I.V. Kolomoets, V.I. Sukhomlin

Dniprovsk State Technical University, 2 Dneprostroevskaya Str., Kamenskoe, Dnepropetrovskaya region, Ukraine

Considered was efficiency of application of different schemes of additional alloying of deposited in arc process metal on change of its structure and hardness. The optimum parameters of the process and specific consumption of additional (alloying) materials with their preliminary fixing were determined. The highest indices of hardness of deposited metal are reached during local addition of TiC with fixation by GF-021 primer. 11 Ref., 1 tabl. 4 Fig.

*Keywords:* arc surfacing, alloying powders, additional alloying scheme, fixation of additional materials, surfacing mode, structure, hardness

Поступила в редакцію 31.05.2019

# XVIII МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2019

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

19 - 22  
листопада

МЕТАЛЛО-  
ВИБІВКА

УКРЗАРИВАННЯ

ГІДРАВЛІКА  
ПНЕУМАТИКА

ПІДШИПНИКИ

УКРТОР

УКРЛІФТО

УКРІРИДИ  
АВТОМАТИЗАЦІЯ

ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ  
СТАЛЮНИ, ПРИЛАДИ

ЛІФТОВО-ТРАНСПОРТНЕ  
СКЛАДСЬКЕ ОБЛАДНАННЯ

БЕЗПЕКА  
ВИРІБНИЦТВА



**ОРГАНІЗАТОР:**  
**Міжнародний виставковий центр**

Генеральний  
інформаційний партнер:

ОБЛАДНАННЯ  
ІНСТРУМЕНТИ

Ексклюзивний  
медіа партнер:

ЖУРНАЛ  
ГОЛОВНОГО  
ІНЖЕНЕРА

Технічний  
партнер:

RentMedia



**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.mvc.ukr  
www.tech-expo.com.ua

# ЭКОНОМИКО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ОБЗОР МИРОВОГО И РЕГИОНАЛЬНЫХ РЫНКОВ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

**А.А. Мазур, О.К. Маковецкая, С.В. Пустовойт, В.С. Петрук**

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Электродуговая сварка является одной из базовых технологий индустриальной экономики, с помощью которой создается значительная доля ВВП промышленно развитых стран. В таких странах наблюдается устойчивое развитие сварочного производства – рост потребления конструкционных материалов, появление на рынке новых материалов, технологий и оборудования для сварки. Основным конструкционным материалом для изготовления сварных конструкций является сталь (ее доля свыше 90 %). Состояние индустрии производства стали и сплавов во многом определяет динамику развития сварочного производства. В статье приведена экономико-статистическая информация о развитии мирового производства и потребления стали, динамике мирового рынка сварочных материалов, анализ которых позволяет сделать вывод об увеличении объемов сварочного производства в мире в обозримом будущем и росте спроса на сварочные материалы. Рост потребления сварочных материалов в мире во многом определяется темпами развития сварочного производства в Китае, намного опережающего в этом отношении остальные страны и регионы. Развитие сварочного производства приводит к постепенному сокращению доли ручной дуговой сварки и более широкого применения полуавтоматической и автоматической сварки, постоянно повышается уровень механизации и автоматизации дуговой сварки как в отдельных странах, так и в мире в целом. Библиогр. 8, табл. 5, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварка, сварочное производство, конструкционные и сварочные материалы, технологии, производство стали, рынок, состояние, перспективы

Уже многие века сварка показала себя как гибкая технология создания неразъемных соединений, органично вписываясь в каждый новый виток научно-технического прогресса. Невозможно представить современную цивилизацию без сварки и родственных ей процессов. Если бы вдруг распались все сварные, паянные и другие неразъемные соединения, человечество осталось бы без большинства машин, механизмов, приборов, связи, транспорта, энергетики, зданий и сооружений.

Электродуговая сварка в XX веке стала одной из базовых технологий индустриальной экономики. Отсюда внимание, которое уделяется в мире развитию сварочной науки и техники.

По оценке отечественных и зарубежных специалистов в обозримом будущем все большее значение получают новые способы сварки с использованием высококонцентрированных источников тепла или вообще без расплавления металла, но, тем не менее, дуговая сварка сохраняет свои ведущие позиции (табл. 1).

Основными конструкционными материалами для сварных конструкций являются сталь (93...95 %), алюминий, титан и др. цветные металлы и пластмассы (суммарно 5...7 %), поэтому развитие индустрии производства стали является одним из главнейших факторов, определяющих состояние и динамику развития сварочного производства не только сегодня, но и в обозримом будущем (рис. 1, кривая 1). Ни один другой материал не имеет такого сочетания прочности, пластичности, гибкости и стоимости, как

сталь. Вся производимая сталь становится ресурсом с неограниченным циклом использования и может быть повторно переработана.

Несмотря на то, что индустрия производства стали сталкивается с большим количеством пре-

**Таблица 1.** Перспективы развития европейского рынка сварочной техники и технологий на ближайшие 10 лет

Технологический сектор рынка	Без изменений или незначительный прирост	Прирост	Значительный прирост
Дуговая сварка плавящимся электродом		X	
Дуговая сварка неплавящимся электродом	X	X	
Дуговая сварка под флюсом или электрошлаковая сварка	X	X	
Плазменно-дуговая сварка	X	X	
Лазерная сварка		X	X
Электронно-лучевая сварка		X	X
Контактная точечная и шовная сварка	X	X	
Контактная стыковая сварка		X	X
Сварка трением	X	X	
Ультразвуковая сварка		X	X
Высокочастотная сварка		X	X
Пайка		X	
Склеивание		X	X
Механическое соединение	X	X	

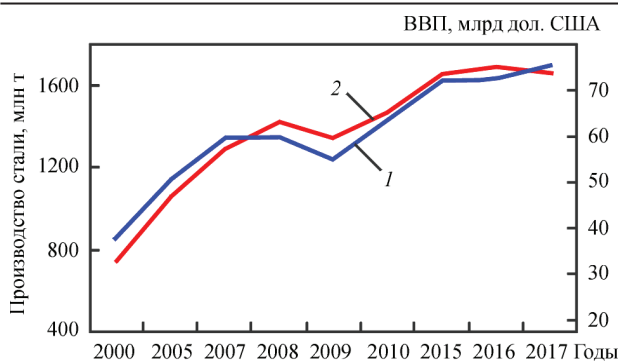


Рис. 1. Динамика производства стали (1) и ВВП (2) в мире

пятствий, таких, как избыточные мощности, волатильность сырьевых и энергетических рынков, риски протекционистской политики, сталь и в дальнейшем остается одним из наиболее важных материалов для современной экономики.

Возросло производство алюминия (рис. 2) и потребление алюминиево-магниевых сплавов, используемых в авиа- и ракетостроении.

Увеличивается сфера применения полиэтиленовых труб при строительстве большинства современных сетей различного назначения.

В мировом производстве стали занято более 4 млн работников, еще 4 млн человек заняты во вспомогательных отраслях. Индустрия производства стали является второй в мире по потреблению энергии, несмотря на то, что энергоёмкость ее производства за последние 30 лет сократилась на 50 %. Сталь является двигателем, который обеспечивает развитие мировой промышленности, а показатели отрасли отражают глобальную экономическую ситуацию [1, 2]. Общее влияние металлургической промышленности составляет 2,9 трлн дол. США добавленной стоимости и 96 млн рабочих мест по всему миру [3].

На рис. 1 показана тесная взаимосвязь между мировым производством стали и ВВП. За последнее десятилетие мировой объем выпуска стали увеличился в 1,7 раза, ВВП — более чем в 2 раза. В среднем на каждые 100 дол. США прироста ВВП необходимо изготовить 2 кг стали.

Итоги 2018 г. позволяют считать близкими к реальным цифрам прогноз как экспертов World Steel Association (WSA), так и Международного института чугуна и стали (IISI) о росте к 2025 г.

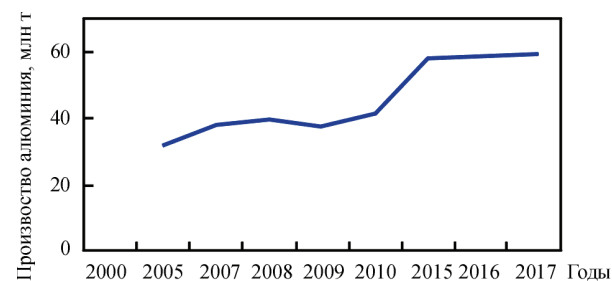


Рис. 2. Динамика производства алюминия в мире

до 2,5 млрд т в год спроса на стальной прокат и о среднегодовых темпах его роста, которые составят 3,7 % (рис. 3).

Согласно недавно опубликованным данным WSA мировое производство стали в 2018 г. выросло на 4,6 % по сравнению с 2017 г. и составило 1,809 млрд т [4]. При этом производство стали выросло почти во всех странах за исключением Евросоюза.

В Азии произведено 1,271 млрд т стали (+5,6 % по сравнению с 2017 г.), из них на Китай приходится почти 3/4 объема производства стали — 928,3 млн т (+6,6 %). При этом доля Китая в общемировом производстве составила 51,3 % (в 2017 г. — 50,3 %).

В Индии объем производства составил 106,5 млн т стали (+4,9 %), что позволило ей стать вторым производителем стали в мире после Китая, опередив Японию, которая произвела 104,3 млн т стали (–0,3 %). В Южной Корее произведено 72,5 млн т стали (+2 %).

Производство стали в регионе Среднего Востока составило 38,5 млн т (+11,7 %). Иран произвел 25 млн т стали в 2018 г. (+17,7 %), Турция — 37,3 млн т (–0,6 %).

Европейский союз произвел 168,1 млн т стали, что меньше на 0,3 % показателя 2017 г. В Германии выплавлено 42,4 млн т стали (–2%), в Италии — 24,5 млн т (+1,7 %), во Франции — 15,4 млн т (–0,7 %), в Испания — 14,3 млн т (–0,1 %).

Производство стали в Северной Америке в 2017 г. составило 120,5 млн т (+4,1 %), из них в США — 86,7 млн т, что на 6,2 % больше чем в 2017 г.

Производство стали в регионе стран СНГ незначительно выросло (на 0,3 %) до 101,3 млн т. Производство стали в России составило 71,7 млн т (+0,3 %), в Украине — 21,1 млн т (–1,1 %).

Выплавка стали в Южной Америке выросла по сравнению с 2017 г. на 1,3 % до 44,3 млн т, в том числе в Бразилии — на 1,1 % до 34,7 млн т.

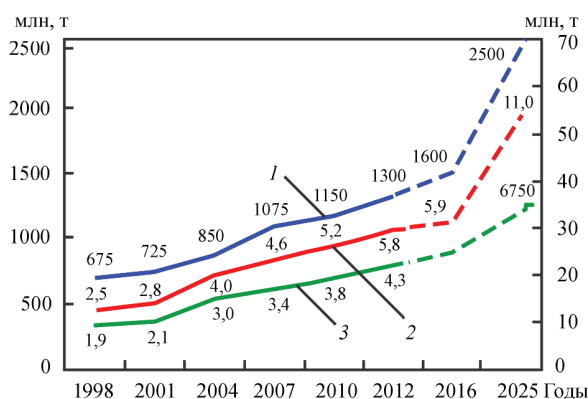


Рис. 3. Мировое потребление металлопроката (1), сварочных материалов (2) и наплавленного металла (3)





Рис. 4. Распределение мирового объема потребления стали по регионам (а), отраслям промышленности (б) и структура потребления по маркам стали (в)

Согласно данным [4], наибольший прирост выплавки стали отмечен во Вьетнаме (+23,2 %), в Иране (+17,7 %), Египте (+13,6%, при производстве 7,8 млн т), Китае (+6,6 %), США (+6,2 %), Индии (+4,9 %).

Произошли изменения позиций в рейтинге стран крупнейших производителей стали. Так, Индия заняла второе место вместо третьего в 2017 г., Южная Корея поднялась на пятое место. Россия в этом списке на шестом месте. Иран вошел в топ-10 производителей стали в мире, опередив Италию, Украина по итогам 2018 г. на тринадцатой позиции, а в 2016 г. была на десятой. Вьетнам занял семнадцатое место, опередив Польшу и Канаду, и вплотную приблизился по объемам производства стали к Испании.

Можно ожидать, что к 2025 г. объемы потребления металлопроката могут достигнуть 2500 млн т, сварочных материалов — 11 млн т. Основанием для такого утверждения могут служить приведенные на рис. 3 данные о мировом потреблении металлопроката, сварочных материалов и массы наплавленного при сварке металла за 1998–2012 гг., а также приведенные выше данные о росте к 2025 г. спроса на сталь.

На строительный сектор будет приходиться 48 % потребления стали, автомобилестроение — 11 %, производство технологических машин и оборудования (машиностроение) — 23 %.

На рис. 4 показано распределение мирового объема потребления стали по регионам, по отраслям промышленности и по маркам стали.

Структура потребления стального металлопроката по маркам стали свидетельствует о том, что 94,9 % металлопроката выпускается с использованием углеродистой и низкоуглеродистой стали — основного конструкционного материала, используемого при сварке.

До 2025 г. 90 % ожидаемого увеличения потребления стали обеспечат в основном следующие отрасли:

- ♦ строительство жилья, инфраструктурные проекты в странах с развивающейся экономикой (68 % роста);

- ♦ технологическое машиностроение (13 %);
- ♦ нефтегазовые и другие трубы (9 %).

Наиболее ярким примером, подтверждающим общую тенденцию зависимости между ростом потребления стали и общим экономическим уровнем стран, которым присущ высокий темп роста ВВП, является Китай (рис. 5).

В последние годы Китай имеет самый высокий и устойчивый темп прироста ВВП (8...10 %) и занимает первое место в мире по объему и темпам прироста производства и потребления стали. Его доля в мировом производстве стали, по итогам 2018 г., увеличилась до 51,3 %, а мировом потреблении — до 40 %.

Для сравнения в табл. 2 приведены данные за последние несколько лет о динамике производства и потребления стали в мире, а также по основным производителям и потребителям [5].

В мировой научно-технической литературе иногда смешивают два понятия: «сварочные материалы» и «материалы для сварки», что ведет к недоразумениям при сопоставлении статистических показателей. К первым относятся материалы, большая часть которых в процессе сварки переходит в состав металла сварного шва (для дуговой сварки это сплошные и порошковые электроды, флюсы), а вторые — это защитные активные и инертные газы и другие материалы, в том числе вспомогательные, которые принимают участие в обеспечении процессов сварки.

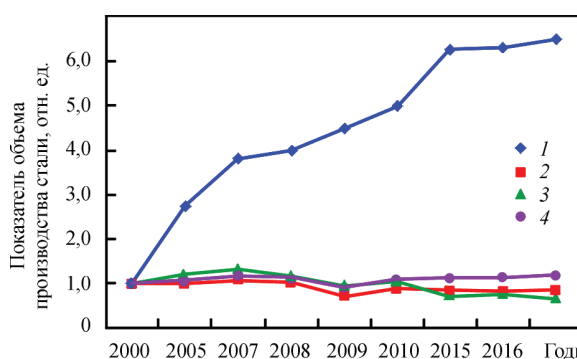


Рис. 5. Производство стали в Китае, Украине и мире (показатели объема производства за 2000 г. приняты за единицу): 1 — Китай; 2 — ЕС; 3 — Украина; 4 — весь мир без Китая

Таблица 2. Динамика производства и потребления стали, млн т

	Производство				Потребление			
	2015 г.	2016 г.	2017 г.	2018 г.*	2015 г.	2016 г.	2017 г.	2018 г.
Мир, всего	1623	1605	1630	1650...1670	1506	1500	1520	1540...1560
Азия* <sup>1</sup>	1075	1055	1070	1080-1090	900	1000	1050	1060...1070
Китай	8004	808	810	790...820	675	645	630	620...650
Америка* <sup>2</sup>	160	155	162	165...175	170	160	165	165...180
США	80	79	80	80...82	96	95	98	100...102
Европа* <sup>3</sup>	200	202	200	198...205	157	196	198	195...200
ЕС28	169	162	164	162...165	145	155	158	155...160

Примечание. \* – Предварительная оценка; <sup>1</sup> – Япония, Китай, Республика Корея, Турция, Индия; <sup>2</sup> – Северная и Латинская Америка; <sup>3</sup> – Европа без стран СНГ.

Можно спорить об отнесении к сварочным материалам сварочных флюсов, но это сложившаяся у нас практика. Поэтому в дальнейшем мы будем использовать именно такое толкование термина «сварочные материалы», хотя в ряде стран национальная статистика учитывает именно «материалы для сварки», что следует иметь в виду при международных сопоставлениях соответствующих показателей.

В стоимостном объеме мирового рынка сварочной техники, по оценке специалистов фирмы «ESAB», сварочные материалы в 2006 г. составляли 45 против 55 % сварочного оборудования. В настоящее время стоимостный объем мирового рынка сварочных материалов составляет 60 % всего объема рынка сварочной техники (табл. 3).

Годовой доход рынка сварочных материалов в 2016 г. составил более 20 млрд дол. США, в ближайшие годы ожидается его рост и к 2022 г. может превысить 32 млрд дол. США (рис. 6).

Сопоставляя динамику объемов рынков сварочного оборудования и сварочных материалов, следует отметить, что рынок оборудования более подвержен взлетам и падениям, чем рынок материалов. Поэтому целый ряд фирм и предприятий, специализированных на выпуске сварочного оборудования, начинает выпускать также и сварочные материалы. В ближайшие годы основными драйверами увеличения потребления сварочных материалов будет реализация крупных проектов в ряде металлоемких отраслей промышленности, в том числе:

- энергетика — 9 %;
- судостроение — 11 %;
- нефтегазовая отрасль — 12 %;
- строительство — 20 %;
- автомобилестроение — 23 %;
- др. отрасли — 25 %.

Мы обычно сопоставляем наши данные с японскими данными, публикуемыми в журнале «The Japan Welding News For The World», чтобы быть уверенными в их достоверности. Эти данные в достаточной степени близки к тем результатам, которые мы получаем в ходе своих исследований. Достоинство японских данных заключается в более широком охвате регионов и, самое главное, в регулярности и оперативности опубликования в печати (рис. 7).

Мировой объем потребления сварочных материалов (табл. 4) [6–8], который в 2010 г. составил 5,5 млн т, к 2016 г. вырос на 4,2 % и достиг 6 млн т.

Рост мирового объема потребления сварочных материалов определялся, в первую очередь, темпами развития сварочного производства Китая, который намного опережает в этом отношении остальные регионы. На Китай в 2016 г. приходилось 51,7 % всего мирового потребления сварочных материалов (3200 тыс. т). Далеко отстали страны ЕС — 8,9 % (550 тыс. т) и Северная Америка (США, Канада, Мексика) — 6,9 % (430 тыс. т).

От 300 до 200 тыс. т в год потребляют Япония (283 тыс. т), АСЕАН (280 тыс. т), Индия (270 тыс. т), Корея (240 тыс. т), страны СНГ (230 тыс. т), Латинская Америка (210 тыс. т).

Таблица 3. Мировой рынок сварочной техники (по итогам 2017 г.)

Регион	Оборудование, млрд дол. США	Сварочные материалы, млрд дол. США	Всего, млрд дол. США	Доля рынка, %
Северная Америка	1,7	3,0	4,7	23
Европа	1,6	3,6	5,2	25
Азия	3,4	5,8	9,2	44
Южная Америка	0,6	1,0	1,6	8
Всего	7,2	12,4	20,7	100

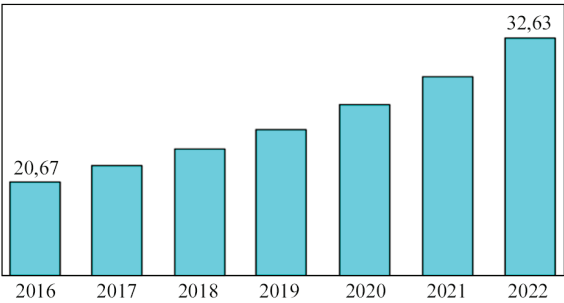


Рис. 6. Годовой доход рынка сварочных материалов, млрд дол. США

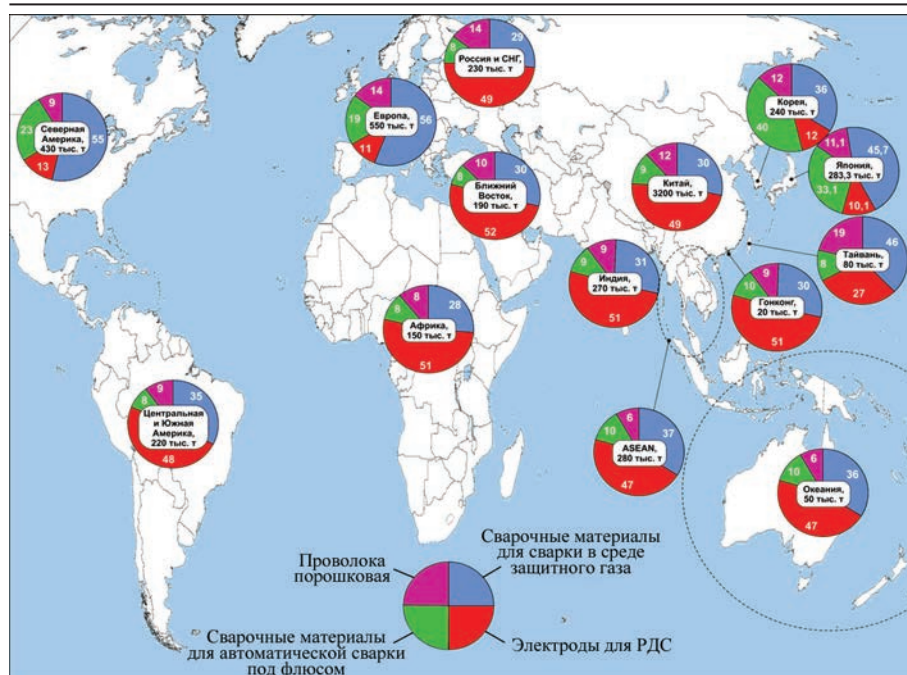


Рис. 7. Потребление сварочных материалов в регионах и странах мира (2016 г.)

Ближний и Средний Восток (190 тыс. т), Африка (150 тыс. т). Замыкают этот список регионов Тайвань (80 тыс. т) и прочие более мелкие страны с суммарным потреблением 70 тыс. т.

Наличие достоверной и полной информации об объемах потребления сварочных материалов позволяет определить видовую структуру применяемых в мире, регионах и в конкретной стране способов дуговой сварки плавлением.

Обычно в качестве критерия используется масса наплавленного металла, с помощью которого в процентах определяется доля ручной дуговой сварки покрытыми электродами (РДС), сварки сплошной электродной проволокой в защитных

газах ( $\text{CO}_2$ ), сварки порошковой проволокой (ПП) и автоматической сварки под флюсом (АФ).

Информация, приведенная в табл. 5, свидетельствует о том, что доля ручной дуговой сварки, составлявшая в 1965 г. в ведущих странах 80...90 %, за 25 лет снизилась вдвое и в 1990 г. была на уровне 35...45 %.

Супероптимисты технического прогресса в сварочном производстве настаивали тогда, что за следующие 25 лет доля ручной дуговой сварки покрытыми электродами практически будет равна нулю или незначительно выше.

Мы в своих прогнозах считали, что этот способ сварки и в обозримом будущем будет иметь право на существование, а его доля составит около 20 %. Как видим, в прогнозах ошиблись не только супероптимисты, но и мы — на сегодня доля ручной дуговой сварки в Японии составляет 7,3 %, в ЕС — 8,9 %, в Южной Корее — 9,6 % и в Северной Америке (США, Канада и Мексика) — 10,3 %. В целом по миру доля ручной дуговой сварки постоянно снижается и сейчас составляет 33,7 %, в основном за счет Китая (43,7 %), Индии (45 %), СНГ (44 %) и остальных стран, где доля ручной дуговой сварки составляет 22...52 %.

Таблица 4. Объем и структура потребления сварочных материалов на основных мировых рынках

Регион/страна	Покрытые электроды, %		Сплошная проволока, %		Порошковая проволока, %		Материалы для сварки под флюсом, %		Всего, тыс. т	
	2010	2016	2010	2016	2010	2016	2010	2016	2010	2016
Китай	57	40	26	37	6	12	11	11	2 700	2 800
Европа	12	10	56	54	18	23	14	13	540	540
Северная Америка	15	11	54	55	22	24	9	10	410	480
Япония	11	9	42	43,5	35	37,2	12	10,3	289	263,4
Страны АСЕАН	51	42	35	39	8	13	6	6	260	290
Корея	14	11	34	38	40	39	12	12	210	230
Россия и страны СНГ	56	45	26	33	5	8	13	14	200	220
Индия	59	45	26	36	7	10	8	9	250	310
Центральная и Южная Америка	53	44	32	37	6	11	9	8	185	210
Средний Восток	59	46	26	35	5	9	10	10	160	200
Африка	62	49	25	33	5	9	8	9	130	150
Тайвань	29	25	46	46	18	20	7	9	70	90
Океания	49	43	36	38	6	10	9	9	50	60
Всего									5 474	5 900



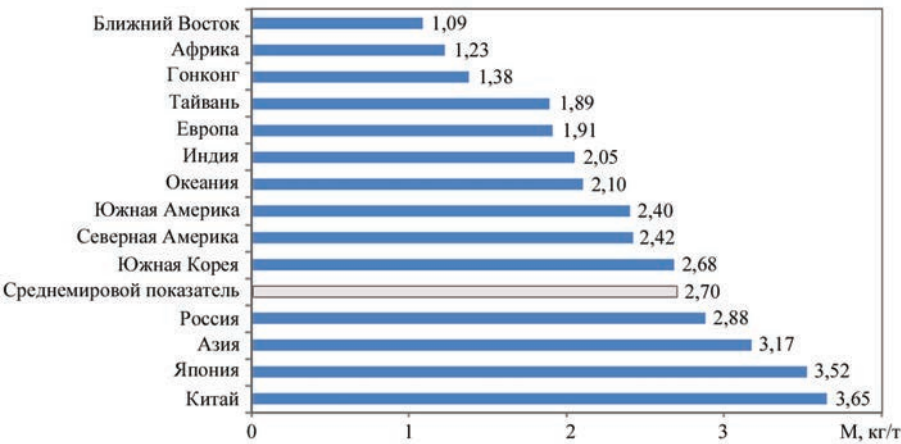


Рис. 8. Региональные показатели массы наплавленного металла при сварке на одну тонну стали М, кг/т

Таблица 5. Структура способов дуговой сварки по миру, регионам и странам, (% по наплавленному металлу)

Страна/Регион	РДС	СО <sub>2</sub>	ПП	АФ
Мир	33,7	44,4	14	7,9
Китай	43,7	38,4	9,3	8,7
ЕС	8,9	63,9	19,1	8,1
США	10,3	61,5	22,1	6,2
Япония	7,3	49,5	35,9	7,3
Индия	45	39,4	9,2	6,5
Корея	9,6	43	40	7,5
Россия	44	38,7	7,1	10,3
Украина	48,9	32,5	1,4	14,2
Латинская Америка	41,8	30,9	8	6,4
Средний Восток	46,5	38,5	8,2	7,3
Африка	51,2	36,2	7,1	5,9
Тайвань	21,6	54,8	18,8	5,2
Прочие	44,4	42,5	7,7	6,8
ACRAN	40,3	45,8	10,1	4,2

Доля сварки в защитных газах в целом по миру составляет 44 %. Лидерами в использовании этого способа сварки являются ЕС (63,9 %), США (61,4 %), Тайвань (54,8 %) и Япония (49,5 %). Лидерами в использовании сварки порошковой проволокой являются Южная Корея (40 %), Япония (35,9 %) и США (22,1 %). В целом по миру сварка порошковой проволокой составляет 14 %.

Автоматическая сварка под флюсом, которая в целом по миру составляет всего 7,9 % наплавленного при сварке металла, наиболее широко применяется в Китае (8,7 %) и в ЕС (8,1 %). За последние 40 лет доля автоматической сварки под флюсом практически стабильна, ее колебания составили: в ЕС от 6 до 8,1 %; в США от 9 до 6,2 %; в Японии от 9 до 7,3 %.

На рис. 8 приведены удельные показатели массы наплавленного при сварке металла (кг на тонну стали). Эти данные с учетом приведенных выше региональных показателей потребления металла и долей используемых способов сварки позволя-

ют с достаточной степенью точности определять запрос рынка конкретной страны (и/или региона) на нужные ей сварочные материалы, что, в свою очередь, необходимо для разработки бизнес-стратегии компаний-производителей сварочных материалов.

В заключение необходимо отметить, что сварка в обозримой перспективе является базовой технологией во многих отраслях промышленности и

строительстве. Для промышленно развитых стран характерна достаточно устойчивая динамика развития сварочного производства и сварочного рынка, которая определяется стабильным ростом потребления конструкционных материалов и расширением их ассортимента, а также появлением на сварочном рынке новых прогрессивных материалов, технологий и оборудования для сварки и связанных с ней процессов.

Экономико-статистическая информация о состоянии и перспективах развития мирового производства и потребления стали — основного конструкционного материала при изготовлении сварных металлоконструкций, а также динамика мирового рынка сварочных материалов позволяют утверждать, что объемы мирового сварочного производства в ближайшем будущем будут расти. Соответственно, невзирая на временные кризисные явления на отдельных региональных рынках, будет расти спрос на сварочные материалы. Уровень механизации и автоматизации сварочных работ, который определяется, главным образом, объемом применения ручной дуговой сварки, постоянно повышается за счет сокращения ее доли и роста массы наплавленного металла с помощью полуавтоматической и автоматической сварки в среде защитных газов, автоматической под флюсом, а также порошковой проволокой.

Список литературы

- 1. World Steel Association. Режим доступа: <https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/statistics/Steel-industry-economic-impact.html>
- 2. World Steel Association. Режим доступа: <https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr:fd44918-de3b-455b-9083-f770afa4a214/OE%2520Executive%2520Summary.pdf>
- 3. Аскеров Э. Экономическое влияние мировой сталелитейной промышленности. Режим доступа: <https://www.worldsteel.org/media-centre/blog/2019/economic-impact-of-the-global-steel-industry.html>
- 4. World Steel Association. Режим доступа: <https://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2019/Global-crude-steel-output-increases-by-4.6--in-2018.html>

5. *Металлургия в 2017 г.* Режим доступа: <https://wtcmoscow.ru/services/international-partnership/analitics/metallurgiya-v-2017-godu/>
6. (2012) Worldwide demand for welding consumables. *The Japan Welding News For The World*, 16, **9**, 5.
7. (2013) Worldwide demand for welding consumables. *Ibid*, 17, **6**, 6.
8. (2017) Worldwide demand for welding consumables. *Ibid*, 21, **79**, 5.
3. Askerov, E. (2019) *Economic influence of world steel industry*. <https://www.worldsteel.org/media-centre/blog/2019/economic-impact-of-the-global-steel-industry.html>
4. *World Steel Association*. <https://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2019/Global-crude-steel-output-increases-by-4.6--in-2018.html>
5. *Metallurgy in 2017*. <https://wtcmoscow.ru/services/international-partnership/analitics/metallurgiya-v-2017-godu/>
6. (2012) Worldwide demand for welding consumables. *The Japan Welding News For The World*, 16(**9**), 5.
7. (2013) Worldwide demand for welding consumables. *Ibid.*, 17(**6**), 6.
8. (2017) Worldwide demand for welding consumables. *Ibid.*, 21(**79**), 5.

## References

1. *World Steel Association*. <https://www.worldsteel.org/steel-by-topic/statistics/Steel-industry-economic-impact-.html>
2. *World Steel Association*. <https://www.worldsteel.org/en/dam/jcr:fd44918-de3b-455b-9083-f770afa4a214/OE%2520Executive%2520Summary.pdf>

## ЕКОНОМІКО-СТАТИСТИЧНИЙ ОГЛЯД СВІТОВОГО ТА РЕГІОНАЛЬНИХ РИНКІВ ЗВАРЮВАЛЬНИХ МАТЕРІАЛІВ

О.А. Мазур, О.К. Маковецька, С.В. Пустовойт, В.С. Петрук

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

Електродугове зварювання є однією з базових технологій індустріальної економіки, за допомогою якої створюється значна частка ВВП промислово розвинених країн. У таких країнах спостерігається сталий розвиток зварювального виробництва — зростання споживання конструкційних матеріалів, поява на ринку нових матеріалів, технологій та обладнання для зварювання. Основним конструкційним матеріалом для виготовлення зварних конструкцій є сталь (її частка понад 90 %). Стан індустрії виробництва сталі і сплавів багато в чому визначає динаміку розвитку зварювального виробництва. У статті наведено економіко-статистична інформація щодо розвитку світового виробництва та споживання сталі, динаміки світового ринку зварювальних матеріалів, аналіз яких дозволяє зробити висновок про збільшення обсягів зварювального виробництва в світі в доступному для огляду майбутньому і зростанні попиту на зварювальні матеріали. Зростання споживання зварювальних матеріалів в світі багато в чому визначається темпами розвитку зварювального виробництва в Китаї, набагато випереджаючого в цьому відношенні інші країни та регіони. Розвиток зварювального виробництва призводить до поступового скорочення частки ручного дугового зварювання і більш широкого застосування напівавтоматичного й автоматичного зварювання, постійно підвищується рівень механізації і автоматизації дугового зварювання як в окремих країнах, так і в світі в цілому. Бібліогр. 8, табл. 5, рис. 8.

*Ключові слова:* зварювання, зварювальне виробництво, конструкційні та зварювальні матеріали, технології, виробництво сталі, ринок, стан, перспективи

## ECONOMIC AND STATISTICAL REVIEW OF THE WORLD AND REGIONAL MARKETS OF WELDING MATERIALS

A.A. Mazur, O.K. Makovetskaya, S.V. Pustovojt, V.S. Petruk

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

E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Electric arc welding is one of the basic technologies of the industrial economy, with the help of which a significant share of the GDP in industrialized countries is created. In such countries, one can observe a steady development of welding production — an increase in the consumption of structural materials, appearance of new materials, technologies and equipment for welding at the market. The main structural material for the manufacture of welded structures is steel (its share is over 90%). The state-of-the-art of the steel and alloys industry largely determines the dynamics of the development of welding production. The article presents economic and statistical information on the development of world production and consumption of steel, dynamics of the world market of welding materials, analysis of which allows making the conclusion about the increase in the volume of welding production in the world in the foreseeable future and the growth of demand for welding materials. The growth in consumption of welding materials in the world is largely determined by the rate of development of welding production in China, which is far ahead of other countries and regions in this regard. The development of welding production leads to a gradual reduction in the share of manual arc welding and a wider use of semi-automatic and automatic welding, the level of mechanization and automation of arc welding is constantly increasing both in separate countries, as well as in the world as a whole. 8 Ref., 5 Tabl., 8 Fig.

*Keywords:* welding, welding production, structural and welding materials, technologies, steel production, market, state-of-the-art, prospects

Поступила в редакцію 04.07.2019

## РАСЧЕТ РАДИУСА ПЕРЕХОДА ОТ ШВА К ОСНОВНОМУ МЕТАЛЛУ СТЫКОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А.В. Молтасов, И.Н. Ключков

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Целью настоящей работы являлось установление математической зависимости между радиусом перехода от шва к основному металлу и отношением высоты к ширине шва в стыковых сварных соединениях алюминиевых сплавов. При проведении исследований авторы использовали взятые из литературных источников геометрические размеры стыковых соединений алюминиевых сплавов второй, пятой, шестой и седьмой серий по ДСТУ ISO 209-1:2002, выполненных аргонодуговой сваркой плавящимся и неплавящимся электродом, а также импульсно-дуговой сваркой плавящимся электродом. Регрессионный анализ при построении искомых зависимостей проводился с использованием системы автоматизированного проектирования MathCAD. Была получена аналитическая формула для определения радиуса перехода от шва к основному металлу как функции отношения высоты к ширине усиления на лицевой стороне соединения в виде полинома с дробными степенями. Установлено, что предложенная формула также может быть рекомендована для определения радиуса перехода от обратного валика шва к основному металлу. Библиогр. 19, табл. 3, рис. 2.

*Ключевые слова:* стыковое сварное соединение, алюминиевые сплавы, сварка в среде защитных газов, геометрия шва, радиус перехода от шва к основному металлу, обратный валик, регрессионный анализ

Концентрация напряжений в зоне перехода от шва к основному металлу является одним из основных факторов, определяющих сопротивление усталости сварных соединений [1]. Опыт показывает, что с концентрацией напряжений необходимо считаться не только при действии вибрационной нагрузки, но и при действии статической нагрузки и ударе, когда возможно хрупкое разрушение [2]. Кроме того, концентрация напряжений может стать причиной образования трещин в процессе термической обработки [3], которой сварные соединения подвергаются для устранения остаточных напряжений и деформаций [4].

Доминирующее влияние на степень концентрации напряжений в сварном соединении оказывает радиус перехода от шва к основному металлу  $r$  [5]. Методики замера этого радиуса весьма трудоёмки и представляют известные трудности [6], поэтому установление его связи с высотой  $h$  и шириной  $g$  усиления стыкового сварного шва, которые достаточно просто измерить, значительно упростит и ускорит проведение практических расчётов на прочность и выносливость сварных конструкций.

Подобного рода зависимости ранее были получены для сталей [7]. Однако величина радиуса перехода и параметры выпуклости шва зависят, в частности, от режима сварки и теплофизических свойств соединяемого металла [8, 9], поэтому получение таких зависимостей для соединений алюминиевых сплавов, полученных при помощи

дуговых процессов сварки, на сегодня остается актуальным.

На протяжении нескольких десятилетий в отделе прочности сварных конструкций ИЭС им. Е.О. Патона проводились измерения профилей стыковых соединений алюминиевых сплавов различных серий по ДСТУ ISO 209-1:2002, выполненных различными способами дуговой сварки в среде защитных газов (табл. 1).

На основании дискретных данных система автоматизированного проектирования MathCAD дает возможность построить регрессионную зависимость одной величины от другой в виде полинома  $n$ -ой степени, где  $n$  — положительное целое число [15]. Однако использование целых показателей степени при малом числе членов полинома даёт низкую точность аппроксимации, поскольку в рассматриваемом случае (табл. 2) отношение  $h/g$  принимает значения, отличающиеся друг от друга почти на порядок. Поэтому зависимость радиуса перехода от шва к основному металлу от параметра  $h/g$  целесообразно искать в виде полинома с дробными степенями [7]:

$$r\left(\frac{h}{g}\right) = \sum_{i=0}^n a_i \left(\frac{h}{g}\right)^{\frac{i}{2}}, \quad (1)$$

где  $a_i$  — коэффициенты функции регрессии.

Точность при удержании первых восьми членов аппроксимирующего ряда с целыми показателями степени ниже, чем при удержании первых пяти членов такого ряда с дробными степенями.



**Таблица 1.** Геометрические параметры стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов

Номер п/п	Сплав	Способ сварки	Толщина $\delta$ , мм	Радиус перехода $r$ , мм	Высота усиления $h$ , мм	Ширина усиления $g$ , мм	Источник
1	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	2,65	0,30	7,60	[10]
2	АД33Т1	АДСНЭ	6,0	1,32	1,39	21,20	[11]
3	АМг2М	АДСНЭ	1,45	1,27	0,80	8,18	[12]
4	АД33Т1	АДСНЭ	6,0	1,13	1,67	16,90	[11]
5	АД33Т1	ИДСПЭ	6,0	1,10	1,73	17,40	[11]
6	АД33Т1	ИДСПЭ	2,0	1,01	1,23	7,20	[14]
7	АМг6	ИДСПЭ	2,0	1,00	1,10	9,05	[13]
8	АМг6	ИДСПЭ	6,0	0,75	2,55	18,20	[12]
9	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,51	1,30	6,80	[10]
10	АМг6	ИДСПЭ	2,0	0,55	1,34	6,59	[14]
11	Д16Т	ИДСПЭ	2,0	0,54	1,15	5,20	[13]
12	Д16Т	ИДСПЭ	2,0	0,39	1,19	5,33	[14]
13	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,24	1,60	6,00	[10]
14	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,20	2,15	6,20	[10]

*Примечание.* АДСПЭ — аргонодуговая сварка плавящимся электродом (MIG); АДСНЭ — аргонодуговая сварка неплавящимся электродом (TIG); ИДСПЭ — импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (MIG Pulse).

Кроме того, в рассматриваемом случае функция, описываемая полиномом высокой степени, не является монотонной на исследуемом промежутке изменения отношения  $h/g$  от 0 до 0,5.

Удержание первых пяти членов аппроксимирующего ряда (1) позволило получить функцию

$$r\left(\frac{h}{g}\right) = 9,215 - 53,22\left(\frac{h}{g}\right)^{1/2} + 127,05\left(\frac{h}{g}\right) - 143,43\left(\frac{h}{g}\right)^{3/2} + 62,74\left(\frac{h}{g}\right)^2, \quad (2)$$

которая строго монотонно убывает на интервале изменения отношения  $h/g$  от 0 до 0,5 и не имеет перегибов на этом интервале (рис. 1).

Отдельный интерес представляет радиус перехода от шва к основному металлу на корневой стороне стыкового сварного соединения, поскольку

**Таблица 2.** Отношение высоты к ширине усиления стыковых сварных соединений и соответствующие им значения радиусов перехода от шва к основному металлу

Номер п/п	$h/g$	Радиус перехода $r$ , мм
1	0,039	2,65
2	0,066	1,32
3	0,098	1,27
4	0,099	1,13
5	0,100	1,10
6	0,171	1,01
7	0,122	1,00
8	0,140	0,75
9	0,191	0,51
10	0,203	0,55
11	0,221	0,54
12	0,223	0,39
13	0,267	0,24
14	0,347	0,20

*Примечание.* Порядковые номера соответствуют порядковым номерам в табл. 1.

ку максимальная степень концентрации напряжений при определённых соотношениях размеров имеет место вблизи обратного валика [16].

Процессы деформирования лицевой и корневой поверхностей сварочной ванны под действием газодинамического давления дуги существенно отличаются [17]. Кроме того, для исключения прожога металла и качественного формирования обратной стороны шва используют съёмные подкладные формирующие элементы [18].

Геометрические параметры корневой выпуклости практически определяются размерами канавки формирующей подкладки [14, 19], при этом неизвестно сохраняется ли установленная связь между радиусом перехода от корневой части шва к основному металлу с отношением высоты к ширине обратного валика.

Экспериментальные измерения [10–14] показали, что, как и на лицевой стороне, радиус перехода от корневой части шва к основному металлу увеличивается с уменьшением отношения высоты к ширине обратного валика (табл. 3).

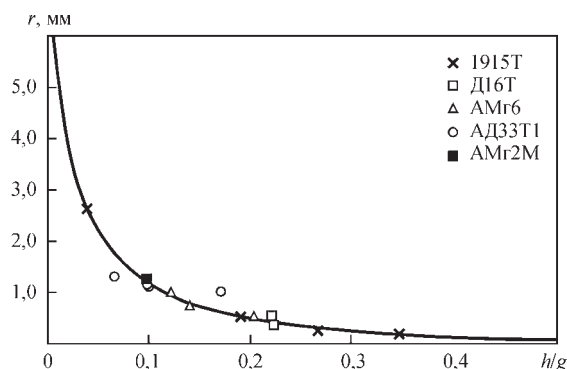


Рис. 1. Зависимость радиуса перехода от шва к основному металлу от отношения высоты к ширине усиления и расчётная кривая по уравнению (2) для стыковых соединений алюминиевых сплавов, выполненных дуговой сваркой в среде защитных газов

Таблица 3. Геометрические параметры корневой стороны стыковых сварных соединений алюминиевых сплавов

Номер п/п	Сплав	Способ сварки	Толщина $\delta$ , мм	Радиус перехода $r$ , мм	Высота усиления $h$ , мм	Ширина усиления $g$ , мм	$h/g$	Источник
1	АД33Т1	АДСНЭ	6,0	0,76	1,38	7,90	0,175	[11]
2	АД33Т1	АДСНЭ	6,0	0,72	1,38	7,80	0,177	[11]
3	Д16Т	ИДСПЭ	5,0	0,52	1,03	4,51	0,228	[12]
4	АМг6	ИДСПЭ	6,0	0,51	1,29	4,38	0,295	[11]
5	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,45	2,30	7,60	0,303	[10]
6	АД33Т1	ИДСПЭ	2,0	0,37	1,37	4,70	0,291	[14]
7	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,31	1,40	5,10	0,275	[10]
8	Д16Т	ИДСПЭ	2,0	0,31	1,20	3,75	0,320	[13]
9	АМг6	ИДСПЭ	2,0	0,31	1,10	3,72	0,296	[14]
10	АМг6	ИДСПЭ	1,5	0,30	0,56	2,33	0,240	[12]
11	Д16Т	ИДСПЭ	2,0	0,26	0,97	3,50	0,277	[13]
12	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,18	1,20	4,50	0,267	[10]
13	1915Т	АДСПЭ	1,7...2,0	0,07	2,00	5,40	0,370	[10]

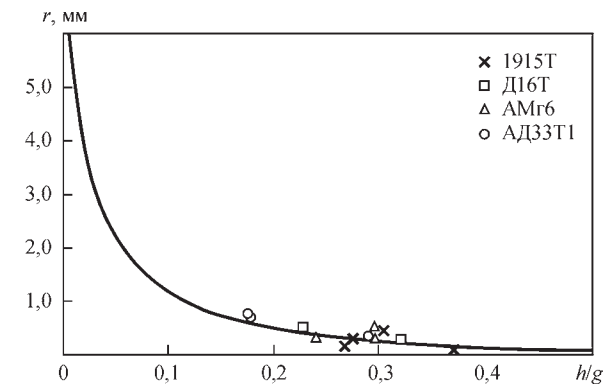


Рис. 2. Зависимость радиуса перехода от обратного валика шва к основному металлу от отношения высоты к ширине корневого усиления и расчетная кривая по уравнению (2) для стыковых соединений алюминиевых сплавов, выполненных дуговой сваркой в среде защитных газов

Экспериментальные точки (табл. 3) достаточно точно описываются расчётной кривой (рис. 2), поэтому формула (2) может быть рекомендована для определения радиуса перехода от шва к основному металлу как на лицевой, так и на корневой стороне стыковых соединений алюминиевых сплавов различных систем легирования, выполненных дуговыми способами сварки в среде защитных газов.

Выводы

- 1. Собраны и упорядочены данные различных авторов об экспериментальных измерениях радиуса перехода от шва к основному металлу в стыковых соединениях алюминиевых сплавов, выполненных дуговыми способами сварки в среде защитных газов.
- 2. Путем регрессионного анализа дискретных экспериментальных данных при помощи системы автоматизированного проектирования MathCAD была получена функциональная зависимость радиуса сопряжения шва с основным металлом от отношения высоты к ширине усиления на лицевой стороне стыкового сварного соединения.

3. Дальнейший анализ показал, что полученная зависимость также может быть использована для расчетного определения радиуса сопряжения обратного валика шва с основным металлом на корневой стороне сварного соединения через отношение высоты к ширине обратного валика.

Список литературы

- 1. Труфяков В.И., Дворецкий В.И., Михеев П.П. и др. (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Труфяков В.И. (ред.). Киев, Наукова думка.
- 2. Навроцкий Д.И. (1968) *Расчет сварных конструкций с учетом концентрации напряжений*. Ленинград, Машиностроение.
- 3. Лахтин Ю.М. (1983) *Металловедение и термическая обработка металлов*. Москва, Металлургия.
- 4. Винокуров В.А. (1973) *Отпуск сварных конструкций для снижения напряжений*. Москва, Машиностроение.
- 5. Макаров И.И., Луцук О.А., Гребенчук В.Г. (1977) Влияние параметров углового шва на усталостную прочность сварных тавровых соединений. *Сварочное производство*, 6, 18–21.
- 6. Аснис А.Е., Иващенко Г.А., Андерсон Я.Э. (1982) Влияние радиуса сопряжения шва с основным металлом на сопротивление усталости сварных соединений. *Автоматическая сварка*, 4, 48–51.
- 7. Молтасов А.В. (2017) Расчет радиуса перехода шва к основному металлу стыкового сварного соединения по нормируемым параметрам. *Там же*, 9, 59–62. <https://doi.org/10.15407/as2017.09.09>
- 8. Березовский Б.М., Стихин В.А. (1977) Влияние сил поверхностного натяжения на формирование усиления сварного шва. *Сварочное производство*, 1, 51–53.
- 9. Машин В.С., Пашуля М.П., Шонин В.А., Клочков И.Н. (2010) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом в аргоне тонколистовых алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, 5, 49–53.
- 10. Шонин В.А., Якубовский В.В., Игнатьев В.Г. (1991) Сопротивление малоциклового усталости сварных соединений панелей из сплава 1915Т. *Там же*, 1, 22–25.
- 11. Шонин В.А., Гуца О.И., Машин В.С. и др. (2005) Влияние размеров образца сварного соединения алюминиевого сплава на остаточную напряженность и сопротивление усталости. *Там же*, 2, С. 21–31.
- 12. (2011) *Исследовать сопротивление усталости сварных соединений алюминиевых сплавов, выполненных современными способами сварки*. Отчет о НИР (заключ.). ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. Рук. Кирьян В.И.; исполн.: Кныш В.В., Ковальчук В.С., Соловей С.А. и др. № ГР 0107U004035. Киев.
- 13. Кирьян В.І., Шонін В.А., Клочков І.М. та ін. (2009) Довговічність стикових з'єднань тонколистових сплавів

- АМг6 і D16, виконаних зварюванням плавким електродом (MIG Pulse). *Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій*, **8**, 189–203.
14. Кныш В.В., Клочков И.Н., Пашуля М.П., Мотрунич С.И. (2014) Повышение сопротивления усталости тонколистовых сварных соединений алюминиевых сплавов высокочастотной проковкой. *Там же*, **5**, С. 22–29.
  15. Кирьянов Д.В. (2007) *Mathcad 14*. Санкт-Петербург, БХВ-Петербург.
  16. Цумарев Ю.А. (2010) Влияние асимметрии односторонних стыковых швов на распределение напряжений в сварном соединении. *Сварка и диагностика*, **5**, 24–27.
  17. Lin M.L., Eagar T.W. (1985) Influence of arc pressure on weld pool geometry. *Welding Journal* (Miami, Fla), **6**, 163–169.
  18. Машин В.С., Пашуля М.П. (2010) Особенности импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом алюминиевых сплавов без применения подкладных формирующих элементов. *Автоматическая сварка*, **3**, С. 52–58.
  19. Рабкин Д.М., Игнатьев В.Г., Довбищенко И.В. (1982) *Дуговая сварка алюминия и его сплавов*. Москва, Машиностроение.
  7. Moltasov, A.V. (2017) Approximate calculation of radius of weld transition to base metal of welded butt joint by normalized parameters. *The Paton Welding J.*, **9**, 50-52. <https://doi.org/10.15407/as2017.09.09>.
  8. Berezovsky, B.M., Stikhin, V.A. (1977) Influence of surface tension forces on formation of weld reinforcement. *Svaroch. Proizvodstvo*, **1**, 51-53 [in Russian].
  9. Mashin, V.S., Pashulya, M.P., Shonin, V.A., Klochkov, I.N. (2010) Consumable electrode pulsed argon-arc welding of sheet aluminium alloys. *The Paton Welding J.*, **5**, 38-41.
  10. Kirianov, D.V. (2007) *Mathcad 14*. St.-Petersburg, BKhV-Peterburg [in Russian].
  11. Tsumarev, Yu.A. (2010) Influence of asymmetry of one-sided butt welds on stress distribution in welded joint. *Svarka i Diagnostika*, **5**, 24-27 [in Russian].
  12. Lin, M.L., Eagar, T.W. (1985) Influence of arc pressure on weld pool geometry. *Welding J.*, **6**, 163-169.
  13. Mashin, V.S., Pashulya, M.P. (2010) Features of consumable electrode pulsed-arc welding of aluminium alloys without application of forming backing elements. *The Paton Welding J.*, **3**, 43-49.
  14. Knysh, V.V., Klochkov, I.N., Pashulya, M.P., Motrunich, S.I. (2014) Increase of fatigue resistance of sheet welded joints of aluminum alloys using high-frequency peening. *Ibid.*, **5**, 21-27.
  15. Rabkin, D.M., Ignatiev, V.G., Dovbishchenko, I.V. (1982) *Arc welding of aluminium and its alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
  16. Shonin, V.A., Yakubovsky, V.V., Ignatiev, V.G. (1991) Resistance to low-cycle fatigue of welded joints of 1915T alloy panels. *Ibid.*, **1**, 22-25 [in Russian].
  17. Shonin, V.A., Gushcha, O.I., Mashin, V.S. et al. (2005) Influence of sizes of welded joint sample of aluminium alloy on residual stress intensity and fatigue resistance. *Ibid.*, **2**, 21-31 [in Russian].
  18. Kirian, V.I., Knysh, V.V., Kovalchuk, V.S., Solovej, S.A. et al. (2011) *Study of fatigue resistance of aluminium alloy welded joints performed by modern welding methods*. In: Report on research (Conclus.). Kiev, PWI [in Russian].
  19. Kyryan, V.I., Shonin, V.A., Klochkov, I.M. et al. (2009) Service life of butt joints of aluminium alloys AMg6 and D16 sheets made by consumable electrode welding (MIG Pulse). *Mekhanika i Physika Rujnuvannya Bud. Materialiv i Konstruktsij*, **8**, 189-203 [in Ukrainian].

## References

## РОЗРАХУНОК РАДІУСА ПЕРЕХОДУ ВІД ШВА ДО ОСНОВНОГО МЕТАЛУ СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

А.В. Молтасов, І.М. Клочков

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

Метою даної роботи було встановлення математичної залежності між радіусом переходу від шва до основного металу та відношенням висоти до ширини шва в стикових зварних з'єднаннях алюмінієвих сплавів. При проведенні досліджень автори використали взяті з літературних джерел геометричні розміри стикових з'єднань алюмінієвих сплавів другої, п'ятої, шостої та сьомої серій за ДСТУ ISO 209-1:2002, виконаних аргонодуговим зварюванням плавким та неплавким електродом, а також імпульсно-дуговим зварюванням плавким електродом. Регресійний аналіз при побудові шуканих залежностей проводився з використанням системи автоматизованого проектування MathCAD. Була отримана аналітична формула для визначення радіуса переходу від шва до основного металу як функції відношення висоти до ширини підсилення на лицьовій стороні з'єднання у вигляді полінома з дробовими ступенями. Встановлено, що запропонована формула також може бути рекомендована для визначення радіуса переходу від кореня шва до основного металу. Бібліогр. 19, табл. 3, рис. 2.

*Ключові слова:* стикове зварне з'єднання, алюмінієві сплави, зварювання в захисних газах, геометрія шва, радіус переходу від шва до основного металу, корінь шва, регресійний аналіз



## CALCULATION OF THE RADIUS OF TRANSITION OF THE WELD TO BASE METAL OF ALUMINIUM ALLOY WELDED JOINTS

A.V. Moltasov, I.N. Klochkov

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The objective of the work was establishing a mathematical dependence between the radius of the weld transition to base metal and ratio of weld height to its width in butt welded joints of aluminium alloys. During investigations, the authors used the published data on geometrical dimensions of butt joints of aluminium alloys of the second, fifth, sixth and seventh series to DSTU ISO 209-1:2002 made by consumable and nonconsumable electrode argon-arc welding, as well as consumable electrode pulsed-arc welding. When plotting the sought dependencies regression analysis was conducted with application of MathCAD system. An analytical formula was obtained in the form of a polynomial with fractional powers to determine the radius of weld transition to base metal, as a function of the ratio of reinforcement height to its width on the joint face side. It is found that the proposed formula can also be recommended for determination of the radius of transition of the weld back bead to base metal. 19 Ref., 3 Tabl., 2 Fig.

*Keywords: butt welded joint, aluminium alloys, gas-shielded welding, weld geometry, radius of weld transition to base metal, back bead, regression analysis*

Поступила в редакцию 21.05.2019



### TUBE 2020, WIRE 2020 — 17-я Международная выставка трубопроводов, труб, проволоки, кабеля и метизов, технологий и оборудования для их производства

30.03.2020–03.04.2020

Германия, Дюссельдорф,  
Messe Düsseldorf Exhibition Centre

Международные специализированные выставки TUBE 2020 (трубы и их производство) и WIRE 2020 (Проволока. Кабель. Метизы) пройдут в Дюссельдорфе (Германия).

Выставки Tube и Wire представляют интерес для директоров и главных специалистов заводов по производству труб, проволоки, кабелей.

#### Профили выставки Tube:

Трубные материалы, трубы, комплектующие: трубы на базе стали, нержавеющей сталь, трубы из цветных металлов и сплавов (алюминий, бронза, медь и т.п.), трубы пластмассовые, трубы из минерального сырья (бетон, керамика), трубы различных методов изготовления и обработки, сварка, холодная и горячая вытяжка, прессование, гальванизированные трубы, с напылением или покрытием определенным слоем, проводные трубы, дренажи, системы отвода, трубы для обмена и передачи тепла, техника сверления, измерительная техника, конструкционные трубы из стали и т.п., комплектующие (арматуры, уплотнители, соединители, запоры, гайки, винты).

Оборудование для изготовления труб: различные виды литья, прокатные станы, прессы, сварка, тепловая обработка, установки по обработке труб — формование, гибка, резка, шлифование; логистика, системы управления и контроля; упаковка.

Оборудование бывшее в употреблении.

Инструменты для различных технологий и вспомогательная техника: литье, прессование, волочение, прокат, сварка.

Регулирующая и измерительная техника и техника управления.

Испытательное, контрольное оборудование.

Специализированные разделы: охрана окружающей среды, техника безопасности, специальная литература, консультации.

#### Профили выставки Wire:

Оборудование и машины для изготовления проволоки и ее обработки; оборудование для производства метизов из проволоки.

Готовая продукция.

Специализированная проволока или кабель; контрольное оборудование и др.

Станки, инструменты и технологии для литейного дела, экструзии, протяжки.

Оборудование и машины для изготовления кабелей, пружин и креплений.

Вспомогательные материалы для производства проволоки и кабеля (смазочные, чистящие, смазывающие вещества).

# ВЛИЯНИЕ ТЕЛЛУРА НА МИКРОСТРУКТУРУ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО ЧУГУНА, НАПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ СПОСОБОМ В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Ю.М. Кусков<sup>1</sup>, Ф.К. Биктагиров<sup>1</sup>, М.А. Фесенко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

<sup>2</sup>Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского». г. Киев, просп. Победы, 37

Чугун является одним из основных конструкционных материалов, характеризующихся рядом ценных эксплуатационных свойств, в частности, износостойкостью. Обычно улучшение этого показателя достигается изменением структуры чугуна за счет введения в его состав дорогостоящих легирующих элементов. Проведенными экспериментами показана возможность превращения серого низколегированного чугуна в белый износостойкий за счет модифицирования наплавляемого металла небольшими порциями порошка теллура. Электрошлаковая наплавка осуществлялась в токоподводящем кристаллизаторе с плавлением в слое шлака присадки в виде стружки низколегированного чугуна и дополнительного ввода в шлаковую ванну порошковой проволоки с шихтой, содержащей порошок теллура. Библиогр. 6, рис. 9.

*Ключевые слова:* электрошлаковая наплавка, токоподводящий кристаллизатор, стружка низколегированного чугуна, теллур, структура металла

Теллур относится к металлоидам и применяется в различных отраслях промышленности — химической, стекольной, полупроводниковой, резинотехнической, металлургической и др. В частности, в металлургии теллур используют для снижения поглощения азота жидким чугуном и сталью. Он эффективно измельчает зерно в стали, снижает пористость отливок из стали и чугуна [1]. Микродобавки теллура значительно улучшают структуру, механические свойства и обрабатываемость чугуна и стали [2].

Особое свойство этого элемента, которым можно воспользоваться при выполнении износостойкой наплавки, это влияние небольших количеств теллура — от 0,005 до 0,1 % на стабилизацию карбидов, например, вместо серого чугуна при наплавке можно получить белый чугун [3].

Интересен опыт изготовления литых чугунных прокатных валков из нелегированного и среднелегированного (2,0...4,5 % Ni и 0,5...1,5 % Cr) чугунов с присадкой в жидкий металл небольших добавок теллура, полученный в 1950-х годах [4]. Установлено, что он сильно тормозит графитизацию, увеличивает глубину отбела. Присадка 0,0001 % теллура эквивалентна снижению содержания кремния на 0,04 %, т. е. теллур тормозит графитизацию в 400 раз сильнее, чем кремний. Поэтому для улучшения качества отбеленного слоя валков вполне достаточна присадка 0,0002...0,0006 % теллура, что считается оптимальным для пассивирования неметаллических центров графитизации

в валковых расплавах. Избыток же теллура действует как карбидостабилизирующий фактор. И если для валков повышенное количество карбидов нежелательно с точки зрения их работоспособности, то при нанесении на детали относительно тонких наплавленных слоев с наличием в их структуре карбидной составляющей может не только значительно повысить износостойкость чугуна, но и существенно увеличить экономические показатели наплавки.

Данная работа посвящена изучению структурообразования металла, получаемого электрошлаковой наплавкой стружкой низколегированного чугуна с дополнительной присадкой небольших количеств теллура.

Технологически такую задачу наиболее рационально решать с использованием при наплавке токоподводящего кристаллизатора (ТПК) [5]. При этом открытое зеркало шлаковой ванны позволяет успешно совмещать ввод через шлак в металлическую ванну наплавляемого металла стружки и присадки теллура.

Наплавку стружкой выполняли на стальную цилиндрическую заготовку диаметром 170 мм в ТПК диаметром 180 мм. В качестве устройства для подачи стружки использовали вибродозатор [6]. Учитывая мелкодисперсность порошка теллура, засыпка на поверхность шлаковой ванны могла привести как к его неравномерному распределению в металлической ванне, так и повышенному угару во время наплавки. Поэтому ввод порошка теллура в шлаковую ванну осуществляли

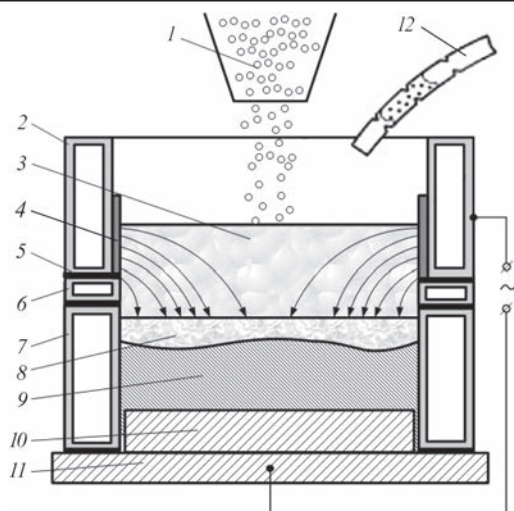


Рис. 1. Схемы электрошлаковой наплавки в ТПК дискретной присадкой (стружка) с дополнительной подачей в шлаковую ванну проволоки с шихтой порошка теллура: 1 — дискретная присадка (стружка); 2, 6, 7 — токоведущая, промежуточная и формирующая секции кристаллизатора соответственно; 3 — шлаковая ванна; 4 — защитная футеровка; 5 — изоляционная прокладка; 8 — металлическая ванна; 9 — наплавленный металл; 10 — заготовка; 11 — поддон; 12 — порошковая проволока с шихтой порошка теллура

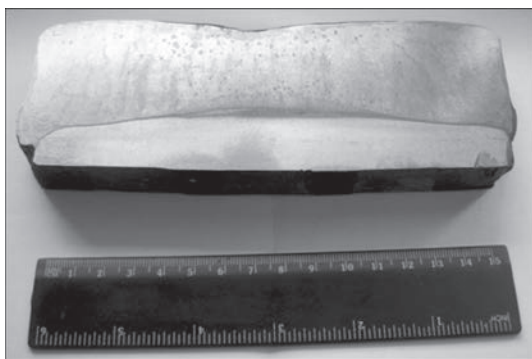


Рис. 2. Макрошлиф наплавленной заготовки

следующим образом. Из стальной ленты размером 0,5×12 мм формировали трубчатый стержень, внутрь которого помещали порошок теллура. Для исключения его высыпания и перемещения внутри стержня на последнем выполняли пережимы на расстоянии примерно 25 мм. Во время наплавки происходили совместно два процесса — постоянная подача стружки и периодическое окунание конца стержня в шлак. Расчетное количество вводимого теллура составило 0,2 % количества наплавленного чугуна. Схема выполнения наплавки и продольный макрошлиф наплавленной заготовки представлены соответственно на рис. 1 и 2.

Результаты измерений твердости по Роквеллу (*HRC*) наплавленного металла приведены на эскизе макрошлифа (рис. 3). Дополнительно выполнены измерения твердости по Бринеллю (*HB*) для оценки средней твердости композитного металла (матрица + включения).

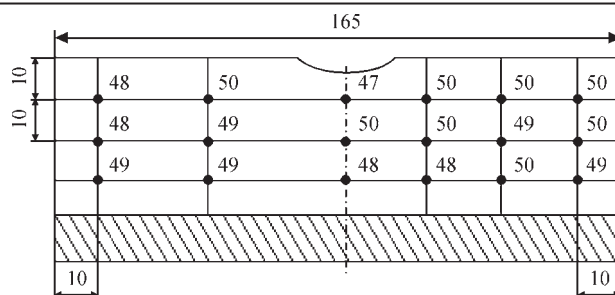


Рис. 3. Эскиз макрошлифа с показателями твердости (*HRC*) по сечению наплавленного слоя

Металлографические исследования выполняли на оптическом микроскопе ММР-4, имеющего приставку, позволяющую проводить фотографирование исследуемых зон микрошлифов (шлиф № 3 — по оси наплавленного слоя; шлиф № 1 — металл, закристаллизовавшийся у стенки кристаллизатора; шлиф № 2 — металл, расположенный примерно на середине расстояния между зонами 1 и 3), по аналогии с зонами замера макротвердости (см. рис. 3). Для измерения микротвердости структурных составляющих использовали твердомер ПМТ-3.

**Оценка структуры наплавленного металла.** Согласно результатам химического анализа остаточное содержание теллура в наплавленном металле 0,079...0,112 %. Наплавленный металл плотный, хотя в верхней части слоя по его оси имеется усадка глубиной примерно 5 мм. На поверхности шлифа наблюдаются неравномерно расположенные включения округлой формы диаметром не более 1...2 мм (рис. 4). Причем эти включения, в основном, расположены в центральной зоне шлифа на длине  $L = 80$  мм. Более крупные включения и их конгломерат сосредоточены в зоне усадочной раковины, включения меньшего размера расположены у зоны сплавления основного и наплавленного металлов. В той же части наплавленного слоя, который кристаллизовался ближе к стенкам кристаллизатора ( $L = 40$  мм) включения практически отсутствуют. Измерения микротвердости включений позволили их идентифицировать как выделения графита с  $HV1 = 1,1...1,3$  ГПа.

Зона сплавления представляет собой линию, имеющую по краям скосы в сторону основно-

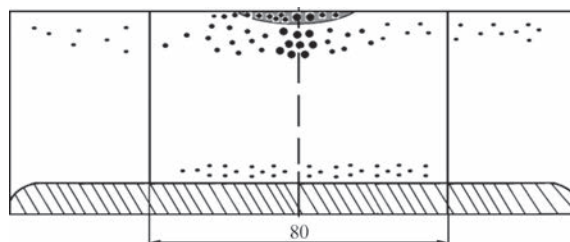


Рис. 4. Эскиз макрошлифа с расположенными на его поверхности включениями



го металла (проплавление составляет примерно 5 мм). Такая картина проплавления основного металла соответствует распределению линий тока в шлаковой ванне и характеру формирования металлической ванны при наплавке в ТПК (см. рис. 1).

В зависимости от величины проплавления изменением макротвердости (*HV*) переходной зоны от наплавленного металла к основному в шлифах 1–3 составляет: № 1 — 440...128; № 2 — 392...111; № 3 — 440...278.

### Оценка микроструктуры зон микрошлифов

**Образец № 1** (рис. 5). Основными составляющими структуры наплавленного металла являются цементит (Ц), ледебурит (Л) и перлит (П). Встречаются редкие включения междендритного графита (Г). Микротвердость структурных составляющих характеризуется следующими значениями (ГПа): Ц — 4,8...6,45; Л — 4,2...4,4; П — 3,1...3,2; Г — 1,1...1,3. В целом такое наличие структурных составляющих соответствует структуре белого износостойкого чугуна.

Зона сплавления металлов (рис. 6) представлена в виде нескольких переходных слоев: основной металл (*а*) — (ферритно-перлитная сталь (*в*) узкая полоска ( $\delta = 1...2$  мм) металла, имеющего состав, полученный в результате перемешивания

наплавляемого металла и основного (*б*) — слой с небольшим количеством характерных игл мартенсита либо видманштетта — слой наплавленного чугуна.

**Образец № 2** (рис. 7). Структура этой части наплавленного металла во многом соответствует структуре образца № 1. Отличие состоит в том, что имеется большое количество графитных включений, особенно в верхней части слоя. Если исключить из рассмотрения колонии графитных включений, то данная структура также соответствует структуре белого чугуна.

Зона сплавления металлов (рис. 8) также состоит из нескольких слоев, но границы слоев более четкие, что можно объяснить меньшим проплавлением основного металла.

**Образец № 3** (рис. 9). Наплавленный металл этого образца имеет наиболее сложную структуру, сформировавшуюся вследствие некоторых особенностей применявшейся техники ЭШН в ТПК. Как видно из рис. 1, дискретный наплавочный материал (в нашем случае стружка) подается на поверхность шлаковой ванны в области расположения ее вертикальной оси (по центру кристаллизатора). В случае, если скорость подачи присадки не соответствует принятому электрическому режиму наплавки или иными словами тепловому

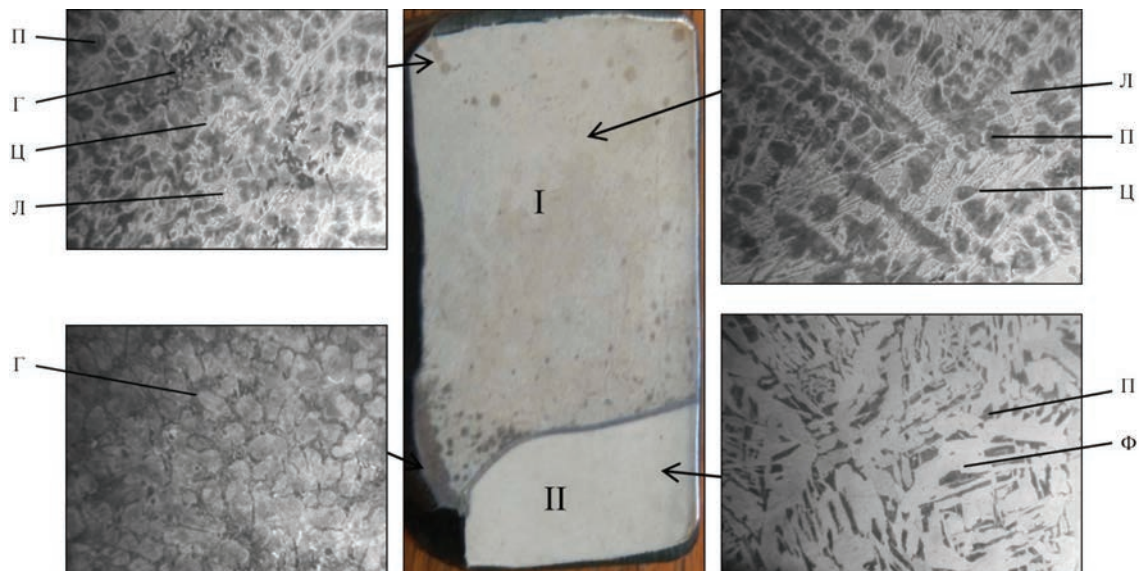


Рис. 5. Микроструктура ( $\times 100$ ) наплавленного металла микрошлифа № 1: I — наплавленный металл; II — основной металл



Рис. 6. Микроструктура ( $\times 100$ ) зоны сплавления микрошлифа № 1 (описание *а–в* см. в тексте)

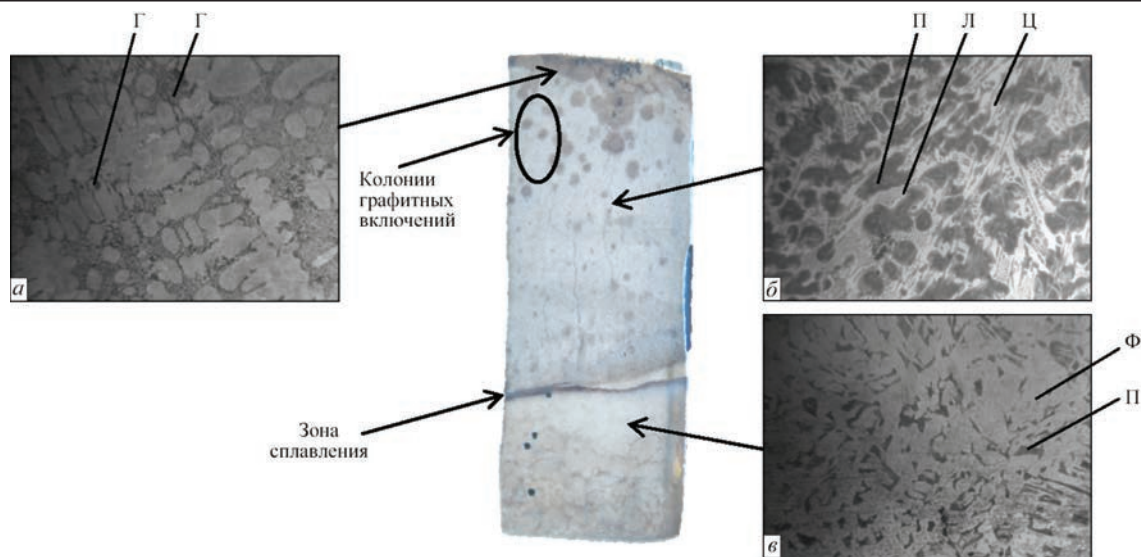


Рис. 7. Микроструктура (×100) наплавленного металла микрошлифа № 2

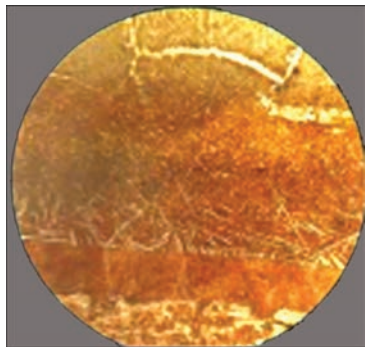


Рис. 8. Микроструктура(×30) зоны сплавления микрошлифа № 2

состоянию ванны, возникает следующая ситуация. С одной стороны, не весь объем подаваемой присадки успевает полностью расплавиться, с другой, образующийся столб нерасплавленной или недоплавленной присадки препятствует равномерному распределению частиц теллура и его взаимодействию с жидким металлом во всем его объеме.

Именно этими причинами объясняется полученная при наплавке структурная неравномерность по сечению наплавленного слоя. Кроме того, в данном эксперименте последние порции стружки не только не успели полностью расплавиться, но и сконцентрировались в узкой поверхностной зоне усадочной раковины. В результате там, где произошло это скопление, структура металла состоит из графита пластинчатой формы, цементита, ледебурита и перлита. При этом как в зоне скопления, так и при наличии отдельных крупных включений графит распределяется в виде сильно разветвленных ветвей, расположенных в междендритном пространстве. В результате там, где графит представлен в достаточно большом количестве, наблюдается структура половинчатого чугуна (Г+П+Ц+Л). В местах с его пониженным содержанием структура соответствует белому чугуну (П+Ц+Л).

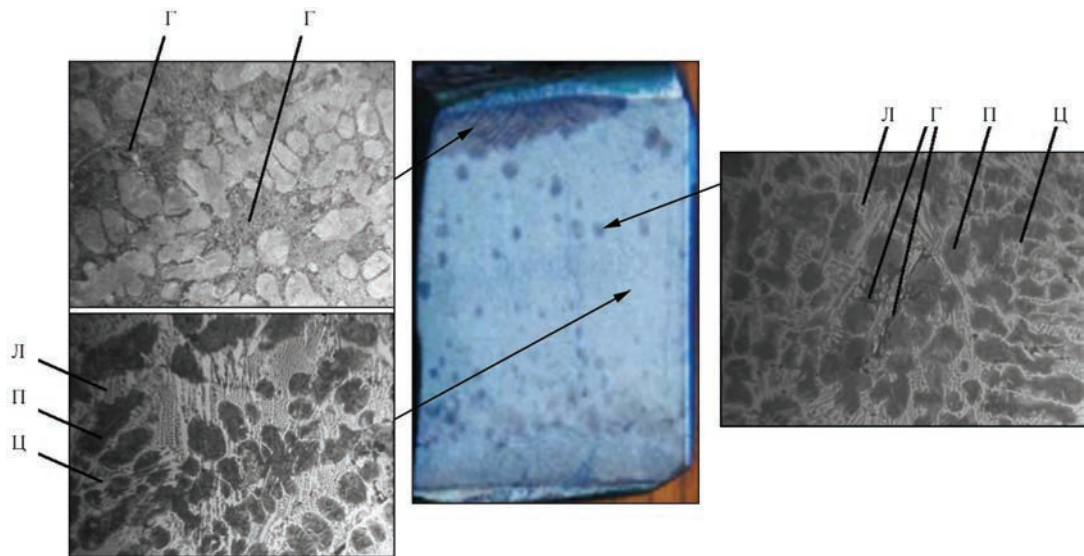


Рис. 9. Микроструктура (×100) наплавленного металла микрошлифа № 3

Таким образом, проведенными исследованиями доказана возможность получения при электрошлаковой наплавке в ТПК износостойкого чугуна путем модифицирования теллуром жидкого металла наплавляемой присадки в виде стружки низколегированного серого чугуна. Однако для равномерного взаимодействия теллура со всем объемом жидкого металла необходимо обеспечить при наплавке соответствие массовой скорости и размеров подаваемой присадки электрическим режимам процесса ЭШН.

### Список литературы

1. Киндяков П.С., Коршунов Б.Г., Федоров П.И., Кисляков И.П. (1976) *Химия и технология редких и рассеянных элементов*. Ч.3. Москва, Высшая школа.
2. (1985) *Свойства элементов*. Справочное изд. Дрица М.Е. (ред.). Москва, Металлургия.
3. Гудремон Э. (1966) *Специальные стали*. Т. 3. Москва, Металлургия.
4. Кривошеев А.Е. (1957) *Литые валки*. Москва, Металлургиздат.

5. Кусков Ю.М., Гордань Г.Н., Богайчук И.Л., Кайда Т.В. (2015) Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа приготовления. *Автоматическая сварка*, **5** 6, 34–37.
6. Шупак Г.Б., Ус В.И., Кусков Ю.М. и др. (1993) Система дозирования присадочных материалов в электрошлаковой технологии. *Проблемы спец. электрометаллургии*, **1**, 29–31.

### References

1. Kindyakov, P.S., Korshunov, B.G., Fedorov, P.I., Kislyakov, I.P. (1976) *Chemistry and technology of rare and scattered elements*. Pt 3. Moscow, Vysshaya Shkola [in Russian].
2. (1985) *Properties of elements*. In: Refer ed. Ed. by M.E. Drita. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
3. Houdremont, E. (1966) *Special steels*. Vol. 3. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Krivosheev, A.E. (1957) *Cast rollers*. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
5. Kuskov, Yu.M., Gordan, G.N., Bogajchuk, I.L., Kajda, T.V. (2015) Electroslag surfacing using discrete materials of different methods of manufacture. *The Paton Welding J.*, **5** 6, 30-33.
6. Shchupak, G.B., Us, V.I., Kuskov, Yu.M. et al. (1993) Dosing system of filler materials in electroslag technology. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 29-31 [in Russian].

## ВПЛИВ ТЕЛУРУ НА МІКРОСТРУКТУРУ НИЗЬКОЛЕГОВАНОГО ЧАВУНУ, НАПЛАВЛЕННОГО ЕЛЕКТРОШЛАКОВИМ СПОСОБОМ В СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Ю.М. Кусков<sup>1</sup>, Ф.К. Біктагіров<sup>1</sup>, М.А. Фесенко<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». м. Київ, просп. Перемоги, 37

Чавун є одним з основних конструкційних матеріалів, що мають ряд цінних експлуатаційних властивостей, зокрема, зносостійкість. Зазвичай поліпшення цього показника досягається зміною структури чавуну за рахунок введення в його склад дорогих легуючих елементів. Проведеними експериментами показана можливість перетворення сірого низьколегованого чавуну в білий зносостійкий за рахунок модифікування наплавляючого металу невеликими порціями порошку телуру. Електрошлакове наплавлення здійснювалося в струмопідвідному кристалізаторі з плавленням в шарі шлаку присадки у вигляді стружки низьколегованого чавуну і додаткового введення в шлакову ванну порошкового дроту з шихтою, що містить порошок телуру. Бібліогр. 6, рис. 9.

**Ключові слова:** електрошлакове наплавлення, струмопідвідний кристалізатор, стружка низьколегованого чавуну, телур, структура металу

## EFFECT OF TELLURIUM ON MICROSTRUCTURE OF LOW-ALLOYED CAST IRON DEPOSITED BY ELECTROSLAG METHOD IN CURRENT-CARRYING MOLD

Yu.M. Kuskov<sup>1</sup>, F.K. Biktagirov<sup>1</sup>, M.A. Fesenko<sup>2</sup>

<sup>1</sup>E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», 37, Pobedy Ave., Kiev-56, Ukraine

Cast iron is one of the main structural materials, having a number of valuable service properties, in particular wear resistance. Usually, improvement of this indicator is achieved by changing the structure of cast iron due to introduction of expensive alloying elements into its composition. The carried out experiments showed the possibility of transforming a gray low-alloyed iron to white wear-resistant one due to modification of deposited metal by small portions of tellurium powder. Electroslag surfacing was carried out in a current-carrying mold with melting of filler in the slag layer in the form of chips of a low-alloy cast iron and additionally introducing of flux-cored wire with a charge, containing tellurium powder into the slag pool. 6 Ref., 9 Fig.

**Keywords:** electroslag surfacing, current-carrying mold, low-alloy cast iron chips, tellurium, metal structure

Поступила в редакцію 09.04.2019



# ПРИВОДЫ МЕХАНИЗМОВ АВТОМАТОВ ДЛЯ ОРБИТАЛЬНОЙ TIG СВАРКИ СТЫКОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДОВ ЭНЕРГБЛОКОВ АЭС

Н.М. Махлин, В.Ю. Буряк

ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е.О.Патона НАН Украины».

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [electro@paton.kiev.ua](mailto:electro@paton.kiev.ua)

Электроприводы являются неотъемлемыми устройствами любых сварочных установок для дуговой и плазменной сварки. Поскольку к точности и надежности исполнительных механизмов современных автоматов для орбитальной сварки неповоротных стыков трубопроводов энергоблоков АЭС предъявляется ряд специфических требований, то эти требования налагаются и на приводящие их в движение приводы, что потребовало разработки последних. Описаны схемы унифицированных реверсивных приводов постоянного тока исполнительных механизмов современных автоматов для орбитальной сварки неповоротных стыков трубопроводов АЭС. Разработан транзисторный привод с обратной связью от оптического датчика скорости, отличающийся высокой надежностью, возможностью точного предварительного задания (программирования) скорости вращения вала электродвигателя, отсутствием механических коммутающих контактов для пуска или остановки, или для реверса, а также устройство высокоточного быстродействующего автоматического регулирования напряжения дуги. Приведены результаты промышленной эксплуатации некоторых разработанных в НИЦ СКАЭ автоматов для орбитальной сварки, в которых использованы описанные реверсивные приводы и устройство автоматического регулирования напряжения дуги. Цель настоящей работы — представление результатов работ, проведенных в НИЦ СКАЭ в направлении создания составных частей автоматов для орбитальной сварки неповоротных стыков тонкостенных трубопроводов из сталей аустенитного, перлитного классов, углеродистых сталей и сплавов цветных металлов (кроме алюминия и его сплавов). Библиогр. 12, рис. 8.

*Ключевые слова:* дуговая орбитальная сварка, неплавящийся электрод, инертные газы, привод, электродвигатель постоянного тока, оптоэлектрический датчик скорости, транзисторный регулятор

Совершенствование автоматов для орбитальной сварки (GTAW) неповоротных стыков трубопроводов энергоблоков АЭС напрямую связано с повышением надежности работы исполнительных механизмов, в частности, электроприводов [1, 2]. Было показано [3], что управляемые электроприводы постоянного тока механизмов таких автоматов имеют ряд преимуществ по сравнению с электроприводами асинхронных электродвигателей переменного тока. При этом целесообразно использование приводов с отрицательной обратной связью по частоте вращения выходного вала электродвигателя.

Согласно исследованиям, проведенным в НИЦ СКАЭ с учетом особенностей эксплуатации автоматов для GTAW, в частности, когда сварочная головка с расположенными на ней исполнительными механизмами и система управления с контроллерами приводов могут находиться на значительном удалении друг от друга и в разных помещениях (что часто имеет место в атомной энергетике), наиболее стабильными, точными, надежными и независимыми от внешних возмущений для систем с отрицательной обратной связью по частоте вращения выходного вала электродвигателя являются инкрементальные оптоэлектрические датчики скорости вращения

(энкодеры), вырабатывающие строго постоянное количество выходных информационных импульсов прямоугольной формы (постоянную импульсную последовательность) за один оборот вала электродвигателя (рис. 1, а). В настоящее время на рынке Украины широко представлены как малогабаритные электродвигатели постоянного тока (мотор-редукторы) с двумя выходами вала, так и оптоэлектрические датчики скорости

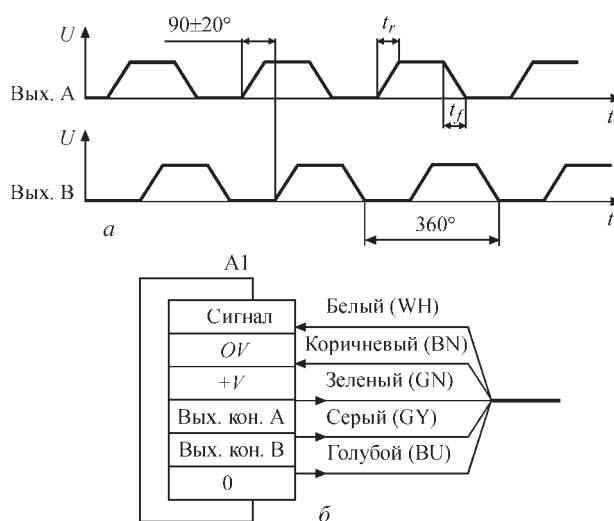


Рис. 1. Оптоэлектрический датчик скорости вращения вала электродвигателя (энкодер) 05.2420.1211.0128 (0125) фирмы «Kübler»: а — импульсные последовательности на информационных выходах А и В; б — схема подключения



честве «нижних» транзисторов  $VT2$  и  $VT4$ , функционирующих в режиме широтно-импульсной модуляции (ШИМ), MOSFET с каналом N-типа IRF3205Z. В случае, если индуктивность якоря электродвигателя имеет низкое значение (что характерно для электродвигателей постоянного тока малой мощности) последовательно с якорем могут быть включены индуктивности (с бесконечным или большим магнитным зазором)  $L1$  — между точками  $c$  и  $a$  и  $L2$  — между точками  $d$  и  $b$ . Если же требуется обеспечить функционирование привода повышенной мощности, то для управления «нижними» транзисторами  $VT2$  и  $VT4$ , работающих в режиме ШИМ, в схему привода может быть введен двухканальный драйвер  $DA2$ , например, типа IXDN604SIA разработки и производства фирмы «IXYS».

Для управления силовым транзисторным Н-мостом в рассматриваемом приводе в качестве основного элемента предлагается доступная в Украине специализированная микросхема MC33035DWG разработки и производства фирмы «ON Semiconductor», представляющая собой многоканальный микроконтроллер для управления электродвигателями постоянного тока и предназначенная для поверхностного монтажа, позволяющая осуществлять ШИМ и обеспечивающая защиту от токовых перегрузок управляемого Н-моста или его перегрева или от недопустимого снижения уровня напряжения питания собственно микросхемы. При этом скорость вращения вала электродвигателя определяется средним значением подаваемого на него напряжения, а регулирование числа оборотов вала электродвигателя и стабилизация этого числа в единицу времени достигаются путем изменений скважности импульсов питания стоков соответствующих «нижних» транзисторов Н-моста.

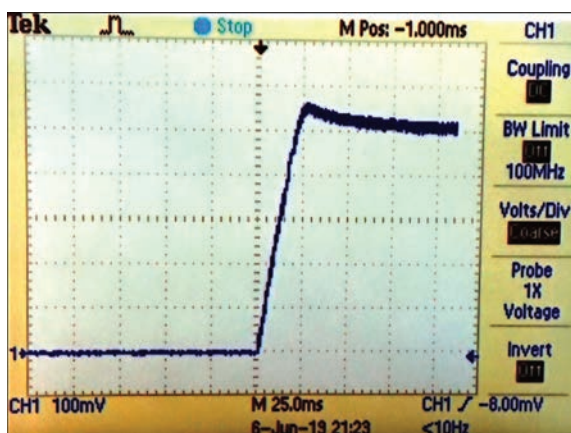


Рис. 3. Осциллограмма «разгона» привода механизмов вращения и колебания неплавящегося электрода автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов

При поступлении на вход BRAKE микроконтроллера (вывод 23 микросхемы  $DA1$ ) сигнала ПУСК (низкий логический уровень лог. «0») включаются в режиме открытого транзисторного ключа силовой транзистор  $VT1$  и в режиме ШИМ силовой транзистор  $VT4$ . Вследствие этого вал электродвигателя вращается с заданной скоростью и в заданном рабочем направлении. При реверсе на вход 3 микросхемы  $DA1$  поступает «высокий» логический уровень (уровень «единицы»), что вызывает выключение силовых транзисторов  $VT1$  и  $VT4$  и включение в режиме открытого транзисторного ключа силового транзистора  $VT3$ , а в режиме ШИМ — силового транзистора  $VT2$ .

Реализация останова при ручной или автоматической подаче сигнала «Стоп» осуществляется при поступлении на вход «Brake» микроконтроллера (вывод 23 микросхемы  $DA1$ ) «высокого» логического уровня (уровня «единицы»), в результате чего автоматически выключаются силовые транзисторы  $VT1$  и  $VT3$  и практически одновременно включаются силовые транзисторы  $VT2$  и  $VT4$ , которые при этом автоматически перейдут из режима ШИМ в режим постоянно открытых транзисторных ключей, что обеспечивает эффективное динамическое торможение электродвигателя.

На рис. 3 приведена осциллограмма, иллюстрирующая «разгон» (т. е. нарастание напряжения и тока привода во времени) полностью нагруженных приводов исполнительных механизмов автоматов для GTAW, а на рис. 4 — осциллограмма, иллюстрирующая «торможение» этих приводов. Из приведенных осциллограмм видно, что наибольшее время «разгона» (с учетом инерционности механизмов автоматов для GTAW) в пределах около 80 % наибольшего рабочего значения напряжения на якоре электродвигателя (наибольшего рабочего значения тока якоря) не превышает

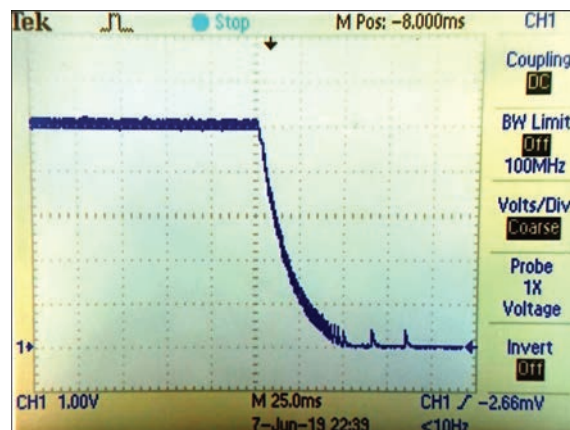


Рис. 4. Осциллограмма «торможения» привода механизмов вращения и колебания неплавящегося электрода автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов



20 мс, а наибольшее время «торможения» при тех же условиях составляет не более 25 мс.

Устанавливаемый заранее (программируемый) сигнал (напряжение) задания скорости регулируется в пределах от 0 до + 5 *V DC*, формируется вне основной части привода, подвергаясь при этом фильтрации высокочастотных составляющих, и поступает на инвертирующий вход усилителя ошибки микроконтроллера (вывод 11 микросхемы *DA1*). На инвертирующий вход этого усилителя ошибки (вывод 12 микросхемы *DA1*) через резистор *R1* подается сигнал (напряжение), среднее значение которого прямо пропорционально частоте импульсной последовательности на выходе одного из каналов энкодера. Этот сигнал формируется с помощью интегрального преобразователя «частота/напряжение» и фильтра 2-го порядка. Выходное напряжение усилителя ошибки воздействует на скважность импульсов ШИМ, частота которой определяется времязадающей *R3C1* цепочкой. В предлагаемом приводе частота ШИМ составляет около 25 кГц и, таким образом, с одной стороны выходит за пределы слышимого звукового диапазона и обуславливает незначительные пульсации тока якоря электродвигателя, а с другой обеспечивает приемлемый уровень динамических потерь в силовых транзисторах Н-моста.

Включение работающего в режиме постоянно открытого транзисторного ключа «верхнего» силового транзистора *VT1* (при этом «верхний» силовой транзистор *VT3* выключен) осуществляется подачей на затвор этого силового транзистора через резистор *R6* напряжения с выхода АТ микроконтроллера *DA1* (вывод 2 микросхемы *DA1*), а включение работающего в режиме постоянно открытого транзисторного ключа «верхнего» силового транзистора *VT3* (при этом «верхний» силовой транзистор *VT1* выключен и находится в состоянии постоянно закрытого транзисторного ключа) — подачей на затвор этого силового транзистора через резистор *R6* напряжения с выхода СТ микроконтроллера *DA1* (вывод 24 микросхемы *DA1*). Затворы силовых транзисторов *VT1* и *VT3* защищены *RCD*-цепочками: затвор силового транзистора *VT1* цепочкой *R10C2VD1*, затвор силового транзистора *VT3* цепочкой *R12C3VD5*. В течение всего цикла работы «верхнего» силового транзистора *VT1* «в паре» с ним в режиме ШИМ работает «нижний» силовой транзистор *VT4*, управляемый через резистор *R7* импульсным напряжением с выхода СВ микроконтроллера *DA1* (вывод 19 микросхемы *DA1*). При включенном состоянии «верхнего» силового транзистора *VT3* «в паре» с ним в режиме ШИМ работает «нижний» силовой

транзистор *VT2*, управляемый через резистор *R6* импульсным напряжением с выхода АВ микроконтроллера *DA1* (вывод 21 микросхемы *DA1*). Затворы силовых транзисторов *VT2* и *VT4* защищены *RD*-цепочками: затвор силового транзистора *VT2* цепочкой *R11VD2*, затвор силового транзистора *VT4* цепочкой *R13VD6*.

В процессе функционирования предлагаемого привода ограничение тока обеспечивается за счет напряжения на делителе *R8, R9*, сигнал с которого (через резистор *R8*) поступает на вход *Cs+* микроконтроллера (вывод 9 микросхемы *DA1*).

Описанный реверсивный привод в качестве унифицированного узла использован в автоматах АДЦ 627 УЗ.1, АДЦ 625 УЗ.1, АДЦ 626 УЗ.1, АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов [8, 9]. В автоматах АДЦ 627 УЗ.1, АДЦ 625 УЗ.1 и АДЦ 626 УЗ.1 для GTAW, предназначенных преимущественно для сварки методами автоопрессовки или последовательного проплавления, этот привод применен для обеспечения функционирования механизма вращения (вращателя) планшайбы сварочной головки вокруг свариваемых труб. В автоматах АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 описанный реверсивный привод предназначен для приведения в движение вращателя планшайбы, колебателя неплавящегося электрода и механизма подачи присадочной проволоки. Во всех моделях указанных автоматов во вращателях планшайб и колебателях неплавящегося электрода их сварочных головок используются имеющиеся на рынке Украины мотор-редукторы 2657 W 024 CR 30/1 фирмы «Faull Haber» и энкодеры 05.2420.1211.0128 (0125) фирмы «Kübler». В механизме подачи присадочной проволоки автоматов АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW применен доступный электродвигатель постоянного тока DCM 502070 — 1000 повышенной мощности ( $P_{\max} = 120$  Вт) со встроенным оптоэлектрическим датчиком скорости вращения вала (энкодером), на информационном выходе которого формируется импульсная последовательность с частотой следования 1000 имп/об, разработки и производства фирмы «Leadshine technology Co, Ltd». Номинальное напряжение этого электродвигателя составляет 30,3 В, номинальное значение тока якоря — 3,94 А, номинальная частота вращения вала — 2900 об/мин. Исходя из технических характеристик электродвигателя DCM 502070-1000 за основу принята схема описанного выше привода, но с незначительными изменениями — напряжение питания Н-моста выбрано +34 *V DC*, в цепи управления «нижними»

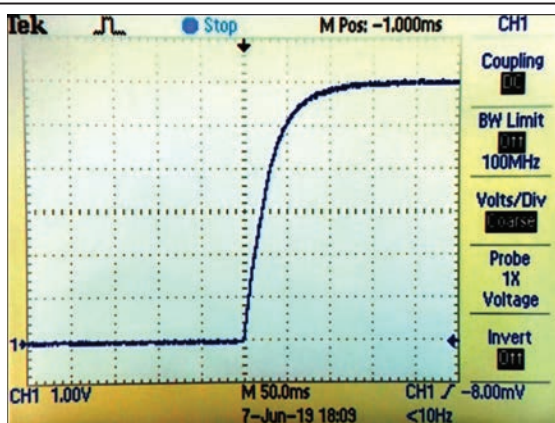


Рис. 5. Осциллограмма «разгона» привода механизма подачи присадочной проволоки автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов

силовыми транзисторами Н-моста введен драйвер DA2, подверглись коррекции номиналы компонентов фильтра 2-го порядка, на который нагружен выход преобразователя «частота/напряжение», а также номиналы резисторов R8, R9 (рис. 2).

На рис. 5 и 6 приведены осциллограммы, иллюстрирующие «разгон» и «торможение» соответственно при полностью нагруженном приводе механизма подачи присадочной проволоки автоматов АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW. Приведенные осциллограммы свидетельствуют о том, что время «разгона» этого привода (с учетом инерционности механизма подачи присадочной проволоки) не превышает 45 мс, а время «торможения» — 50 мс.

При осуществлении орбитальной сварки стыков трубопроводов энергоблоков АЭС одной из важнейших характеристик качества сварных соединений является допустимая нерегулярность глубины проплавления сварного шва в зависимости от пространственного положения неплавящегося электрода при заданной скорости сварки [2, 10]. Известно, что для достижения требуемого качества сварного соединения в этих случаях необходимо одновременно стабилизировать и скорость сварки (скорость перемещения головки сварочной с горелкой по траектории неповоротного стыка), и сварочный ток и напряжение сварки (длину дуги). И если стабилизация скорости сварки обеспечивается с помощью описанного привода, а стабилизация сварочного тока — за счет «вертикальных» («штыковых») выходных вольт-амперных характеристик источника сварочного тока, то стабилизация напряжения на дуге осуществима либо с помощью механических устройств для стабилизации длины дуги (СДД), либо с помощью устройств автоматического регулирования напряжения дуги (АРНД). Алгоритмы работы устройств СДД и АРНД, принципы их построения и технические требования к ним достаточно под-

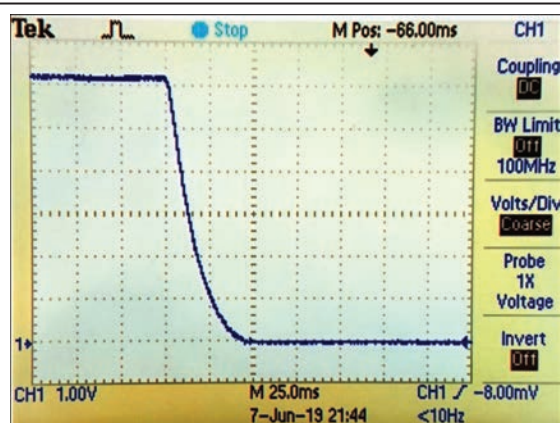


Рис. 6. Осциллограмма «торможения» привода механизма подачи присадочной проволоки автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов

робно изложены в работах [2, 5, 10, 11]. В автомате АДЦ 627 УЗ.1 для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов с номинальным наружным диаметром от 7 до 24 мм применено механическое устройство СДД. Во всех остальных упомянутых выше моделях автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов (с номинальным наружным диаметром от 18 до 219 мм) — унифицированное устройство АРНД, упрощенная схема которого приведена на рис. 7.

Основным элементом устройства АРНД является мощный операционный усилитель DA2, выход которого через ограничивающий резистор R подключен к якорию электродвигателя АРНД. Этот электродвигатель вращается в зависимости от сигнала ошибки, между заданным и фактическим текущим значениями напряжения дуги. В дифференциальном усилителе ошибки, входящего в структуру микросхемы DA2, его выходное напряжение прямо пропорционально разнице уровней напряжения дуги на прямом (вывод 1 микросхемы DA2) и инвертирующем (вывод 2 микросхемы DA2) входах. Рабочие точки стоковых характеристик выходных силовых транзисторов микросхемы DA2 определяются значением и знаком выходного напряжения указанного усилителя. Активация микросхемы DA2 осуществляется логическими уровнями с помощью цифровой микросхемы DD1 и оптотранзистора VT1, при этом если фототранзистор оптопары VT1 открыт, то микросхема DA2 находится в «спящем» состоянии. Переход (активация) микросхемы DA2 из «спящего» в рабочее (активное) состояние может состояться только в случае, когда фототранзистор оптопары VT1 полностью закрыт. Ограничение тока через выходные силовые транзисторы микросхемы DA2 определяется номинальным сопротивлением резистора R10. В момент, когда уровни напряжения на входах усилителя ошибки (выводы

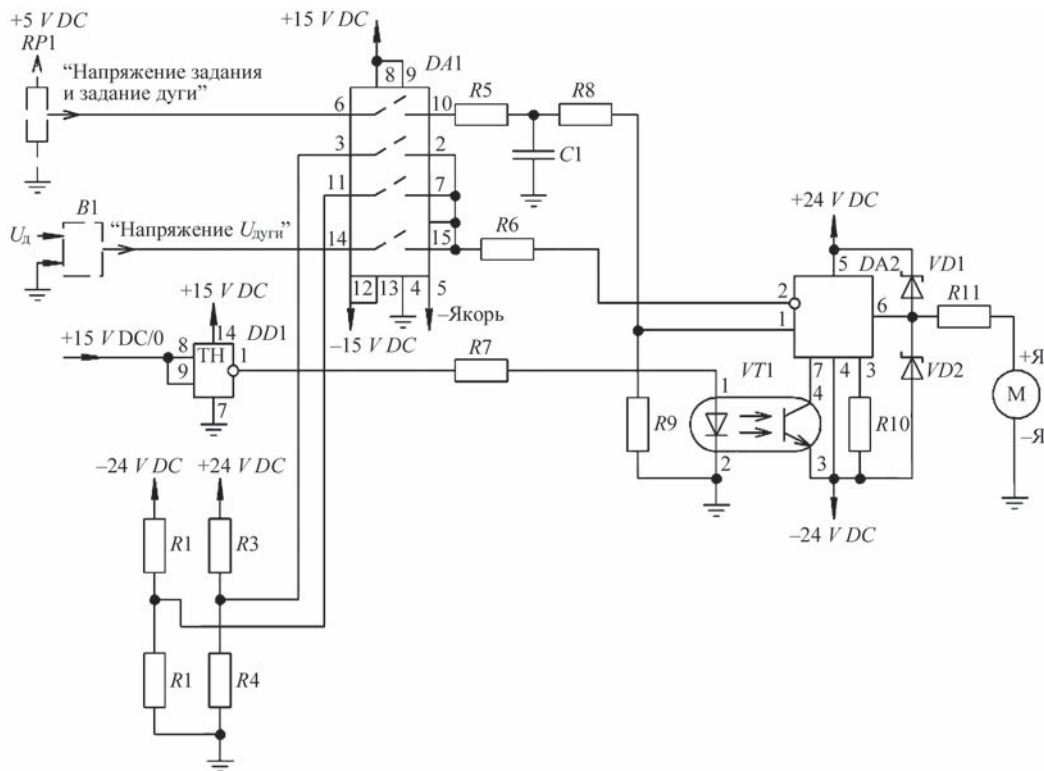


Рис. 7. Упрощенная принципиальная схема унифицированного устройства АРНД автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов

1 и 2 микросхемы DA2) станут равны друг другу, напряжение на выходе этого усилителя и на выходе силовых транзисторов микросхемы DA2 станет равно практически нулю и электродвигатель М прекратит вращение.

Сигнал задания напряжения дуги  $U_{\text{дуги зад.}}$  поступает извне через двухсторонний аналоговый ключ (замкнутые между собой выводы 6 и 10 микросхемы DA1), подвергается фильтрации с помощью Т-образного фильтра R5, R8, C1 и подается на прямой вход дифференциального усилителя ошибки микросхемы DA2.

Сигнал, пропорциональный фактическому текущему значению напряжения дуги  $U_{\text{дуги}}$ , формируется с точностью не хуже 1 % на выходе разработанного в НИЦ СКАЭ датчика напряжения В1 (типа ДН — 100С) [12], откуда через другой двухсторонний аналоговый ключ (замкнутые между собой выводы 14 и 15 микросхемы DA1) и резистор R6 подается на инвертирующий вход дифференциального усилителя ошибки микросхемы DA2.

Поскольку в автоматах АДЦ 627 УЗ.1, АДЦ 625 УЗ.1, АДЦ 626 УЗ.1, АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов предусмотрена возможность вида работы НАЛАДКА, при котором отсутствуют сварочный ток и напряжение дуги, предлагаемое устройство АРНД содержит резистивные делители R1, R2 и R3, R4. Сигналы с этих делителей служат для

имитации напряжения дуги и через соответствующие двухсторонние аналоговые ключи (замкнутые между собой выводы 11 и 7, 3 и 2, соответственно, микросхеме DA1) и резистор R6 поступают на инвертирующий вход дифференциального усилителя ошибки микросхемы DA2.

Для использования в устройстве АРНД мощной специализированной микросхемы с двухполярным питанием DA2 может служить, например, легко доступная в Украине микросхема ОРА547Т разработки и производства фирмы «Texas Instruments», в качестве двухсторонних аналоговых ключей DA1 может использоваться, например, микросхема DG411DY разработки и производства фирмы «VISHAY», в качестве цифровой микросхемы DD1 — микросхема HEF4093BT разработки и производства фирмы «NXP», а в качестве маломощного электродвигателя постоянного тока — например, мотор-редуктор 1524 Т 024 SR 16/7 3,71: 1 разработки и производства той же фирмы «Faull Haber». На рис. 8 приведена осциллограмма напряжения на входах дифференциального усилителя ошибки (для случая, когда разность между напряжением на прямом входе и напряжением на инвертирующем входе этого усилителя не превышает  $\pm 0,15$  В), согласно которой время полного «разгона» механизма АРНД не превышает 25 мс, а время полного «торможения» 60 мс.

Автоматы АДЦ 627 УЗ.1, АДЦ 625 УЗ.1, АДЦ 626 УЗ.1 для GTAW неповоротных стыков метал-



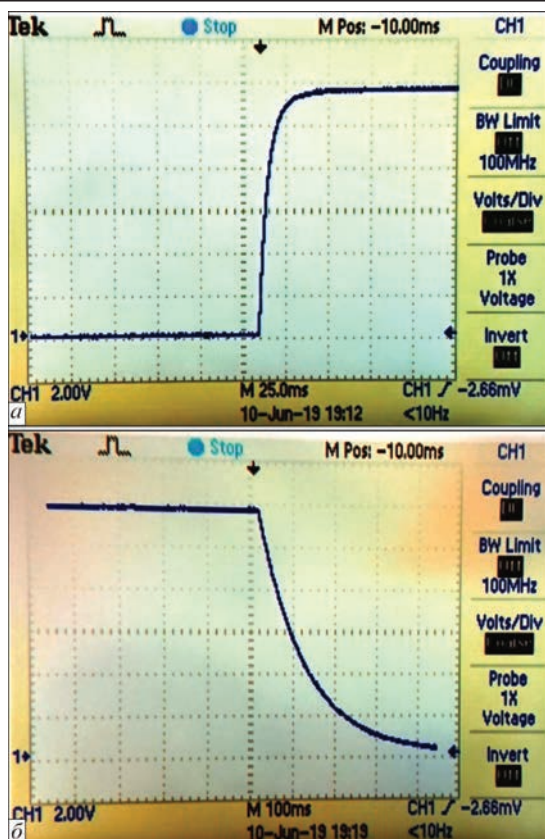


Рис. 8. Осциллограмма «разгона» (а) и «торможения» (б) механизма устройства АРНД автоматов для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов

лических трубопроводов, содержащие выше описанные приводы не только успешно выдержали комплексные технологические и эксплуатационные испытания в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины и НИЦ СКАЭ, но и прошли опытно-промышленную проверку в ОП «Атомэнергомах», ОП «КБ «Атомприлад» ГП «НАЭК «Энергоатом», а также в ООО «ТИСЭР», причем опытные образцы автоматов АДЦ 627 УЗ.1 со сварочными головками АДЦ 627. 03. 00. 000 и АДЦ 627. 03. 00. 000-01 находятся в эксплуатации с 2010 г. и до настоящего времени. Результаты опытно-промышленной проверки положительны. В настоящее время в НИЦ СКАЭ завершаются комплексные технологические и эксплуатационные испытания автоматов АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW неповоротных стыков металлических трубопроводов с колебаниями неплавящегося электрода и механизированной подачей присадочной проволоки.

## Выводы

1. Применение отрицательной обратной связи по скорости вращения вала электродвигателя постоянного тока, организованной с помощью соответствующего датчика (оптоэлектрического энкодера), значительно улучшает статические и динамические характеристики приводов исполни-

тельных механизмов автоматов для GTAW неповоротных стыков цилиндрических металлических трубопроводов (по сравнению с бездатчиковыми приводами), существенно расширяет диапазон регулирования приволов (не менее, чем в два раза), повышает стабильность их работы и обеспечивает необходимую точность задания скорости вращения валов электродвигателей исполнительных механизмов упомянутых автоматов для GTAW.

2. Экспериментально установлено, что время полного разгона и торможения мотор-редукторов таких механизмов не превышает 20 и 25 мс (для привода механизма подачи присадочной проволоки — 45 и 50 мс, соответственно), что обуславливает возможность функционирования автоматов для GTAW в режимах шаго-импульсной сварки (с частотой не более 2 Гц) и сварки модулированным током с соотношением  $I_{\text{и}}/I_{\text{п}} = 4/1$  (где  $I_{\text{и}}$  — наибольшее значение сварочного тока в импульсе, а  $I_{\text{п}}$  — наибольшее значение сварочного тока в паузе) и частотой до 4 Гц.

3. В описанных унифицированном реверсивном приводе и устройстве АРНД отсутствуют какие-либо электромеханические коммутирующие элементы, что повышает надежность этого привода и устройства и предоставляет возможность управления включением/выключением этого привода и устройства с помощью логических сигналов во всех возможных режимах работы автоматов для GTAW.

4. Приведенное в настоящей работе устройство АРНД также унифицировано, построено по сравнительно простой электрической схеме, характеризуется высокой надежностью и обеспечивает, поддержание стабильным заданное значение напряжения дуги с точностью не хуже лучших зарубежных образцов устройств АРНД.

5. Разработанные и описанные унифицированный реверсивный привод и устройство АРНД могут быть эффективно использованы в любых других установках (в частности, в автоматах и комплексах) для сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов или их смесей, если в приводах механизмов этих установок применяются электродвигатели или мотор-редукторы с двумя выходами вала (например, такая возможность предусмотрена для электродвигателей постоянного тока серии ДПР). При этом в качестве датчиков скорости вращения вала электродвигателей могут быть использованы не только оптоэлектрические датчики, но и других типов — например, тахогенераторы или индукционные датчики, основанные на эффекте Холла.

*В заключение авторы выражают искреннюю признательность инженерам Д.С. Олияненко и В.Е. Водоласкому за ценную помощь при выполнении, оформлении и подготовке к печати настоящей работы.*

### Список литературы

1. Полосков С.И., Букаров В.А., Ищенко Ю.С. (2000) Влияние отклонений параметров режима аргонодуговой сварки неповоротных стыков труб на качество сварных соединений. *Сварка и смежные технологии. Всероссийская научно-техническая конференция. Сб. докладов. Москва, МЭИ (ТУ)*, сс. 22 – 25.
2. (1986) *Оборудование для дуговой сварки*. Справ. пособие Смирнов В.В. (ред.). Ленинград, Энергоатомиздат.
3. Ланкин Ю.Н., Семикин В.Ф., Суший Л.Ф. (2010) Управление бездатчиковыми приводами постоянного тока сварочных установок. *Автоматическая сварка*, **3**, 30–35.
4. (2019) *Product list by «Kübler»*. URL: <http://www.kuebler.com>
5. Гладков Э.А. (2006) *Управление процессами и оборудованием при сварке*. Учебн. пособие для студ. высш. учеб. заведений. Москва, Издательский центр «Академия».
6. Маниктала С. (2008) *Импульсные источники питания от А до Z*. Пер. с англ. Киев, МК–Пресс», Санкт-Петербург, «КОРОНА-ВЕК».
7. Готлиб И.М. (2002) *Источники питания. Инверторы, конверторы, линейные и импульсные стабилизаторы*. Москва, Постмаркет.
8. Махлин Н.М., Коротынский А.Е., Богдановский В.А. и др. (2011) Одно- и многопостовые системы для автоматической сварки неповоротных стыков трубопроводов атомных электростанций. *Автоматическая сварка*, **11**, 34–44.
9. Махлін Н.М., Коротинський О.С., Свириденко А.О. (2013) Апаратно-програмні комплекси для автоматичного зварювання неповоротних стиків трубопроводів атомних електростанцій. *Наука та інновації*, **9**, 6, 31–45.
10. Букаров В.А. (2002) *Технология дуговой автоматической сварки в защитных газах. Сварка в атомной промышленности и энергетике*. Труды НИКИМТ. Москва, Издат. АТ 2002, Т.1, сс. 149–210.
11. Лебедев В.К., Черныш В.П. (редакторы) (1986) *Автоматизация сварочных процессов*. Киев, Вища школа.
12. Коротынский А.Е., Махлин Н.М., Буряк В.Ю., Кункин Д.Д. (2005) Универсальный датчик электрических параметров сварки. *Автоматическая сварка*, **3**, 56–58.

### References

1. Poloskov, S.I., Bukarov, V.A., Ishchenko, Yu.S. (2000) Influence of variations of parameters of argon-arc welding of pipe position butt joints on quality of welded joints. In: *Proc. of All-Russian Sci.-Techn. Conf. on Welding and Related Technologies. MPEI*, 22-25 [in Russian].
2. (1986) *Equipment for arc welding: Refer. book*. Ed. by V.V. Smirnov. Leningrad, Energoatomizdat [in Russian].
3. Lankin, Yu.N., Semikin, V.F., Sushy, L.F. (2010) Control of sensorless DC drives of welding machines. *The Paton Welding J.*, **3**, 24-29.
4. (2019) *Product list by «Kuebler»*. URL: <http://www.kuebler.com>.
5. Gladkov, E.A. (2006) *Control of processes and equipment in welding: Manual for students of higher education institutions*. Moscow, Akademiya [in Russian].
6. Manuktala, S. (2008) *Pulse power sources from A to Z*. Kiev, MK-Press; St.- Petersburg, KORONA-VEK [in Russian].
7. Gotlib, I.M. (2002) *Power sources. Inverters, converters, linear and pulse stabilizers*. Moscow, Postmarket [in Russian].
8. Makhlin, N.M., Korotynsky, A.E., Bogdanovsky, V.A. et al. (2011) Single- and multioperator systems for automatic welding of position butt joints of nuclear power plant piping. *The Paton Welding J.*, **11**, 28-36.
9. Makhlin, N.M., Korotynsky, A.E., Svyrydenko, A.O. (2013) Hardware-software complexes for automatic welding of position butt joints of nuclear power plants piping. *Nauka ta Innovatsii*, **9(6)**, 31-45 [in Ukrainian].
10. Bukarov, V.A. (2002) Technology of automatic shielded-gas arc welding. In: *Welding in nuclear industry and power engineering: Transact. of NIKIMT*. Moscow, Izdat. AT2002, **1**, 149-210 [in Russian].
11. (1986) *Automation of welding processes*. Ed. by V.K. Lebedev, V.P. Chernysh. Kiev, Vyshcha Shkola [in Russian].
12. Korotynsky, A.E., Makhlin, N.M., Buryak, V.G., Kunkin, D.D. (2005) Universal sensor of electric parameters of welding. *The Paton Welding J.*, **3**, 49-50.

## ПРИВОДИ МЕХАНІЗМІВ АВТОМАТІВ ДЛЯ ОРБІТАЛЬНОГО ТІГ ЗВАРЮВАННЯ СТИКІВ МЕТАЛЕВИХ ТРУБОПРОВОДІВ ЕНЕРГОБЛОКІВ АЕС

Н.М. Махлін, В.Ю. Буряк

ДП «НДЦ ЗКАЕ ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України».

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [electro@paton.kiev.ua](mailto:electro@paton.kiev.ua)

Електроприводи є невід’ємними пристроями будь-яких зварювальних установок для дугового та плазмового зварювання. Оскільки до точності і надійності виконавчих механізмів сучасних автоматів для орбітального зварювання неповоротних стиків трубопроводів енергоблоків АЕС пред’являється ряд специфічних вимог, то ці вимоги накладаються і на приводи, що призводять їх до руху, що вимагає розробки останніх. Описано схеми уніфікованих реверсивних приводів постійного струму виконавчих механізмів сучасних автоматів для орбітального зварювання неповоротних стиків трубопроводів АЕС. Розроблено транзисторний привід зі зворотним зв’язком від оптичного датчика швидкості, що відрізняється високою надійністю, можливістю точного попереднього завдання (програмування) швидкості обертання валу електродвигуна, відсутністю механічних комутуючих контактів для пуску або зупинки, або для реверсу, а також пристрій високочастотного швидкодіючого автоматичного регулювання напруги дуги. Наведено результати промислової експлуатації деяких розроблених в НДЦ ЗКАЕ автоматів для орбітального зварювання, в яких використано описані реверсивні приводи і пристрій автоматичного регулювання напруги дуги. Мета цієї роботи — представлення результатів робіт, проведених в НДЦ ЗКАЕ у напрямку створення складових частин автоматів для орбітального зварювання неповоротних стиків тонкостінних трубопроводів із сталей аустенітного, перлітного класів, вуглецевих сталей та сплавів кольорових металів (крім алюмінію і його сплавів). Бібліогр. 12, рис. 8.

*Ключові слова:* дугове орбітальне зварювання, неплавкий електрод, інертні гази, привід, електродвигун постійного струму, оптикоелектричний датчик швидкості, транзисторний регулятор



# DRIVES OF MECHANISMS OF AUTOMATIC MACHINES FOR ORBITAL TIG WELDING OF METAL PIPELINE JOINTS IN NPP POWER UNITS

N.M. Makhlin, V.Yu. Buriak

SE «SEC of Welding and Control in the Field of Nuclear Energy of Ukraine of E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine». 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: electro@paton.kiev.ua

Electric drives are integral devices of any welding installations for arc and plasma welding. Since the accuracy and reliability of the actuating mechanisms in modern automatic machines for orbital welding of stationary joints of pipelines in NPP units present a number of specific requirements, these requirements are also imposed on the mechanisms for their driving, which required the development of the latter. The schemes of unified reversible DC drives of actuating mechanisms in modern automatic machines for orbital welding of stationary pipe joints in NPP are described. A transistor drive with feedback from an optical speed sensor, characterized by high reliability, ability to accurately pre-set (program) the rotation speed of the motor shaft, absence of mechanical switching contacts for starting or stopping, or for reversing, as well as a high-precision automatic arc voltage control device was designed. The results of industrial operation of some orbital welding machines, designed at the Scientific and engineering center of welding and control in the field of nuclear energy, are given, which use the described reversing drives and the device for automatic arc voltage control. The aim of this work is to present the results of the works carried out at the Scientific and engineering center of welding and control in the field of nuclear energy in the direction of creating components of automatic machines for orbital welding of stationary joints in thin-walled pipelines of austenitic, pearlitic and carbon steels and non-ferrous metal alloys (except aluminum and its alloys). 12 Ref., 8 Fig.

**Keywords:** arc orbital welding, non-consumable electrode, inert gases, drive, direct current electric motor, opto electrical speed sensor, transistor regulator

Поступила в редакцию 14.06.2019

## Подписка – 2020 на журнал «Автоматическая сварка»

[www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as](http://www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as)

Подписной индекс 70031

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
2400 грн.	4800 грн.	90 дол. США	180 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.			



Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств:

ДП «Преса», «Пресцентр», «АС-Медиа» (Украина); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).

## Подписка – 2020 на журнал «The Paton Welding Journal»

[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

Подписной индекс 21971



Украина		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
2400 грн.	4800 грн.	192 дол. США	384 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.			

**Правила для авторов, лицензионные соглашения, архивные выпуски журналов на сайте издательства [www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com).**

**В 2019 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2017 гг. в формате \*.pdf.**

Подписано к печати 11.07.2019. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,14. Усл.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44.

Печать ООО «ДИА». 03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.

© Автоматическая сварка, 2019



## РАЗВИТИЕ ПРОИЗВОДСТВА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ЧАО «ПЛАЗМАТЕК»

На протяжении вот уже 18-ти лет предприятия корпорации «ПлазмаТек» занимаются изготовлением сварочных материалов. Корпорация уже не первый год занимает ведущую позицию в производстве сварочных электродов и сварочной проволоки в Украине. Благодаря добычи сырья, закупки уникального оборудования, модернизации уже имевшегося технологического оборудования, постоянному совершенствованию технологий производства достигнуто повышение качества выпускаемой продукции. За два последних года на двух основных заводах с большой производственной мощностью — ПлазмаТек и ООО «Светлогорский завод сварочных электродов» (СЗСЭ) — было введено в эксплуатацию более современное и прогрессивное оборудование как собственного производства (ООО «Прагмафактор»), так и производства других стран (Германии, Швеции). При этом разработаны и освоены в производстве ряд новых марок сварочных электродов. Для модернизации процесса производства сварочных электродов было введено в эксплуатацию:

- четыре интенсивных смесителя для приготовления обмазки электродов;
- брикетировочные прессы для формирования брикетов;
- машины для очистки бракованных электродов;
- подающие механизмы, которые были переведены на зубчато-ременную передачу;
- машины для зачистки торцов электродов (также переведены на зубчато-ременную передачу, установлены транспортировочные ремни на разъемных замках);
- четыре электрообмазочных прессы новой конструкции, гидростанции для них;
- печи новой модели, что уменьшает затраты на электроэнергию;
- обновленная линия по приготовлению жидкого стекла (стекловарочные баки, баки отстойники, корректировочные баки);
- комплекс по переработке компонентов электродного производства;
- разработанный куб-смеситель для приготовления сухой электродной массы, что дало возможность уменьшить количество пыли и вибраций;
- закупленная линия по производству тубусной упаковки.

Кроме того, на СЗСЭ построен и введен в эксплуатацию склад для сырья и готовой продукции общей площадью 1800 м<sup>2</sup>.

Для производства сварочной проволоки ПлазмаТек ввел в эксплуатацию:

- третью линию для производства омедненной проволоки шведского производителя Lamnea Bruk;
- две линии прецизионной намотки на катушку BS300, одна из которых собственного производства;
- горизонтальную намоточную машину (2 т), что дало возможность оптимизировать технологический процесс;
- линию намотки сварочной проволоки в бочки массой 250 кг, что расширило ассортимент продукции компании и позволило достичь производства более 200 т проволоки в месяц;
- машину намотки проволоки в технологические бочки весом до 2 т (она позволяет увеличить производительность линии тонкого волочения за счет повышения скорости волочения и оптимизации процессов волочения);
- машину очистки проволоки шнурами Helicord, немецкого производителя, для повышения качества конечного продукта.

Для освоения производства катанки отечественных производителей дополнительно приобретено оборудование плазменной очистки проволоки и печи для отжига в защитной атмосфере. Это, в свою очередь, дало возможность использовать сырье украинского производства и улучшить технологию изготовления проволоки. В частности, технология плазменной очистки позволила получить качество поверхности проволоки на уровне качества после химического травления, но процесс проходит значительно быстрее и без химических реагентов, которые необходимо утилизировать.

В научно-исследовательской лаборатории ПлазмаТек разработаны и внедрены в производство реактивы для промывки проволоки перед меднением и ингибитор ванны меднения (до этого пользовались шведскими реактивами), что позволило заменить импортные материалы, а в случае промывки существенно улучшить процесс, предложенный шведскими специалистами.

Также ведутся работы по внедрению в производство проволок с необмедненной полированной поверхностью. Специальное покрытие, наноси-

Таблица 1. Механические свойства металла шва (электроды УОНИ 13/55)

$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup> при температуре испытаний			
				+20 °C	–20 °C	–40 °C	–50 °C
$\frac{480...498}{489}$	$\frac{594...600}{597}$	$\frac{25,7...31,3}{28,5}$	$\frac{69,8...69,9}{69,8}$	$\frac{189...207}{199}$	$\frac{98...111}{105}$	$\frac{48...72}{59}$	$\frac{31...35}{33}$

мое на поверхность проволоки, обеспечивает надежную консервацию от влаги воздуха и при этом обеспечивается качественный контакт с токоподводящим наконечником. Планируется расширение площади цеха по производству омедненной проволоки, что позволит установить дополнительное количество линий намотки.

В настоящее время введена в эксплуатацию и успешно функционирует обогащительная фабрика в г. Бердичев, где налажено производство электродной шихты, а также установлена новая линия по производству целлюлозы. Это позволяет обеспечивать изготовление продукции на наших основных производственных площадках.

Кроме того, на ЧАО «ПлазмаТек» ведутся работы по созданию новых, усовершенствованию существующих и освоению производства востребованных рынком электродов. В частности, можно отметить:

**Электроды УОНИ 13/55.** С целью улучшения сварочно-технологических свойств электродов и механических свойств металла шва, а также снижения склонности покрытия к поглощению атмосферной влаги откорректирован состав покрытия и некоторые технологические параметры его изготовления (в частности, гранулометрический состав порошков отдельных сырьевых материалов). Корректировка включала в себя дополнительное введение в состав покрытия рутилового концентрата, железного порошка, а также специальной добавки, снижающей склонность покрытия к поглощению влаги из атмосферы.

Сварочно-технологические свойства электродов характеризуются более стабильным горением дуги и лучшим формированием валика металла шва. Типичный состав наплавленного металла, мас. %: 0,06 C; 0,50 Si; 1,17 Mn; 0,014 S; 0,013 P; 0,030 Ti. Механические свойства металла шва приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что электроды обеспечивают высокие механические свойства металла шва, в том числе и ударную вязкость при –40 °C.

Покрытие откорректированных электродов характеризуется низкой склонностью к поглощению атмосферной влаги.

**Электроды УОНИ 13/55 Плазма.** Разработанные более 10 лет назад электроды по стандарту AWS 5.1 относятся к широко известному типу за рубежом E7018. Благодаря сочетанию превос-

Таблица 2. Поглощение влаги покрытием электродов УОНИ 13/55 Плазма и контрольными электродами ( $\phi = 80 \%$ ,  $T = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$ )

Марка электрода	Изготовитель	Поглощено влаги покрытием, %		
		через 9 ч	через 24 ч	через 7 сут
УОНИ 13/55 Плазма, откорректированный вариант	ПлазмаТек	0,18	0,20	0,38
УОНИ 13/55 Плазма, контрольные		0,29	0,79	3,80
FOX EV50	«Böhler»	0,38	0,46	0,79
P48S	«Elga»	0,33	1,19	2,07

ходных сварочно-технологических и высоких механических свойств металла шва они получили широкое применение для сварки различных изделий ответственного назначения. Для увеличения экспортных возможностей электродов выполнена корректировка технологии с целью достижения низкой гигроскопичности покрытия. Ставилась задача, чтобы покрытия термообработанных электродов при их выдержке (80 % влажность,  $T = 27 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ) в течение 9 ч поглощали не более 0,4 % влаги. Такие электроды классифицируются по стандарту AWS 5.1 как E7018H4R (R — обозначает, что электроды прошли тест на стойкость покрытия против поглощения влаги).

Корректировка осуществлена за счет обеспечения оптимального состава комбинированного натриево-калиевого силикатного связующего, применения специального пластификатора и технологической добавки. В табл. 2 приведены результаты оценки гигросорбционной стойкости покрытия откорректированных электродов в сравнении с контрольными электродами, изготовленными по традиционной технологии, а также с электродами подобного класса известных зарубежных изготовителей.

**Электроды с рутиловым покрытием для сварки высоколегированных сталей.** Электроды с основным покрытием для сварки коррозионностойких сталей (ОЗЛ-8, ОЗЛ-6, ЦЛ-11 и др.), традиционно используемые на постсоветском пространстве, по сварочно-технологическим свойствам не соответствуют современным требованиям. На мировом рынке в настоящее время доминируют электроды с рутиловым покрытием, характеризующиеся прекрасными сварочно-тех-

**Таблица 3.** Химический состав наплавленного металла, мас. %

Марка электрода	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb+Ta	Mo	S	P	Содержание феррита (FN)
	не более							не более		
ОЗЛ-8 Плазма	0,04	1,0	2,0	18...21	9...11	-	≤0,75	0,025	0,030	3...10
Монолит М-308L										
ЦЛ-11 Плазма	0,08	1,0	2,0	18...21	9...11	8×C...1,0	≤0,75	0,025	0,030	4...14
Монолит М-347										
ОЗЛ-6 Плазма	0,04	1,0	2,5	22...25	12...14	-	≤0,75	0,025	0,030	5...15
Монолит М-309L										
Монолит М-316L	0,04	1,0	2,0	17...20	11...13	8×C...1,1	2,5...3,0	0,025	0,030	5...15
Монолит М-318L	0,08	1,0	2,0	17...20	11...13		2,5...3,0	0,025	0,030	5...15

**Таблица 4.** Механические свойства металла шва, не менее

Марка электрода	$\sigma_r$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta_s$ , %	$KCV$ , Дж/см <sup>2</sup> (+20 °С)
ОЗЛ-8 Плазма Монолит М-308L	320	510	30	70
ЦЛ-11 Плазма Монолит М-347	350	550	25	47
ОЗЛ-6 Плазма Монолит М-309L	320	510	25	60
Монолит М-316L	320	510	25	70
Монолит М-318L	350	550	25	60

нологическими свойствами и технологичностью в изготовлении.

В ЧАО «ПлазмаТек» разработана и запущена в производство серия электродов с рутиловым покрытием, предназначенных для сварки на постоянном и переменном токе наиболее употребляемых марок высоколегированных сталей. Технические характеристики электродов приведены в табл. 3 и 4.

Для изготовления всех приведенных выше электродов применяется литийсодержащее силикатное связующее, которое разработано и изготавливается непосредственно на ЧАО «ПлазмаТек».

**Электроды для наплавки.** Разработан и выпускается электрод марки Монолит М-Feб с рутил-основным покрытием, предназначенный для наплавки на постоянном и переменном токе упрочняющих слоев, работающих в условиях интенсивного абразивного износа в сочетании с умеренными ударными нагрузками (сельскохозяйственная техника, деревообрабатывающие инструменты, погрузочные машины, миксеры и др. Типичный химический состав наплавленного металла, мас. %: 0,55 С; ≤0,90 Si; 0,7 Mn; 10 Cr; 12 V; 1,0 Mo; ≤0,04 S, P. Твердость наплавленного металла после сварки HRC 52...58.

**Электроды для сварки и наплавки чугуна.** Для сварки и наплавки чугуна разработаны и находятся в стадии налаживания производства

электроды со специальным покрытием на чисто никелевой (марка Монолит EN-1-C1) и никель-железной (марки Монолит ENiFe-C1) основах.

**Другие электроды.** Освоено производство электродов для энергетики марок ЦУ-5, ЦЛ-39, ТМЛ-1н, ТМЛ-3у, ТМУ-21у, а также известных электродов ЭА-395/9.

Все перечисленные выше модернизации производства позволили увеличить качество продукции и мощности завода ПлазмаТек и СЗСЭ, а также частично перейти на новое оборудование собственного производства. Качественная продукция, как и качественное оборудование — главный показатель всего производства.

Наша лаборатория в Рудниках в 2019 г. получила сертификат ТЮФ Рейналд, прошли аттестацию все виды оборудования. Кроме того, лаборатория оснащена современным оборудованием для определения качества сырья и материалов, в том числе и тех, которые используются для изготовления оборудования, инструментов, и непосредственно для изготовления самой продукции. На данный момент проходит стадию привлечения нового оборудования: анализатор диффузионного водорода в металле шва или наплавленном металле G4Phoenix и рентгенофлуорисцентный спектрометр ElvaX Plus, что даст возможность оперативно и качественно определять химический состав металлов и сырья.

Лаборатория на Светлогорском заводе оснащена современным спектрометром ML300 (MiniLab 300), выполняющим все виды входного контроля, химические анализы (химический анализ наплавленных образцов), а также мониторинг качества изделий машиностроения и др.

И это далеко не все достижения и инновации в корпорации «ПлазмаТек». В планах на будущее: новое оборудование, упрощение технологических процессов, улучшение условий труда и контроля качества, реализация инновационных идей и многое другое.

В.П. Слободянюк, ЧАО «ПлазмаТек».



## **Cutting World 2020**

### **Ярмарка профессиональных технологий резки**

С 28 по 30 апреля 2020 г. Cutting World будет открыта в Messe Essen. Это единственная выставка, которая концентрируется на всей технологической цепочке на тему резки. Многочисленные экспоненты уже воспользовались возможностью, чтобы обеспечить зоны стендов в новом зале 8. В их число входят следующие компании: Assfalg, Boschert, Cam Concept, Eckelmann, Kjellberg, MGM, ProCom and Rosenberger, Air Liquide Deutschland, BKE, IHT Automation, NUM, STM Waterjet and Yamazaki Mazak. Заинтересованные участники могут найти регистрационные документы на [www.cuttingworld.de](http://www.cuttingworld.de). Крайний срок регистрации 30 ноября 2019 г.

«Cutting World позволит нам представить наше программное обеспечение CAD / CAM компетентной торговой общественности. Кроме того, мы надеемся на живой обмен идеями с другими участниками. Эта ярмарка предложит оптимальные условия для этой цели», — сказал Бернхард Терзер, управляющий директор Cam Concept. Майкл Розер, менеджер по продажам машиностроительной компании Boschert, также следил за предстоящей выставкой: «Мы с нетерпением ждем участия в Cutting World, которая, как выставка, посвящена исключительно резке. Мы ждем профессионалов и дискуссий и как экспонент будем рады внести свой вклад в превращение Cutting World в ведущее выставочное событие во всем мире». Ассортимент, предлагаемый на Cutting World, будет включать, помимо прочего, инновационные установки для кислородно-ацетиленовой резки, установки для плазменной резки, системы лазерной резки, установки для водоструйной резки. Помимо технологий резки, ассортимент, предлагаемый на выставке, будет включать рабочие процессы в восходящем и нисходящем направлениях, начиная с планирования, управления программным обеспечением и системами фильтрации, удаление заусенцев и скашивание кромок материалов вплоть до хранения и логистики. Параллельно с выставкой будет проведен Немецкий конгресс по резке и Немецкий конгресс по газопламенной резке.

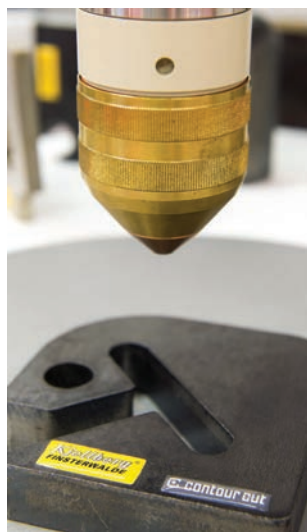
Конференции состоятся в Messe Essen. В рамках программы конгрессов экспоненты также смогут выступить с лекциями по передовой практике и впоследствии представить соответствующие машины на своих стендах. Для посетителей Cutting World в стоимость билета входит участие в Немецком конгрессе по резке и Немецкой конференции по газопламенной резке. Волкер Кринк, руководитель отдела развития в Kjellberg Vertrieb GmbH, объясняет, что стало решающим для участия компании в выставке: «Cutting World — единственное мероприятие в Германии, которое на 100 % посвящено технологиям резки. Как ведущий производитель технологий плазменной резки, Kjellberg должен быть там».

В 2020 г. Cutting World впервые пройдет в модернизированном зале 8 в Messe Essen. Экспоненты и посетители попадут в зал через новое, залитое светом стеклянное фойе. Восточный конгресс-центр расположен в непосредственной близости и будет принимать Немецкий конгресс по резке и Немецкую конференцию по газопламенной резке.

Cutting World станет идеальным местом, где экспоненты смогут представить новые продукты и вступить в дискуссии с деловыми партнерами. Сочетание теории и практики позволит совершенно по-новому взглянуть на эффективность этого высокотехнологичного сектора и увеличит его потенциал продаж. Кристина Кляйнпасс, руководитель проекта «Мир резки», считает, что ярмарка в Эссене станет еще одной возможностью для экспонентов найти клиентов: по данным Schneidforum Consulting (организатор Немецкого конгресса по резке и Немецкой конференции по газопламенной резке), значительная часть из примерно 36000 режущих установок с ЧПУ в Германии расположена в Рурской области. Число квалифицированных рабочих, операторов, поставщиков комплектующих и лиц, принимающих решения в секторе Рейна и Рура, во много раз больше.

Кроме того, участники Cutting World получают выгоду от благоприятного для инвестиций климата, потому что рынок режущих установок находится в состоянии постоянного изменения. Почти половине существующих металлорежущих станков уже более семи лет, и в этом секторе все больше требуются современные процедуры создания сетей и взаимосвязи последующих и начальных процессов обработки. Благодаря технологиям Industry 4.0 эксперты ожидают дополнительный потенциал получения прибыли в диапазоне миллиардов Euro для машиностроения в Германии в ближайшие годы.

По материалам пресс-релиза Cutting World 2020



## **Зварювання послідовними дугами TPS/i TWIN Push — оптимальне поєднання для підвищення ефективності\***

*Компанія Fronius пропонує метод зварювання послідовними дугами на базі зварювальної платформи TPS/i. Компактніша і простіша у використанні мережева система високошвидкісного зварювання TPS/i TWIN Push допомагає оптимізувати робочий процес. Це дозволяє зварювальникам пришвидшити наплавлення та зварювання, а також підвищити ефективність виробництва, оскільки за такого методу значно зменшуються обсяги доопрацювань та попереднього складання конструкцій.*

Високошвидкісне зварювання характеризується великою швидкістю наплавлення, за рахунок чого можна збільшити розмір зварного шва і прискорити процес загалом. Це актуально, зокрема, для з'єднання великих компонентів або сполучення довгих швів під час будівництва суден, виготовлення будівельної техніки, автофургонів і автомобільних запчастин. Потужний процесор платформи TPS/i дає змогу вдосконалити синхронізовану процедуру зварювання послідовними дугами TWIN Push. Рівномірніше наплавлення збільшує надійність швів, а завдяки розмаїттю варіантів перекриття зазорів можна прискорити роботу на етапі підготовки компонентів. Крім того, скорочуються обсяги доопрацювань, оскільки точне керування процесом зварювання забезпечує контрольований відрив крапель і знижує тепловий вплив на компонент, а отже, мінімізує утворення бризок і деформацій.

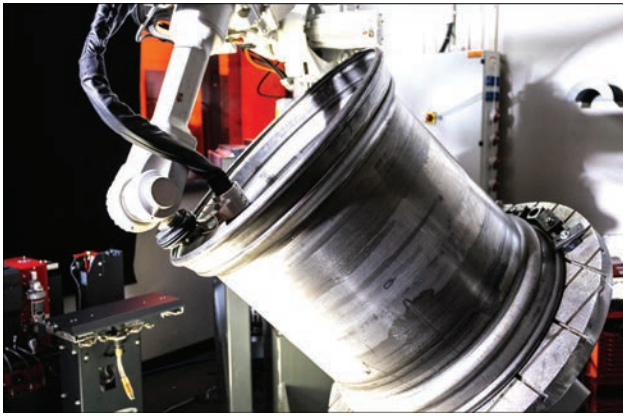
Нова методика TPS/i TWIN Push, розроблена компанією Fronius, — це широкі можливості виконання процесів і керування ними, а саме: завдяки функції PMC (Pulse Multi Control) TWIN створюється коротка спрямована імпульсна зварювальна дуга, що гарантує якісніше проплавлення і прискорює зварювання. За допомогою опції PulseSync можна вибрати оптимальну швидкість переміщення двох дротових електродів. Це розширює можливості для налаштування характеристик зварювання щодо кожного окремого компонента і для пришвидшення процесу загалом. Джерело струму автоматично регулює всі відповідні параметри, зокрема, характеристики запалювання, точку відриву крапель і тривалість імпульсів. Нові механізми керування полегшують роботу зварювальника ще й тому, що стабілізатори довжини дуги



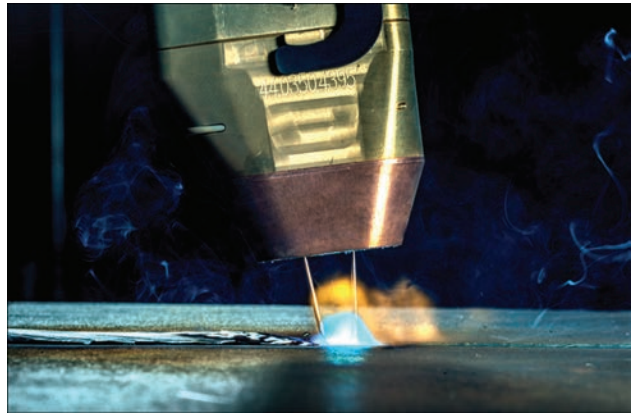
TPS/i TWIN Push складається з двох потужних зварювальних систем TPS/i, контролера TWIN, компактного механізму подавання дроту, системи охолодження, шлангових пакетів і зварювального пальника TWIN

\* Стаття на правах реклами.





Високошвидкісне зварювання послідовними дугами забезпечує ефективне з'єднання великих компонентів



Два ізолювані дрові електроди дають змогу керувати дугами незалежно одна від одної

і проплавлення підвищують стабільність процесу і спрощують налаштування параметрів. Там, де на розташування стику впливають імовірна деформація компонентів або неточне затискання, потрібно скористатися функцією автоматичного відстежування швів. Під час зварювання система відстежує шви і передає сигнали роботу, що відповідним чином коригує налаштування.

Процес TWIN базується на зварюванні послідовними дугами, за якого використовуються два дрові електроди, що подаються у зварювальний пальник з одним газовим соплом, але залишаються



Вдосконалений механізм охолодження пальника системи TPS/i TWIN Push збільшує термін служби зношуваних деталей

електрично ізолюваними один від одного. Тож керування дугами можна здійснювати незалежно. Однак попри різні вихідні параметри, їх можна точно синхронізувати і координувати. Окрім двох джерел струму TPS/i, для належної роботи системи TWIN Push потрібний контролер TWIN. Він синхронізує процес зварювання і виконує функції інтерфейсу, сумісного з усіма моделями роботів. Іншими компонентами зварювальної системи є компактний механізм подавання дроту, система охолодження, шланговий пакет і зварювальний пальник TWIN.

Удосконалений механізм охолодження пальника дає змогу збільшити термін служби зношуваних деталей. З-поміж інших нових розробок компанія Fronius представила Robacta TSS/i TorchServiceStation. Станція очистки зварювального пальника поєднує різні методики, зокрема, очищення за допомогою високого тиску, щіток, магнітного поля, а також фрези для очистки сопла. Професійний пристрій для очистки зварювального пальника дає змогу скоротити загальні витрати на обслуговування системи і водночас збільшує термін служби зношуваних деталей.

Ефективність зварювальної системи можливо підвищити завдяки станції перемикання зварювального пальника TX TWIN. Ця консоль автоматично перемикає корпуси пальників TWIN і Single. Це означає, що ту саму систему можна використовувати для зварювання на важкодоступних ділянках за допомогою компактнішого пальника Single. Робот самостійно змінює корпус пальника, без участі людини.

*Fronius International — австрійська компанія з головним офісом в місті Петтенбах і відділеннями в містах Вельс, Тальхайм, Штайнхаус і Замтледт. Компанія, штат якої налічує 4760 співробітників по всьому світу, працює в галузях зварювального обладнання, фотовольтаїки та систем для заряджання акумуляторних батарей. Близько 92 % продукції компанії постачається на експорт за допомогою 30 міжнародних дочірніх компаній Fronius, а також мережі торгових партнерів і представників у більш ніж 60 країнах. Компанія Fronius пропонує інноваційні продукти та послуги, а також володіє 1253 чинними патентами, що робить її світовим лідером інновацій.*



ТОВ «ФРОНІУС УКРАЇНА»  
07455, Київська обл., Броварський р-н,  
с. Княжичі, вул. Слави, 24  
Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44  
E-mail: sales.ukraine@fronius.com  
www.fronius.ua