

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. Чвертко,  
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 5484, 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

Пленарные доклады международной конференции  
«Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее»  
5–6 декабря 2018 г., Киев, Украина

Борису Евгеньевичу Патону — 100! .....	3
<i>Патон Б. Е.</i> Современные исследования и разработки ИЭС им. Е. О. Патона в области сварки и родственных технологий .....	5
<i>Пиетрас А., Вегловска А., Рамс В.</i> Технология сварки трением с перемешиванием цветных металлов — условия процесса и примеры применения .....	19
<i>Кучук-Яценко С. И.</i> Технологии и оборудование контактной сварки рельсов: 60 лет непрерывных инноваций .....	29
<i>Лобанов Л. М., Волков В. С.</i> Тонкостенные сварные конст- рукции преобразуемого объема космического назначения .....	46
<i>Гуан Цяо.</i> Снижение уровня бездеформационных свароч- ных напряжений термическим натяжением .....	58
<i>Ильющенко А. Ф., Манойло Е. Д., Ловыгин С. И., Лецко А. И., Радченко А. А.</i> Перспективные направления работ в области сварки и родственных технологий, развиваемые в ГНПО порошковой металлургии .....	69
<i>Квасницкий В. В., Квасницкий В. Ф., Чен Хексинг, Матвиен- ко М. В., Ермолаев Г. В.</i> Диффузионная сварка и пайка разно- родных материалов с управляемым напряженно-деформи- рованным состоянием .....	78
<i>Ипекоглы Ж., Аккам О., Кам Ж.</i> Влияние толщины пластин из алюминиевого сплава AA6061-T6 на скорость сварки трением с перемешиванием .....	86
<i>Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С., Звягинцева А. В.</i> Перспективы создания сварных монокристаллических конструкций из жаропрочных никелевых сплавов .....	93
<i>Кривцун И. В.</i> Анодные процессы в сварочных дугах .....	103
<i>Назарчук З. Т., Скальский В. Р.</i> Магнитоакустическое диагнос- тирование водородного повреждения ферромагнетиков .....	118
<i>Белоев М., Лолов Н.</i> Некоторые технологические особенности выполнения монтажно-сварочных работ при сооружении изотермических резервуаров .....	126
<i>Андреев М. А., Маркова Л. В.</i> Структура и свойства износо- стойких ионно-лучевых вакуумных покрытий .....	134
<i>Нестеренков В. М., Хрипко К. С., Матвейчук В. А.</i> Элект- ронно-лучевые технологии сварки, наплавки, прототипиро- вания — результаты и перспективы .....	142
<i>Ахонин С. В.</i> Тенденции развития специальной электроме- таллургии титана в Украине .....	151
<i>Кужукомероглы Т., Актарер С. М., Ипекоглы Ж., Кам Ж.</i> Влияние многопроходной обработки трением с перемешива- нием на микроструктуру и механические свойства двухфазной стали .....	158

Информация

Космические рубежи электрической сварки .....	164
---	-----

# Автоматичне Зварювання

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б. Є. Патон**

## ЗМІСТ

### Пленарні доповіді міжнародної конференції «Зварювання та споріднені технології — сьогодення і майбутнє», 5–6 грудня 2018 р., Київ, Україна

Борису Євгеновичу Патону — 100! .....	3
<i>Патон Б. Є.</i> Сучасні дослідження та розробки ІЕЗ ім. Є. О. Патона в галузі зварювання та споріднених технологій .....	5
<i>Піетрас А., Вегловська А., Рамс В.</i> Технологія зварювання тертям з перемішуванням кольорових металів — умови процесу та приклади застосування .....	19
<i>Кучук-Яценко С. І.</i> Технології та обладнання контактного зварювання рейок: 60 років безперервних інновацій .....	29
<i>Лобанов Л. М., Волков В. С.</i> Тонкостінні зварні конструкції перетворювального об'єму космічного призначення .....	46
<i>Гуан Цяо.</i> Зниження рівня бездеформаційних зварювальних напружень термічним натягом .....	58
<i>Льющенко О. Ф., Манойло Є. Д., Ловигін С. І., Лецько А. І., Радченко О. А.</i> Перспективні напрямки робіт в галузі зварювання та споріднених технологій, що розвиваються в ДНВО порошкової металургії .....	69
<i>Квасницький В. В., Квасницький В. Ф., Чен Хексинг, Матвієнко М. В., Єрмолаєв Г. В.</i> Дифузійне зварювання та паяння різнорідних матеріалів з керованим напружено-деформованим станом .....	78
<i>Плекогли Ж., Аккам О., Кам Ж.</i> Вплив товщини пластин із алюмінієвого сплаву AA6061-T6 на швидкість зварювання тертям з перемішуванням ..	86
<i>Ющенко К. А., Задерій Б. О. Гах І. С., Звягінцева Г. В.</i> Перспективи створення зварювальних монокристалічних конструкцій з жароміцних нікелевих сплавів .....	93
<i>Кривцун І. В.</i> Анодні процеси у зварювальних дугах .....	103
<i>Назарчук З. Т., Скальський В. Р.</i> Магнетоакустичне діагностування водневого пошкодження ферромагнетиків .....	118
<i>Белоєв М., Лолов Н.</i> Деякі технологічні особливості виконання монтажних зварювальних робіт при спорудженні ізотермічних резервуарів .....	126
<i>Андрєєв М. А., Маркова Л. В.</i> Структура та властивості зносостійких іонно-променевих вакуумних покриттів .....	134
<i>Нестеренков В. М., Хрипко К. С., Матвійчук В. А.</i> Електронно-променеві технології зварювання, наплавлення, прототипування — результати та перспективи .....	142
<i>Ахонін С. В.</i> Тенденції розвитку спеціальної електрометалургії титану в Україні .....	151
<i>Кужокомерогли Т., Актарер С. М., Плекогли Ж., Кам Ж.</i> Вплив багатопрохідної обробки тертям з перемішуванням на мікроструктуру та механічні властивості двофазної сталі .....	158

### Інформація

Космічні рубежі електрозварювання .....	164
---	-----

#### 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

### Plenary Reports of the International Conference «Welding and Related Technologies — Present and Future», December 5–6, 2018, Kyiv, Ukraine

Boris Paton — 100! .....	3
<i>Paton B. E.</i> Modern research and development of the PWI in the field of welding and related technologies .....	5
<i>Pietras A., Weglowska A., Rams B.</i> The FSW technology of non-ferrous metals — process conditions and examples of application .....	19
<i>Kuchuk-Yatsenko S. I.</i> Technologies and equipment for resistance welding of rails: 60 years of continuous innovations .....	29
<i>Lobanov L. M., Volkov V. S.</i> Thin-walled welded transformable-volume structures of space purpose ....	46
<i>Guan Qiao.</i> Low stress no distortion welding based on thermal tensioning effects .....	58
<i>Ilyushchenko A. F., Manoylo E. D., Lovygin S. I., Letsko A. I., Radchenko A. A.</i> Promising directions of works in the field of welding and related technologies at SSPA «Powder metallurgy» .....	69
<i>Kvasnitsky V. V., Kvasnitsky V. F., Chen Hexing, Matvienko M. V., Ermolaev G. V.</i> Diffusion welding and brazing of dissimilar materials with controlled stress-strain state .....	78
<i>İpekoğlu G., Akcam Ö., Cam G.</i> Effect of plate thickness on weld speed in friction stir welding of AA6061-T6 Al-alloy plates .....	86
<i>Yushchenko K. A., Zaderiy B. A., Gakh I. S., Zvyagintseva A. V.</i> Prospects of development of welded single-crystal structures of heat-resistant nickel alloys .....	93
<i>Krivtsun I. V.</i> Anode processes in welding arcs .....	103
<i>Nazarchuk Z. T., Skalsky V. R.</i> Magnetoacoustic diagnostics of hydrogen damage of ferromagnetic materials .....	118
<i>Beloev M., Lolov N.</i> Some technological peculiarities of performance of assembly-welding works in construction of isothermal tanks .....	126
<i>Andreev M. A., Markova L. V.</i> Structure and properties of wear-resistant ion-beam vacuum coatings .....	134
<i>Nesterenkov V. M., Khripko K. S., Matveychuk V. A.</i> Electron beam technologies of welding, surfacing, prototyping. Results and prospects .....	142
<i>Akhonin S. V.</i> Tendencies of development of special electrometallurgy of titanium in Ukraine .....	151
<i>Kügükömeroglu T., Aktarer S.M., İpekoglu G., Cam G.</i> Effect of multi-pass friction stir processing on the microstructure and mechanical properties of dual phase steel .....	158

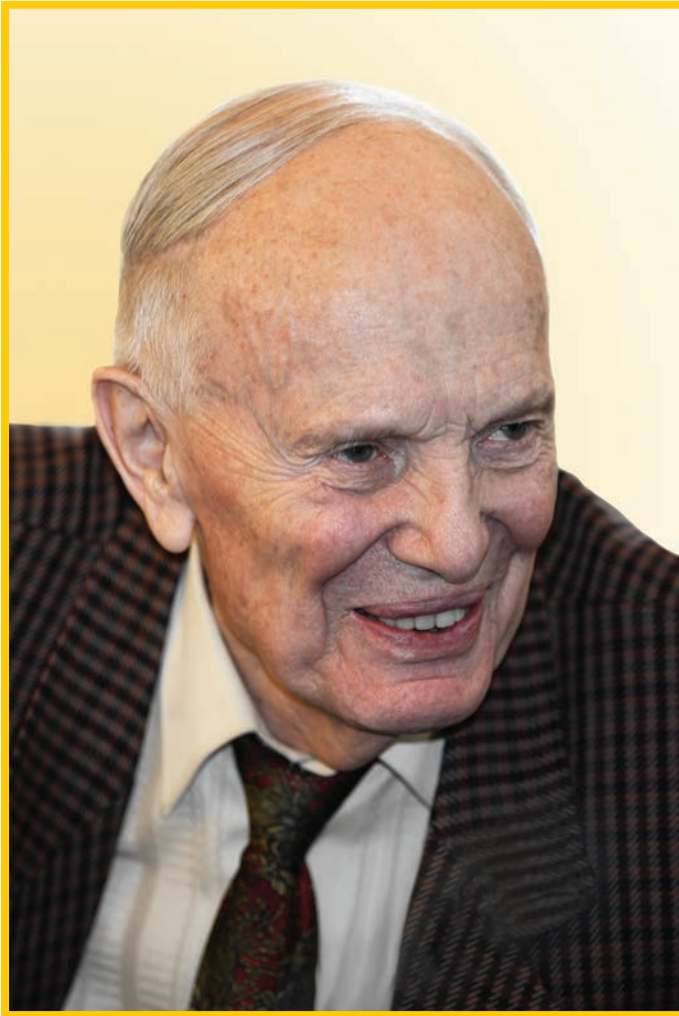
### Information

Space frontiers of electric welding .....	164
---	-----

#### 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

## Борису Євгеновичу Патону — 100!



Академік Борис Євгенович Патон

Нам випала велика честь працювати разом із академіком Борисом Євгеновичем Патоном, який своєю самовідданою працею доклав чималих зусиль у розбудову Академії наук України, заснованої у 1918 р. з ініціативи видатного вченого та громадського діяча Володимира Івановича Вернадського.

За роки своєї діяльності Академія досягла значних успіхів у багатьох галузях науки і техніки. Зроблено чимало відкриттів і винаходів, висунуто багато теорій і концепцій, започатковано наукові і технічні напрями, сформовано всесвітньовідомі наукові школи, до яких належить і Патонівська школа, що виростила й об'єднала вчених в галузі електрозварювання та споріднених технологій, матеріалознавства, металургії.

Все трудове життя Бориса Євгеновича нерозривно зв'язане з Інститутом електрозварювання. Це — і поклик «технічної вдачі», і сімейна традиція, і обов'язок сина продовжити справу батька.

Талант видатного вченого з широким колом інтересів з особою силою проявився у Бориса Євгеновича на посту директора Інституту. Чітко і ясно визначити мету дослідження, побачити у ньому найважливішу ланку, захопити новим напрямом великий колектив наукових співробітників — ось основні завдання наукового керівника, з якими він блискуче впорався, виявивши виняткове вміння працювати з ко-

лективом; готовність підтримати будь-яку цікаву ідею, гідно оцінити виконану роботу. Його невичерпний ентузіазм, рідкісна працездатність і уважність до кожного співробітника забезпечили в колективі здорову творчу атмосферу.

Вже понад 65 років робота Інституту під керівництвом Бориса Євгеновича є чудовим продовженням і втіленням мудрих і далекоглядних принципів науково-технічної діяльності засновника нашого інституту — Євгена Оскаровича Патона. Започатковані Борисом Євгеновичем нові науково-технічні напрями значно розширили тематику досліджень і розробок. Розгорнуті в Інституті цілеспрямовані фундаментальні дослідження стали теоретичною основою науки про зварювання, перетворили його на потужне знаряддя технічного прогресу, що призвело до революційних зрушень у багатьох галузях промисловості — машино-, судно-, авіабудуванні, ракетно-космічній галузі, енергетиці, залізничному транспорті, гірничо-промислому комплексі, металургії й хімічному виробництві, сприяли створенню трубопровідного транспорту, будівельної індустрії. Багато наукових розробок визначили світовий розвиток зварювальних технологій й увійшли в історію прогресу науки і техніки.

Світовий авторитет Б. Є. Патону принесла різнобічна та надзвичайно плідна наукова й інженерна діяльність, прагнення спрямувати фундаментальні наукові дослідження на вирішення актуальних проблем науково-технічного прогресу. Своїми працями він заклав основи дугового зварювання, а саме теорії автоматів для дугового зварювання, яка в подальшому була розвинена багатьма фахівцями в галузі автоматичного управління процесами зварювання. Під керівництвом Бориса Євгеновича здійснено дослідження в галузі зварювальних джерел живлення; створено процеси дугового, електрошлакового, контактного, електронно-променевого та багатьох інших процесів зварювання і споріднених технологій; виконано великий комплекс

фундаментальних і прикладних досліджень у галузі статичної та циклічної міцності зварних з'єднань, їхнього опору крихким і втомним руйнуванням, працездатності в умовах низьких температур. Вперше в Україні створені системи діагностики зварних конструкцій, до яких ставляться підвищені вимоги безпеки експлуатації. Борис Євгенович очолив дослідження з використання електрошлакового процесу для покращення якості металів і сплавів, у результаті чого з'явився принципово новий напрям у металургії — електрошлакове переплавлення і лиття. Розроблені в Інституті технології електрошлакового переплавлення знайшли широке застосування і здобули світове визнання.

Б. Є. Патон — учений-новатор. Технології, розроблені під його керівництвом, успішно працюють на землі, під водою і у космосі. Він запропонував використовувати методи зварювання для з'єднання живих тканин. Очолований академіком Б. Є. Патоном Інститут електрозварювання імені Євгена Оскаровича Патона Національної академії наук України — це потужна наукова установа, де народилось і зросло не одне покоління науковців-зварників. Борис Євгенович виховає сотні талановитих учених та інженерів.

Глибоке розуміння ролі науки у суспільстві, її цілей і завдань, високий міжнародний авторитет ученого, відданість науці, невичерпна енергія та високі моральні якості, активна громадсько-політична діяльність, досвід керівництва великим науковим колективом стали вирішальними аргументами в обранні Бориса Євгеновича на посаду президента Академії наук УРСР у 1962 р. (нині Національної академії наук України). Відтоді він протягом 56 років очолює цю провідну наукову організацію України.

На відповідальному посту президента Національної академії наук України ще більше розкрився його талант видатного організатора. За його участю розроблена нова структура Академії наук, її новий статут, що спрямований на найраціональніше використання наукових сил і засобів, їхню концентрацію при вирішенні найважливіших фундаментальних та прикладних наукових проблем, які мають важливе значення для економіки країни, створені десятки нових інститутів і організацій, що розвинули і поглибили дослідження у найважливіших наукових напрямках.

Видатні здібності Бориса Євгеновича як лідера, ученого і організатора розкрилися у драматичні дні Чорнобильської трагедії. Колективи багатьох інститутів Академії наук України, її Президія вже з перших днів включилися у роботу з ліквідації наслідків катастрофи.

Борис Євгенович Патон чимало зробив для розвитку міжнародного наукового співробітництва України, входження вітчизняної науки до європейського і світового наукового простору. За його ініціативою у 1993 р. була створена Міжнародна асоціація академії наук, яка об'єднала національні академії 15 країн Європи та Азії. Протягом майже 25 років Борис Євгенович був беззмінним президентом цієї Асоціації.

Борис Євгенович — відомий державний і громадський діяч. Багато разів він обирався до складу вищих органів державної влади, був і нині є керівником та членом різних комітетів і комісій. Обіймаючи високі посади, він плідно працює з глибоким почуттям особистої відповідальності перед державою, народом, власною совістю.

Академік Борис Євгенович Патон — творча особистість, мудра, глибоко порядна і доброзичлива людина, йому притаманні фантастична енергія, працездатність, гострий аналітичний розум. Його життєвий досвід, глибокі знання у багатьох галузях науки і техніки, міжнародний авторитет у науці й суспільстві відіграли велику роль у збереженні вітчизняного наукового потенціалу у перші, нелегкі десятиріччя незалежності України.

Символічно, що Борис Євгенович Патон народився в день заснування Національної академії наук України — 27 листопада 1918 р. У 1998 р. при святкуванні восьмидесятиріччя академії та її президента величезний зал палацу «Україна» овацією зустрів повідомлення про присвоєння Б. Є. Патону, першому в державі, звання Героя України. Наразі Борис Євгенович продовжує спрямовувати зусилля вчених Національної академії наук України, усього вітчизняного наукового співтовариства на розвиток науки, освіти, культури, забезпечення динамічного розвитку Батьківщини.

Природний талант Бориса Євгеновича, колосальна воля і невтомна, самовіддана праця забезпечили успіх на усіх етапах життя. І нині, в рік свого славетного ювілею, він зберігає звичну робочу форму, керує дослідженнями, ініціює науковий пошук, орієнтує на нові здобутки і широке входження Академії в світовий науковий простір.

*Від щирого серця побажаємо ювіляру міцного здоров'я і нових здобутків у натхненній праці на науковій ниві.*

*Редколегія журналу*

# СУЧАСНІ ДОСЛІДЖЕННЯ ТА РОЗРОБКИ ІЕЗ ім. Є. О. ПАТОНА В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ

Б. Є. ПАТОН

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)

Представлено ряд нових розробок Інституту електрозварювання, створених останнім часом, а саме, технології та обладнання для зварювання із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії — плазми, лазера, електронного променя. Створено технології для зварювання труб, титану великих товщин, алюмінієво-літєвих сплавів, високоміцних сталей. Розроблено парофазні технології отримання наноструктурованих матеріалів для зварювання композитних матеріалів та інтерметалідів. Створено технології та обладнання для зварювання та різання під водою, новий електронно-променевий інструмент для зварювальних робіт у відкритому космосі. Для підвищення довговічності та надійності зварного шва запропонована післязварювальна обробка — імпульсами електричного струму високої щільності та високочастотне механічне проковування. Для контролю якості зварних конструкцій створено цифрове обладнання на основі високочутливих твердотільних перетворювачів, а для виробів складної геометрії — промисловий робот з системою технічного зору. Розроблено новий спосіб вирощування монокристалів тугоплавких металів. Представлено нову апаратуру для зварювання живих тканин. Бібліогр. 28, табл. 2, рис. 25.

*Ключові слова*: зварювання плазмове, лазерне, електронно-променеве, контактне, титан, алюмінієво-літєві сплави, міцність, контроль якості, наплавлення, монокристали, зварювання живих тканин

Зварювання і споріднені технології нині постійно і стабільно розвиваються. З їх застосуванням промислово розвинені країни світу виробляють більше половини свого валового національного продукту. Впевнено рухаючись вперед, зварювання увійшло в усі сфери життя людини. Воно широко використовується не тільки в промисловості та будівництві, а також й у виробництві побутової техніки, спортивного інвентаря, створенні виробів образотворчого мистецтва та навіть медицині. Все це дозволяє світовому зварювальному товариству констатувати, що сучасні технології зварювання не тільки застосовуються у матеріальному виробництві продукції, але й впливають на підвищення якості життя людини та сприяють досягненню сталого розвитку сучасного суспільства.

Аналіз тенденцій розвитку глобального ринку зварювальної техніки свідчить, що і надалі технології зварювання будуть найбільш поширені. Значно зростатимуть потреби в енергозберігаючих технологіях зварювання, що базуються на використанні висококонцентрованої енергії — плазмової, лазерної, електронно-променевої, а також гібридних джерел енергії. Автоматизація та роботизація процесів зварювання поширюватиметься і стане у нагоді там, де вона найбільш ефективна. Застосування нових конструктивних форм дозволить удосконалити зварні конструкції, а зниження їх металоємності забезпечить використання сталей і сплавів більш високої міцності. Проте не треба забувати про вимоги надійності, довговічності та якості зварних конструкцій.

Перспективними є дослідження та розробки Інституту електрозварювання, які виконано в останні роки з урахуванням тенденцій розвитку сучасних напрямків зварювальної науки і техніки.

Плазма як висококонцентроване джерело енергії знаходить все більше застосування у зварюванні та споріднених технологіях. В Інституті електрозварювання (ІЕЗ) здійснено ряд розробок, які дали гарні результати. Підвищити технологічні і техніко-економічні показники процесу зварювання товстого металу дозволила розроблена технологія швидкісного плазмового зварювання сплавів товщиною до 12 мм за один прохід і зварювальне обладнання — зварювальні плазмотрони оригінальної конструкції, плазмовий модуль, система керування за допомогою програмованого логічного контролера з можливістю інтеграції зі зварювальним роботом. Обладнання забезпечує можливість роботи з різнополярними імпульсами струму з заданою формою хвилі, з плавним регулюванням і дискретним регулюванням тривалості імпульсів та пауз між ними в широкому діапазоні, а також можливість роботи на постійному та імпульсному струмі прямої та зворотної полярності. У порівнянні з традиційним процесом дугового ТП зварювання шов, отриманий плазмовим зварюванням, має на 40 % меншу ширину та масу металу, що наплавляється, а також більш дрібнодисперсну та однорідну структуру зони сплавлення. При цьому величина погонної енергії зменшується в 2,5...3,0 рази, а зона знеміцнення — в 1,5.

Значним досягненням останніх років є створення гібридного плазмово-дугового зварювання [1, 2]. Об'єднання двох зварювальних джерел

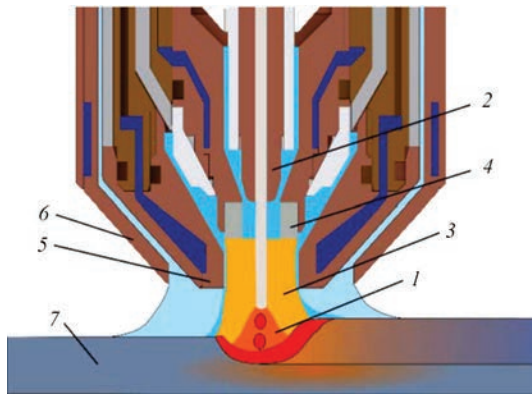


Рис. 1. Схема гібридного зварювального плазмотрона: 1 — дуга плавкого електрода; 2 — мундштук плавкого електрода; 3 — стиснута дуга прямої дії; 4 — трубчатий електрод плазмотрона; 5 — плазмостворююче сопло; 6 — захисне сопло; 7 — зварюваний зразок

живлення забезпечує більшу глибину проплавлення основного металу. Розроблена технологія зварювання сталей та алюмінієвих сплавів завтовшки 5...12 мм дозволяє у порівнянні з імпульсно-дуговим зварюванням плавким електродом збільшити швидкість зварювання на 25...40 %, зменшити витрати зварювального дроту на 40 %. Для реалізації цієї технології створено плазмотрон оригінальної конструкції (рис. 1) та базові технологічні процеси.

Забезпечити високі фізико-механічні властивості зварних швів алюмінієвих сплавів дозволяє створена технологія точкового плазмового зварювання зі спеціальною формою імпульсу та стабілізацією його довжини і обладнання для її реалізації. У порівнянні з точковим контактним зварюванням тиском ця технологія може використовуватись при односторонньому доступі до міс-

ця зварювання. Катодне очищення зварюваних поверхонь алюмінієвих сплавів, висока продуктивність, менші енерговитрати дозволяють інтегрувати її у роботизовані зварювальні лінії.

Із застосуванням плазмових джерел енергії в Інституті створено процес високопродуктивного надзвукового плазмового напилення покриттів з порошків металу, сплавів, керамічних матеріалів та їх сумішей. Для його реалізації створено обладнання нового покоління (рис. 2), в якому передбачена можливість роздільної подачі компонентів дешевого плазмоутворюючого газу на основі повітря з домішками метану або пропану в кількості 5...10 %. Плазмотрон, генеруючи надзвуковий струмінь, збільшує кінетичну енергію часток, що напилюються, у 9...16 разів і, як наслідок, забезпечує значне збільшення усіх службових властивостей покриттів. Зокрема, міцність зчеплення збільшується в 1,5...2,0 рази в порівнянні з покриттями, що створюються плазмовим напиленням при дозвукових режимах.

Традиційно в Інституті продовжуються дослідження і розробки з використанням лазерних та електронно-променевих джерел живлення. На основі сучасних волоконних дискових та діодних лазерів високої надійності створено технологію і автоматизоване обладнання для лазерного зварювання високоміцних та нержавіючих сталей, алюмінієвих та титанових сплавів, які використовуються для виготовлення цілої гами виробів. Наприклад, для зварювання тонкостінних труб різного діаметру з нержавіючих сталей для виробництва багат шарових сильфонів (рис. 3). Створене лазерне зварювальне обладнання вели-



Рис. 2. Обладнання для високопродуктивного надзвукового плазмового напилення



Рис. 3. Багатошаровий силфон, виготовлений з труб, що зварені лазерним випромінюванням

кої потужності з успіхом застосовується у вагоно-, авто- та кораблебудуванні, а для монтажних робіт в цих галузях створено напівавтоматичний лазерний інструмент потужністю до 2 кВт (рис. 4).

На українських та закордонних авіа- і ракетобудівельних підприємствах пройшли промислові випробування розробки Інституту в галузі лазерного зварювання, зокрема, для зварювання різнорідних матеріалів, стрингерних панелей, сопел РРД, аерокосмічних стерен, тонкостінних корпусних конструкцій та інших елементів літальних апаратів.

У створенні обладнання для електронно-променевого зварювання ІЕЗ займає одне з провідних місць. Його продукція експортується до багатьох країн світу. В Інституті розроблено і виготовляється обладнання для електронно-променевого зварювання, яке умовно можна розділити на декілька типів за габаритами камер, а саме: малі ( $0,26 \dots 5,7 \text{ м}^3$ ), середні ( $19 \dots 42 \text{ м}^3$ ) та великі ( $80 \dots 100 \text{ м}^3$ ) (рис. 5). Від конкретного завдан-



Рис. 4. Напівавтоматичний лазерний інструмент

ня замовника визначається тип камери та розробляється відповідна технологія зварювання [3]. Камери мають механічне обладнання з рухомою електронно-променевою зварювальною гарматою на прецизійному багатоосьовому механізмі переміщення. Цей механізм з числовим програмним керуванням забезпечує керований лінійний рух гармати повз трьох координатних осей, а також поворот гармати на  $0 \dots 90^\circ$  у площині Z-X (від вертикальної орієнтації до горизонтальної). Обертання деталі забезпечується прецизійними зварювальними маніпуляторами з горизонтальними та вертикальними осями обертання. Найбільшу технологічну гнучкість забезпечує маніпулятор з похилою віссю обертання, який здійснює



Рис. 5. Типова середньогабаритна камера з мобільною зварювальною гарматою та викатний робочий стіл



Рис. 6. Зварна заготовка секції авіаційного двигуна з титанового сплаву ВТ6

електронно-променеве зварювання, наприклад, складних концентричних секцій авіаційних двигунів (рис. 6) або авіаційних вузлів із змінною геометрією.

В залежності від конкретного призначення камера комплектується високовольтними інверторними джерелами живлення потужністю 15, 30 та 60 кВт та системою вторинно-емісійної електронної візуалізації «РАСТР», яка формує відображення зони зварювання перед, під час та після завершення зварювання. Це обладнання для електронно-променевого зварювання має сучасну систему керування із взаємодією користувача з устаткуванням виключно через Windows — орієнтований графічний інтерфейс [4].

Інститут має успішний великий досвід створення електронно-променевого обладнання та технологій космічного призначення. Проведені роботи щодо створення нового покоління електронно-променевого інструмента для зварювання при виконанні монтажних та ремонтно-відновлювальних робіт у відкритому космосі (рис. 7). Інструмент оснащений тріодною електронно-променевою гарматою потужністю до 2,5 кВт, відокремленою від високовольтного джерела живлення. Таке конструктивне рішення та використання для живлення гнучкого високовольтного кабеля з компактним високовольтним роз'ємом дозволило суттєво зменшити габарити та масу інструмента, а також збільшити його маневреність при здійсненні технологічних процесів. Збільшено також ресурс безперервної роботи та експлуатаційна надійність інструмента. Є можливість отримати гостросфокусований промінь діаметром  $\leq 0,6$  мм. Маса гармати складає 3 кг. Інструмент може працювати в ручному та автоматичному режимах з використанням робототехнічного устаткування або маніпуляторів.



Рис. 7. Ручна електронно-променева гармата з високовольтним роз'ємом

Традиційно Інститут приділяє значну увагу проблемі виробництва та зварювання труб. В останні роки проведені дослідження та створені технології і обладнання для пресового зварювання магнітокерованою дугою (ПЗМД) неповоротних з'єднань труб з товщиною стінок до 10 мм і діаметром до 200 мм з високоміцних сталей. Фізична суть процесу ПЗМД характеризується тим, що дуга під впливом зовнішнього магнітного поля, яке створюється магнітними системами, переміщується в щилині між торцями труб, що зварюються. Зварне з'єднання формується під час тиску та спільної пластичної деформації торців труб. Домінуючим фактором, який створює з'єднання, є наявність шару розплаву на початку періоду осадки.

В табл. 1 представлено механічні властивості зварних з'єднань труб різних розмірів та марок сталей. Вони відповідають вимогам міжнародних стандартів для газопроводів. Розроблені технології та устаткування знайшли широке застосування в промисловості при забезпеченні зварювання у польових та стаціонарних умовах.

Підводне зварювання — один із напрямків досліджень і розробок Інституту, де наші вчені зробили значні науково-технічні прориви, зокрема, у галузі створення зварювальних матеріалів. Проведені теоретичні та експериментальні дослідження особливостей горіння дуги під водою та умов забезпечення сталого дугового процесу за різним гідростатичним тиском дозволили створити нові порошкові дроти та електроди для так званого мокрог зварювання маловуглецевих, низьколегованих сталей та сталей підвищеної міцності [5].

Для дугового різання сталей і сплавів під водою на глибині до 200 м створені електроди та порошковий дріт, а також новий тип напівавто-



Таблиця 1. Механічні властивості зварних з'єднань труб

Марка сталі	Розмір труб, мм	Основний метал $\sigma_B$ , МПа	Зварне з'єднання $\sigma_B$ , МПа	Основний метал $KCV_{20}$ , Дж/см <sup>2</sup>	Зварне з'єднання $KCV_{20}$ , Дж/см <sup>2</sup>	Основний метал $KCV_{-20}$ , Дж/см <sup>2</sup>	Зварне з'єднання $KCV_{-20}$ , Дж/см <sup>2</sup>	Зварне з'єднання $KCV_{-40}$ , Дж/см <sup>2</sup>
09Г2С	42 ( $\delta=5$ )	$\frac{460...478}{469}$	$\frac{453...478}{465}$	$\frac{57...59}{58}$	$\frac{59...78,1}{68,5}$	$\frac{57,8...58}{57,9}$	$\frac{64...74,5}{69,3}$	—
35	89 ( $\delta=10$ )	$\frac{538...565}{551}$	$\frac{528...554}{541}$	$\frac{56...64}{60}$	$\frac{52...96,5}{70}$	—	—	—
01Star520	191 ( $\delta=7$ )	$\frac{638...665}{651}$	$\frac{618...674}{656}$	$\frac{116...154}{135}$	$\frac{87...152}{119}$	—	—	—
STRG410	60,5 ( $\delta=5,5$ )	$\frac{452...464}{458}$	$\frac{450...462}{456}$	$\frac{90...98}{94}$	$\frac{86...92}{89}$	$\frac{102...104}{98}$	$\frac{87...94}{91}$	$\frac{88...94}{92}$

мату (рис. 8), подавальний механізм якого знаходиться під водою поруч з водолазом-зварником [6]. Виконані дослідження механічних властивостей металу швів (рис. 9), результати яких представлені в табл. 2, довели високу якість робіт, що виконуються запропонованою технологією підводного зварювання — металоконструкції надійно працюють десятки років. Порівняння результатів показників міцності зварних з'єднань при циклічному навантаженні показало, що вони не поступаються з'єднанням, виконаним за звичайних умов (рис. 10).

Титан — один із основних сучасних конструкційних матеріалів, що використовується у ба-

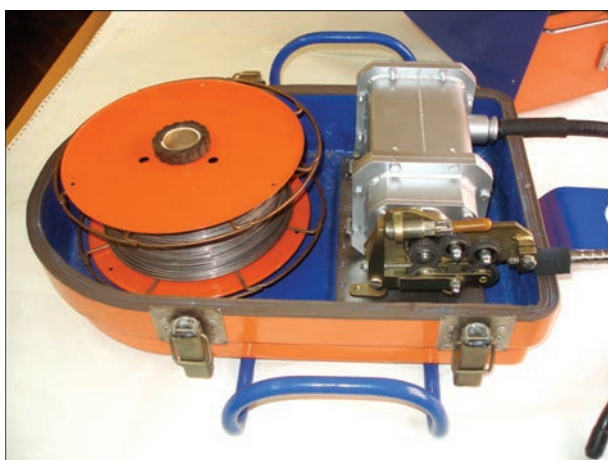


Рис. 8. Напівавтомат для підводного зварювання і різання порошковим дротом на глибині до 200 м

Таблиця 2. Механічні властивості металу швів, виконаних під водою (ANSI/AWSD3.6, клас А)

Матеріал	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$KCV_{-20}$ , Дж/см <sup>2</sup>
Електроди	$\geq 460$	$\geq 600$	$\geq 29$	$\geq 47$	$\geq 100$
Порошковий дріт	$\geq 350$	$\geq 550$	$\geq 30$	$\geq 60$	$\geq 80$
Сталь Х60	435	580	18	—	60

гатьох галузях промисловості при створенні відповідальних конструкцій. Починаючи із розробки технології зварювання листового титану малих

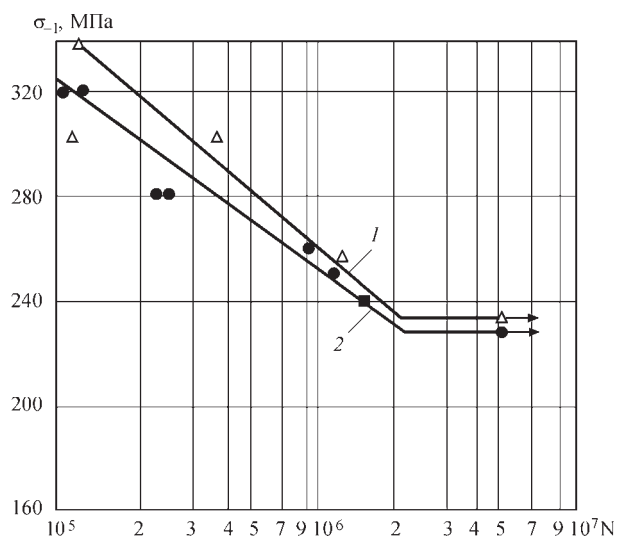


Рис. 10. Втомна довговічність при знакозмінному згинанні: 1 — зварювання під водою; 2 — зварювання на повітрі

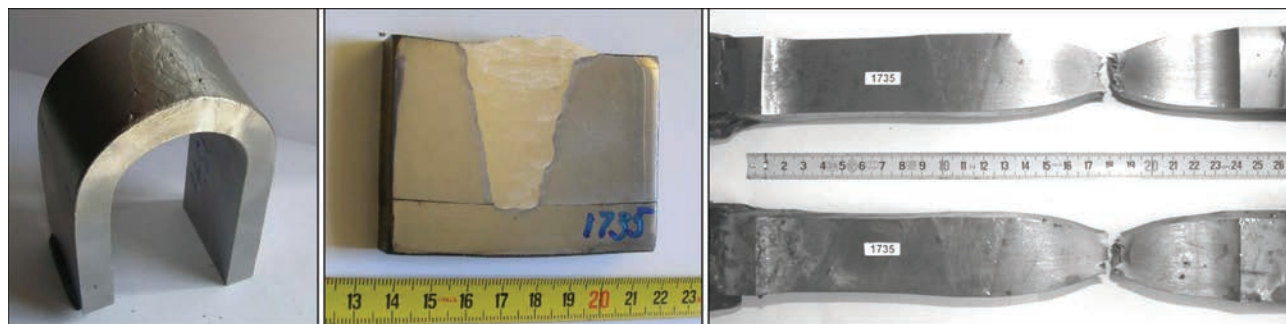


Рис. 9. Макрошліф та зразки після механічних випробувань (товщина металу 40 мм)

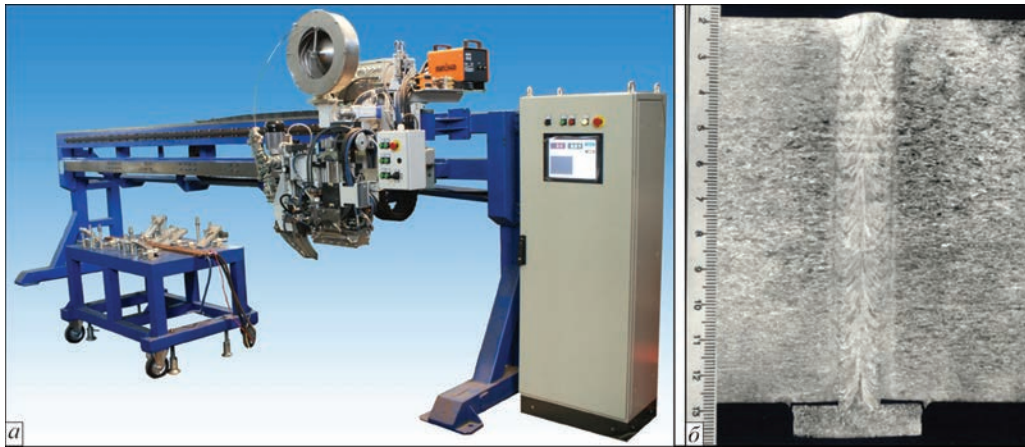


Рис. 11. Зварювальне обладнання УД 682 для зварювання і наплавлення деталей товщиною до 110 мм та довжиною до 4 м (а) та макрошліф зварного з'єднання (б)

товщин на початку 1950-х років Інститут постійно і всебічно займається дослідженням проблем зварювання титану. В Інституті успішно розроблено технології зварювання виробів із титану середніх і великих товщин вольфрамовим електродом у вузьке розкриття крайок. Цю технологію вирізняють такі переваги, як економічна витрата зварювального дроту, мала ширина шва та зони термічного впливу, зменшення кутових деформацій та залишкових зварювальних напружень. Для гарантованого сплавлення бокових стінок зварним швом застосовано кероване змінне магнітне поле. Створено установку УД 682 (рис. 11) для зварювання та наплавлення з'єднань товщиною до 110 мм та довжиною до 4 м. Із застосуванням цього обладнання зварено титанові сплави ПТЗВ, ВТ6, ВТ20 різної товщини. Дослідження зварних з'єднань підтвердили їх високу якість. Рівень міцності зварних

з'єднань титану ВТ6 із застосуванням зварювального присадного титанового дроту СПТ2 складає 95 % від міцності основного металу, а в'язкість  $KCU$  металу шва — 85 Дж/см<sup>2</sup>. Вміст домішок газів в металі шва знаходиться на рівні їх вмісту у присадному дроті, що підтверджує високу якість газового захисту.

Титанові сплави знайшли широке застосування при виготовленні конструкцій у авіаційній та космічній галузях. В Інституті проведено комплекс досліджень щодо розроблення технології бездеформаційного зварювання стрингерних панелей з високоміцного титанового сплаву ВТ20 із забезпеченням їх високої точності і міцності при циклічних навантаженнях. Доведено, що виконання проплавних швів аргонодуговим зварюванням неплавким електродом по шару активуючого флюсу з використанням попереднього пружного де-

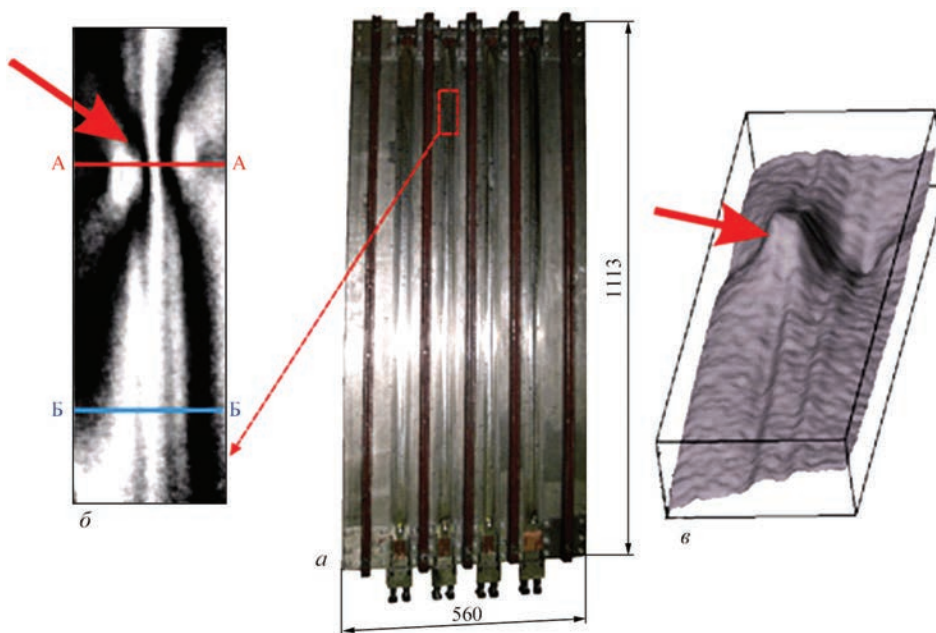


Рис. 12. Неруйнівний контроль якості стрингерної панелі зі сплаву ВТ20 методом електронної широгографії: а — панель у механічній оснастці після зварювання; б — картина інтерференційних ліній на ділянці, що досліджується; в — тривимірна картина деформованої поверхні

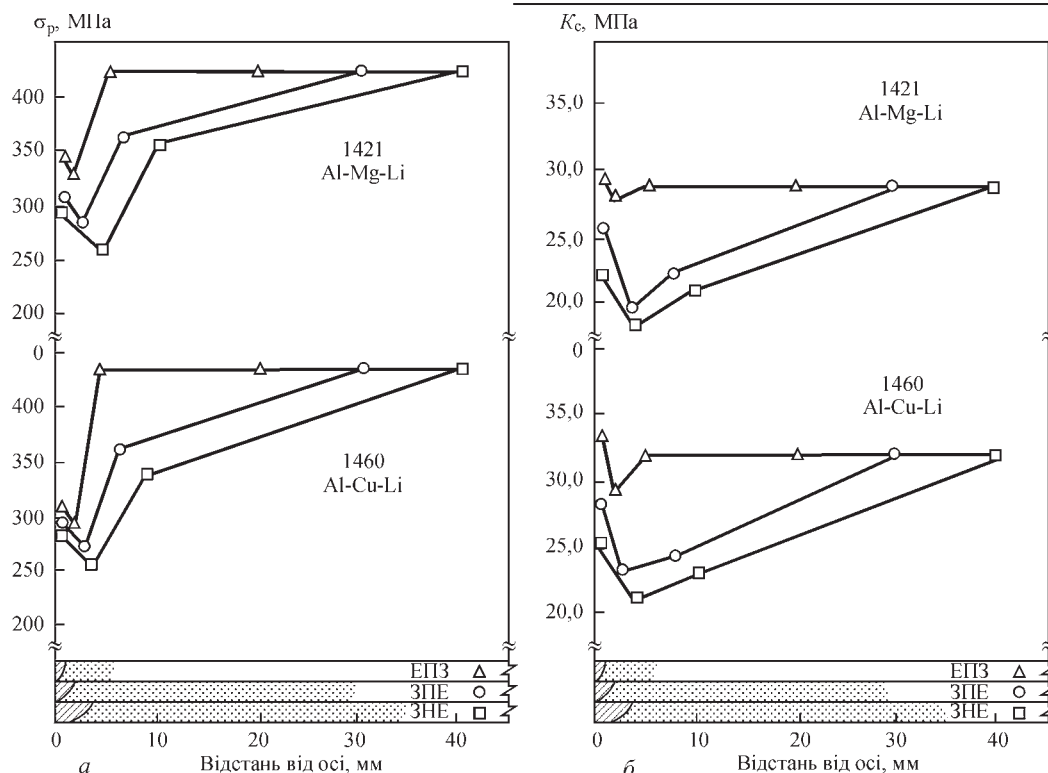


Рис. 13. Вплив способів зварювання електронним променем (ЕПЗ) плавким (ЗПЕ) та неплавким (ЗНЕ) електродами на міцність при руйнуванні  $\sigma_p$  (а) та тріщиностійкість  $K_c$  (б) різних зон з'єднань алюмінієво-літєвих сплавів 1421 та 1460

формування і високочастотної механічної проковки швів забезпечує вищі показники довговічності від втомленості таких панелей порівняно з електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням неплавким електродом із зануреною дугою. Застосування попереднього перед зварюванням пружного деформування листа і ребер жорсткості на рівні  $(0,3 \dots 0,4)\sigma_T$  забезпечує усунення зварювальних деформацій та створює необхідні умови для виконання зварювального процесу в автоматичному режимі. Визначено, що ефективним засобом неруйнівного контролю якості зварних швів цих панелей є електронна ширографія. На рис. 12 показано результат такого контролю у розтягнутому стані безпосередньо після зварювання панелі. На загальному фоні деформування досліджуваної ділянки спостерігається локальне викривлення, що свідчить про дефектну зону. Це підтверджує також тривимірна картина деформованої поверхні. Рентгеноконтроль підтвердив наявність скупчення пор в аномальній зоні. Розроблені технології бездеформаційного зварювання і неруйнівного контролю рекомендовані для промислового виробництва авіаційних панелей.

Однією з основних вимог до конструкційних матеріалів для аерокосмічної техніки є питома міцність. Цій вимозі відповідають алюмінієво-літєві сплави різних систем легування, які мають низьку щільність та підвищену питому міцність. Але невивченість зварюваності стримувало застосування цих сплавів у зварних

конструкціях. В ІЕЗ було виконано комплекс досліджень щодо зварюваності алюмінієво-літєвих сплавів. В результаті запропоновано ефективні методи зварювання та присадний матеріал, модифікований скандієм. Досліджено вплив способів зварювання на міцність та тріщиностійкість різних зон з'єднань алюмінієво-літєвих сплавів (рис. 13).

Для вирішення задач геометричної та технологічної адаптації при роботизованому зварюванні відповідальних конструкцій в Інституті розроблено спеціалізовані системи технічного зору



Рис. 14. Зварювальний робот з системою технічного зору [7]

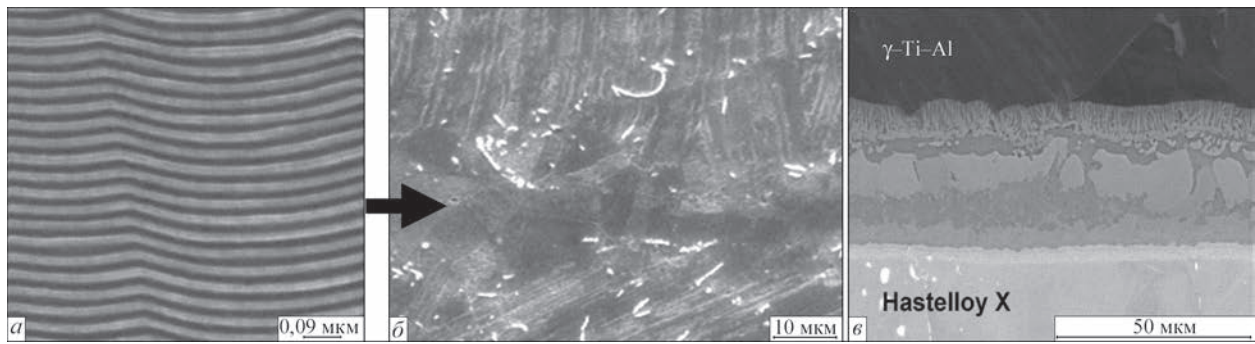


Рис. 15. Структури наночарової фольги та зварних з'єднань, отриманих із застосуванням наноструктурованих матеріалів: *a* — мікросструктура перетину наночарової фольги з шарів титану (темні) і алюмінію (світлі); *б* — мікросструктура зони з'єднання сплава на основі  $\gamma$ -Ti-Al; *в* — мікросструктура зони з'єднання сплава на основі  $\gamma$ -Ti-Al та жаростійкого на основі Ni

(рис. 14). Зварювальні роботи з системами технічного зору автоматично знаходять стик, у масштабі реального часу корегують траєкторію і параметри режиму зварювання для компенсації похибок складання та установки заготовок. Таким чином, виконують зварювальні операції цілком в автоматичному режимі. Системи технічного зору, розроблені в Інституті, з успіхом застосовуються з роботами таких відомих виробників, як ABB, FANUC, KUKA.

Композитні матеріали і інтерметаліди завдяки своїм унікальним властивостям все більше затребувані у багатьох галузях промисловості, будівництві, медицині та ін. Та їх використання стримується браком надійних технологій створення нерознімних з'єднань конструкцій з різномірних або нових наноструктурованих матеріалів. Застосування традиційних методів зварювання та паяння не забезпечує на практиці характеристик міцності.

Для вирішення цієї проблеми в Інституті розроблено парофазні технології отримання наноструктурованих матеріалів (НМ) з великою протяжністю границь зерен, близьких за хімічним складом до зварюваних матеріалів [8, 9]. На рис. 15 представлено структури деяких отриманих наноматеріалів на основі однофазних та гетерофазних систем. Наноструктуровані матеріали мають високу пластичність при нагріванні і низьку енергію активації дифузійної рухомості сплавів. Застосування таких НМ у якості проміжних прошарків у вигляді фольги (рис. 15, *a*) вирішує проблему зварювання сплавів на основі інтерметалідів та композитів [10, 11]. Також представлено структури з'єднань сплавів на основі інтерметалідів  $\gamma$ -Ti-Al (рис. 15, *б*) та жароміцного сплаву на основі нікелю (рис. 15, *в*). Висока реакційна здібність нанопрошаркових фольг та їх надпластичність при нагріванні в умовах зовнішнього навантаження дає можливість реалізувати процеси реакційного паяння за короткий проміжок часу розігріву зони з'єднання при низькому тиску. Ця технологічна схема може бути використана для ремонт-

них робіт в умовах локального розігріву зони з'єднання при обмеженому доступі до джерел енергії і можливості використання інтенсивних пучків випромінювання, наприклад, в умовах космосу.

Сьогодні у виробництві металевих конструкцій застосовується чимало новітніх матеріалів, але сталь — це основний конструкційний матеріал. В Інституті виконано комплекс досліджень для визначення оптимальних параметрів зварювання високоміцних сталей 10Г2ФБ з мікролегуванням ванадієм і ніобієм, а також сталей 12ГН2МФАЮ, 12ГНЗМФАЮДР [12, 13]. Визначено, що ймовірність утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях високоміцних сталей може бути зведена до мінімуму, якщо використовувати технологію зварювання, що забезпечує охолодження з'єднань зі швидкістю  $w_{6/5}$  не більше  $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , вміст дифузійного водню в наплавленому металі не більше  $4\text{ см}^3/100\text{ г}$  та рівень залишкових напружень в з'єднаннях із сталей менше 0,5 межі текучості. Завдяки цим дослідженням розроблено надійні та ефективні технології зварювання високоміцних низьковуглецевих легованих сталей з межею текучості 1000 МПа і вище, які були використані при виготовленні металевих конструкцій покриття НСК «Олімпійський» у м. Києві, сучасних резервуарів великої ємності для зберігання нафти та інших об'єктів.

Надійність — одна з найважливіших якостей, що відрізняє сучасні зварні конструкції. На її забезпечення спрямовано багато технологій, що розробляє Інститут електрозварювання. До їх числа слід віднести технологічні процеси електродинамічного оброблення (ЕДО) і високочастотного механічного проковування (ВМП). Новий технологічний процес, що застосовують після отримання зварних з'єднань — електродинамічна обробка імпульсами електричного струму високої щільності, сприяє підвищенню в'язкості та подрібненню структури металу, дозволяє суттєво зменшити залишкові напруження (рис. 16, *a*) та збільшити опір втомі (рис. 16, *б*) зварних з'єднань. Створене обладнання дозволяє усунути залишкові зварювальні

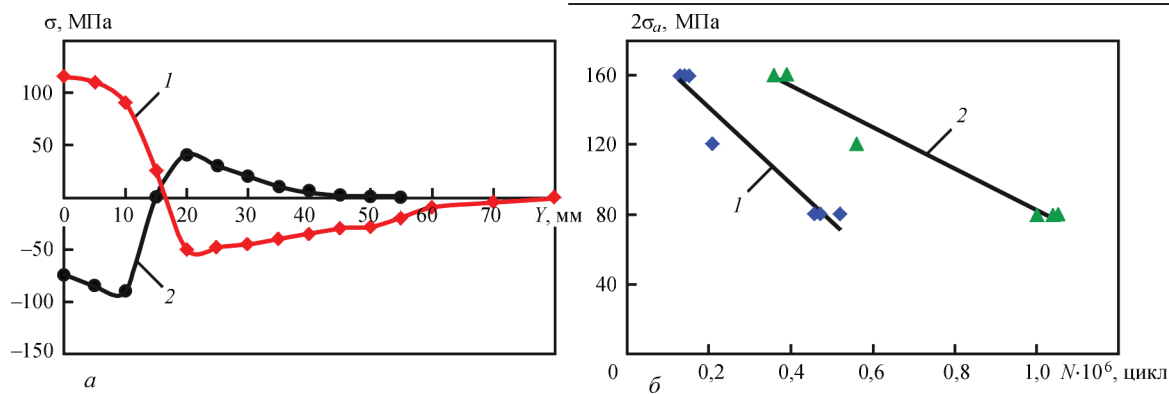


Рис. 16. Вплив ЕДО на залишкові напруження та довговічність зварних з'єднань сплава АМгб, виготовлених зварюванням ТІГ: а — залишкові напруження до обробки (1) та після (2); б — результати втомних випробувань зварних зразків без обробки (1) та з обробкою (2)



Рис. 17. Ручний інструмент та мобільне джерело живлення для ЕДО

деформації жолоблення тонкостінних елементів конструкцій (рис. 17). Розроблені технологія та апаратура забезпечили обробку відповідальних зварних з'єднань суднокорпусних та авіаційних

конструкцій, що сприяло збільшенню їх експлуатаційної надійності та довговічності [14, 15].

Проведені в Інституті дослідження довели, що ефективне зниження інтенсивності корозійно-втомного руйнування зварних з'єднань сталевих металоконструкцій забезпечує застосування технології високочастотного механічного проковування [16–18]. Вплив промислової атмосфери помірного клімату моделювали витримкою зразків таврових та стикових зварних з'єднань розміром 350×70×12 мм із сталі 15ХСНД у камері вологості протягом 1200 год при температурі 40 °С і вологості повітря 98 %. Втомні випробування зразків проводили при віддільовому змінному розтягуванні з частотою 5 Гц. Відповідні криві втоми досліджуваних з'єднань приведені на рис. 18. Результати досліджень свідчать, що границі обмеженої витривалості на базі 2 млн циклів таврових і стикових зварних з'єднань підвищуються на 47 та 39 % відповідно; циклічна довговічність зварних з'єднань збіль-

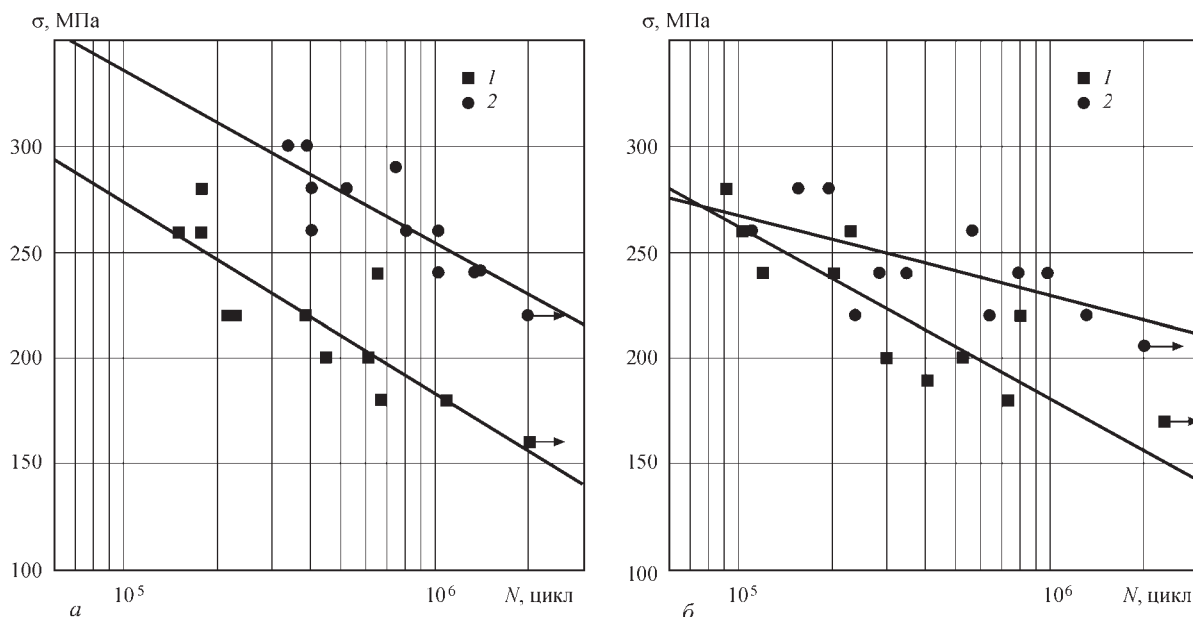


Рис. 18. Криві втоми таврових (а) та стикових (б) зварних з'єднань сталі 15ХСНД при впливі промислової атмосфери помірного клімату на протязі 1200 год: 1 — у вихідному стані; 2 — після обробки за технологією ВМП



Рис. 19. Центробіжне колесо компресора газотурбінного двигуна, яке виготовлено із застосуванням нового припою шується до 7 разів в залежності від рівнів прикладених навантажень.

Створення надійних та продуктивних технологій і обладнання для підвищення зносостійкості деталей традиційно займає значне місце у тематиці досліджень Інституту. Вони затребувані у галузях металургійної, енергетичної промисловості, сільськогосподарському машинобудуванні та ін. Виконані комплексні дослідження основних закономірностей впливу технологічних параметрів дугового наплавлення на особливості формування структури та зміну фізико-механічних властивостей наплавлень по шару в залежності від вмісту вуглецю в колісних сталях, що коливається в діапазоні від 0,55 до 0,75 %, сприяли розробці нової технології дугового наплавлення для відновлення колісних пар вантажних вагонів [19], що містить спосіб та режими наплавлення, вимоги до підготовки коліс, хімічного складу наплавних матеріалів, попереднього підігріву, температура якого залежить від вмісту вуглецю в колісній сталі. Важливою особливістю цієї технології є уповільнене охолодження після наплавлення зі швидкістю  $\leq 35 \dots 40$  °C/год протягом 4...5 год. Застосування нової технології дозволило збільшити ударну в'язкість металу зони термічного впливу, опір наплавленого металу крихкому руйнуванню до 2...3 разів. Ресурс безпечної експлуатації залізничних коліс збільшився в два рази.

Роботи Інституту електрозварювання в області паяння, що були запроваджені на початку 1960-х років, внесли значний вклад у цей напрям. Розроблені наукові основи вакуумного паяння тонкостінних конструкцій з нержавіючих сталей різних класів були використані для одержання виробів відповідального призначення — стільникових панелей, антен тощо. У теперішній час вивчення фізико-металургійних процесів, які відбуваються під час високотемпературного вакуумного паяння жароміцних дисперсійно-твердіючих нікелевих сплавів, закономірностей структуроутворення паяних з'єднань дозволило створити припій системи Ni-Pd-Cr-1Ge. В якості депресанта було застосовано германій, який забезпечує структуру твердого розчину на основі паладію у



Рис. 20. Портативне цифрове рентгенотелевізійне обладнання, що розміщено на об'єкті

паяних швах. Паяні з'єднання мають стабільну статичну міцність 1230...1290 МПа при кімнатній температурі та 1000...1030 МПа при температурі 550 °C, що більше майже у два рази у порівнянні з промисловим припоєм. Із застосуванням створеного припою виготовляються відцентрові колеса осьового компресора газотурбінного двигуна з дисперсійно-твердіючого нікелевого сплаву (рис. 19) та інші вироби.

Успішний розвиток зварювальних технологій та створення довговічних надійних конструкцій відповідального призначення неможливо без застосування дефектоскопії та сучасних методів неруйнівного контролю якості зварних з'єднань.

Значним досягненням останніх років є створення портативного цифрового рентгенотелевізійного обладнання (рис. 20) на основі високочутливих твердотільних перетворювачів. Портативність, цифрове оброблення зображень, низька вартість відкривають нові можливості для виконання радіаційного контролю в польових та цехових умовах різних об'єктів, які на сьогодні не забезпечені можливостями неруйнівного контролю. Застосування портативного рентгенотелевізійного комплексу допомагає вирішенню проблеми контролю численних газо-, нафто- і гідророзподільчих трубопроводів малого діаметру, технологічних трубопроводів нафтохімічного виробництва.

Автоматизація та роботизація процесів неруйнівного контролю дає можливість суттєво підвищити достовірність прийняття рішень про дефектність виробів та виключити вплив людського фактору. Для неруйнівного контролю виробів складної геометрії створено комплекс, до якого входить промисловий робот з системою технічного зору (рис. 21). Ідентифікацію геометрії об'єкта контролю (ОК), сканування його поверхні вихротоковими датчиками комплекс «Каскад» виконує без участі людини. Він дозволяє: визначити положення ОК за допомогою системи технічного зору; автоматично підтримувати фіксований проміжок



Рис. 21. Робот з системою технічного зору для неруйнівного контролю виробів складної геометрії [20]

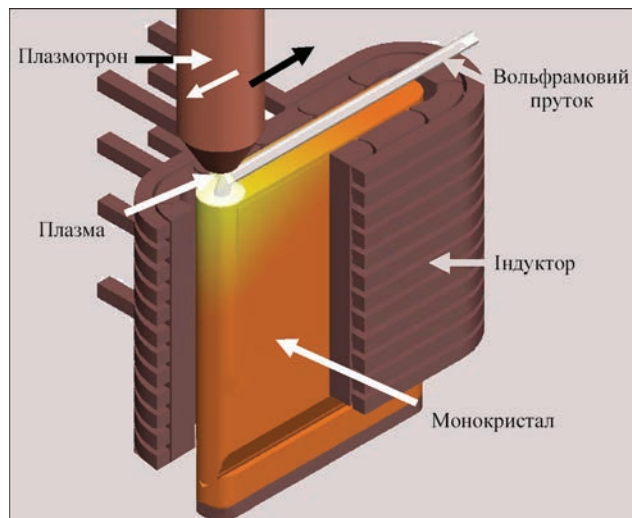


Рис. 22. Схема устаткування для вирощування монокристалів тугоплавких металів



Рис. 23. Монокристали вольфраму

між датчиками та ОК; стабілізувати швидкість переміщення вихретокового перетворювача на поверхні ОК; формувати паспорт дефектності виробів із зазначенням просторових координат дефектів; забезпечити високу продуктивність контролю.



Рис. 24. Апарат для зварювання живих тканин ЕКВ3-300 «Патонмед»

В Інституті успішно продовжує розвиватися металургійний напрямок — спецеелектрометалургія, яка забезпечує створення високоякісних сталей. Але її можливості цим не вичерпуються. Як виявилось, засобами спецеелектрометалургії можливо вирощувати монокристали великих розмірів, що зробити за традиційною технологією неможливо. Успішно реалізується на практиці розроблений в Інституті принципово новий спосіб вирощування монокристалів тугоплавких металів, в якому одночасно використовується два різних джерела електричного нагрівання — плазмово-дуговий та індукційний (рис. 22) [21]. Плазмово-дуговий здійснює переплавлення витратного матеріалу (прутка) і формує тіло монокристала заданої конфігурації, індукційний — утримує локальну металеву ванну від проливів і створює необхідне температурне поле у кристалі, кристал росте при високій температурі підігріву  $(0,5 \dots 0,6) T_{пл}$  [22]. В результаті знижується напруження і щільність дислокацій (менше ніж  $10^6 \text{ см}^{-2}$ ) в зростаючому кристалі, що сприяє створенню більш довершеної монокристалічної структури. Підігрів монокристала до вищезазначеної температури — один із ключових елементів цієї технології. Створено унікальне устаткування для виробництва великих монокристалів вольфраму і молібдену у вигляді пластин розміром  $20 \times 170 \times 160$  мм (рис. 23). Ця технологія відноситься до адитивних технологій високого рівня [23].

Зварювання, залишаючись одним з основних технологічних процесів в різних галузях промисловості, поширилось в зовсім нову для себе сферу — медицину. І зараз ми можемо констатувати, що здійснилася мрія хірургів про швидке та безкровне роз'єднання та з'єднання живої тканини без застосування шовного матеріалу.

Інститут у творчому співробітництві з провідними медичними закладами України створив технологію та обладнання (рис. 24) для високочастотного зварювання м'яких живих тканин [24–28]. На даний час розроблено і застосовується біля 200 різних хірургічних методик, за якими щорічно виконується 35...40 тис. операцій в таких областях,



Рис. 25. Багатофункціональний термохірургічний апарат ЕК-300 МШ «Патонмед» та хірургічний інструментарій

як абдомінальна і торакальна хірургія, травматологія, пульмонологія, проктологія, урологія, мамологія, офтальмологія, нейрохірургія та інші. Створена та продовжує удосконалюватись апаратура та інструментарій для високочастотного зварювання живих тканин. Слід зазначити, що багато країн світу зацікавлені цією технологією.

Але на цьому ми не зупиняємось. В Інституті створено новий процес безконтактної конвекційно-інфрачервоної обробки живих тканин. Він пройшов всебічну перевірку і довів свою ефективність. З його використанням здійснюється як перша допомога, так і спеціалізована хірургічна. Він дає можливість зупинити кровотечі з паренхіматозних органів, губчатих кісток і судин невеликого діаметру, санувати інфіковані та хронічні гнійні рани при травмах, коагулювати тканини для проведення безкровного розсічення, здійснювати термоабляцію пухлин і метастазів. Кожна з розглянутих технологій має свої переваги і свої застосування. Об'єднання їх у одному апараті дозволяє збільшити можливості хірургів (рис. 25).

Далеко неповний огляд наших робіт свідчить, що на основі проблемно-орієнтованих фундаментальних досліджень в Інституті електрозварювання успішно створюються нові наукові технології та обладнання. Ми й надалі будемо активно працювати над такими дослідженнями та розробками, які матимуть перспективу та будуть затребувані на світовому ринку зварювальної техніки.

### Список літератури

1. Korzhik V. N., Pashchin N. A., Mikhoduj O. L. et al. (2017) Comparative evaluation of methods of arc and hybrid plasma-arc welding of aluminum alloy 1561 using consumable electrode. *The Paton Welding J.*, **4**, 30-34.
2. Korzhik V. N., Sydorets V. N., Shanguo Han, Babich A. A. (2017) Development of a robotic complex for hybrid plasma-arc welding of thin-walled structures. *Ibid*, **5**, 62-70.
3. Hamm R.W. (2008) Reviews of accelerator science and technology. *Industrial Accelerators*, **1**, 163-184.
4. Патон Б. Е., Назаренко О. К., Нестеренков В. М. и др. (2004) Компьютерное управление процессом электрон-

- но-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия. *Автоматическая сварка*, **5**, 3-7.
5. Maksimov S. (2017) E. O. Paton Electric Welding Institute activity in the field of underwater welding and cutting. *Лідовні технології*, **6**, 37-45.
6. Патон Б. Е., Лебедев В. А., Максимов С. Ю., Пичак В. Г., Полосков С. И. (2011) Совершенствование оборудования для подводной механизированной и автоматизированной сварки и резки порошковой проволокой. *Сварка и Диагностика*, **5**, 54-59.
7. Шаповалов Е. В., Долиненко В. В., Коляда В. А. и др. (2016) Применение роботизированной и механизированной сварки в условиях возмущающих факторов. *Автоматическая сварка*, **7**, 46-51.
8. Ustinov A. I., Polishchuk S. S., Demchenkov S. A., Petrushinets L. V. (2015) Effect of microstructure of vacuum-deposited Fe100-xNix (30<x<39) foils with FCC structure on their mechanical properties. *J. Alloys and Compounds*, **622**, 54-61.
9. Ustinov A. I. (2008) Dissipative properties of nanostructured materials. *Strength of Materials*, **40**, 571-576.
10. Ustinov A., Falchenko Yu., Ishchenko A. (2008) Diffusion welding of  $\gamma$ -TiAl alloys through nano-layered foil of Ti/Al system. *Intermetallics*, **16**, 1043-1045.
11. Ustinov A., Falchenko Yu., Melnichenko T. (2013) Diffusion welding of aluminum alloy strengthened by Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles through an Al/Cu multilayer foil. *J. of Materials Processing Technology*, **213**, **4**, 543-552.
12. Позняков В. Д., Довженко В. А., Жданов С. Л. и др. (2010) Структурные превращения при сварке стали 10Г2ФБ и свойства сварных соединений. *Автоматическая сварка*, **11**, 12-16.
13. Позняков В. Д., Синеок А. Г., Жданов С. Л., Максименко А. А. (2011) Опыт применения стали S355J2 в металлоконструкциях перекрытия над НСК «Олимпийский». *Там же*, **6**, 54-55.
14. Lobanov L. M., Paschin N. A., Mihoduy O. L. (2014) Repair the AMr6 aluminum alloy welded structure by the electric processing method. *Weld Research and Application*, **1**, 55-62.
15. Лобанов Л. М., Пашин Н. А., Савицкий В. В., Миходуй О. Л. (2014) Исследование остаточных напряжений в сварных соединениях жаропрочного сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки. *Проблемы прочности*, **6**, 33-41.
16. Knysh, V. V., Solovei, S. A., Kadyshev, A. A., Nyrkova, L. I., Osadchuk, S. A. (2017) Influence of High-Frequency Peening on the Corrosion Fatigue of Welded Joints. *Materials Science*, **53**, 7-13.
17. Daavary M., Sadough Vanini S.A. (2015) Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment. *Materials Letter*, **139**, 462-466.
18. Fan Y., Zhao X., Liu Y. (2016) Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials & Design*, **94**, 515-522.
19. Позняков В. Д., Гайворонський О. А., Клапатюк А. В. (2014) Спосіб відновлення виробів з високовуглецевих сталей. Україна, Пат. 107301.
20. Долиненко В. В., Шаповалов С. В., Скуба Т. Г. та ін. (2017) Роботизована система неруйнівного вихрострумного контролю виробів зі складною геометрією. *Автоматическая сварка*, **5-6** (764), 60-67.
21. Патон Б. Е., Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. и др. (2016) Плазменно-индукционное выращивание профилированных монокристаллов тугоплавких металлов. Киев, Наукова думка.
22. Шаповалов В. А., Якуша В. В., Никитенко Ю. А. (2014) Изучение температурного поля профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых плазменно-индукционным способом. *Современная электрометаллургия*, **3**, 31-35.
23. Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н., Никитенко Ю. А. (2016) Применение аддитивных технологий для выращивания крупных профилированных монокри-



- сталлов вольфрама и молибдена. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 145-147.
24. *Тканесохраняющая высокочастотная электросварочная хирургия* (2009) Патон Б. Е., Иванова О. Н. (редакторы). Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Международная Ассоциация «Сварка».
  25. Патон Б. Е., Кривцун И. В., Маринский Г. С. и др. (2013) Высокочастотная сварка и термическая обработка живых тканей в хирургии. *Наука і практика*, **1**, 25-39.
  26. Патон Б. Е., Маринский Г. С., Подпратов С. Е., Ткаченко В. А., Ткаченко С. В., Чвертко Н. А., Чернець О. В. (2012) *Электрокоагулятор высокочастотный зварювальний ЕКВЗ-300*. Україна, Пат. 72577U, МПК А 61 В 18/12.
  27. Патон Б. Е., Кривцун И. В., Маринский Г. С., Матвійчук Г. М. (2013) Сварка, резка и термическая обработка живых тканей, *Автоматическая сварка*, **10-11**, 135-146.
  28. Патон Б. Е., Ткаченко В. А., Маринский Г. С., Матвійчук Г. М. (2014) *Способ з'єднання біологічних тканин людей і тварин з використанням високочастотного струму*. Україна Пат. 106513.
  12. Zhdanov, S.L., Poznyakov, V.D., Maksimenko, A.A. et al. (2010) Structure and properties of arc-welded joints on steel 10G2FB. *The Paton Welding J.*, **11**, 8-12.
  13. Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Sineok, A.G. et al. (2011) Experience of application of S355J2 steel in metal structures of the roofing over NSC «Olimpijsky» (Kiev). *Ibid.*, **6**, 45-46.
  14. Lobanov, L.M., Paschin, N.A., Mihoduy, O.L. (2014) Repair the AMg6 aluminum alloy welded structure by the electric processing method. *Weld Research and Application*, **1**, 55-62.
  15. Lobanov, L.M., Pashchin, N.A., Savitsky, V.V., Mikhoduj, O.L. (2014) Investigation of residual stresses in welded joints of heat-resistant alloy ML10 using electrodynamic treatment. *Problemy Prochnosti*, **6**, 33-41 [in Russian].
  16. Knysh, V.V., Solovei, S.A., Kadyshev, A.A., Nyrkova, L.I., Osadchuk, S.A. (2017) Influence of high-frequency peening on the corrosion fatigue of welded joints. *Materials Sci.*, **53**, 7-13.
  17. Daavary, M., Sadough Vanini, S.A. (2015) Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment. *Materials Letter*, **139**, 462-466.
  18. Fan, Y., Zhao, X., Liu, Y. (2016) Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials & Design*, **94**, 515-522.
  19. Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. (2014) *Method of restoration of high-carbon steel products*. Pat. 107301, Ukraine [in Ukrainian].
  20. Dolinenko, V.V., Shapovalov, E.V., Skuba, T.G. et al. (2017) Robotic system of non-destructive eddy-current testing of complex geometry products. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 51-57.
  21. Paton, B.E., Shapovalov, V.A., Grigorenko, G.M. et al. (2016) *Plasma-induction growing of profiled single crystals of refractory metals*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
  22. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Nikitenko, Yu.A. et al. (2014) Studying the temperature field of profiled tungsten single-crystals produced by plasma-induction process. *Sovrem. Elektrometall.*, **3**, 31-35 [in Russian].
  23. Shapovalov, V.A., Yakusha, V.V., Gnizdylo, A.N., Nikitenko, Yu.A. (2016) Application of additive technologies for growing large profiled single crystals of tungsten and molybdenum. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 134-136.
  24. (2009) *Tissue-saving high-frequency electric welding surgery*. Ed. by B.E. Paton, O.N. Ivanova. Kiev, PWI, IAW [in Russian].
  25. Paton, B.E., Krivtsun, I.V., Marinsky, G.S. et al. (2013) High-frequency welding and thermal treatment of live tissues in surgery. *Nauka і Praktyka*, **1**, 25-39 [in Russian].
  26. Paton, B.E., Marinsky, G.S., Podpryatov, S.E. et al. (2012) *Welding high-frequency electrocoagulator ЕКВЗ-300*. Pat. 72577U, Ukraine, Int. Cl. A61 B 18/12 [in Ukrainian].
  27. Paton, B.E., Krivtsun, I.V., Marinsky, G.S. et al. (2013) Welding, cutting and heat treatment of live tissues. *The Paton Welding J.*, **10-11**, 142-153.
  28. Paton, B.E., Tkachenko, V.A., Marinsky, G.S., Matviichuk, G.M. (2014) *Method of joining human and animal biological tissues using high-frequency current*. Pat. 106513, Ukraine [in Ukrainian].

## References

## СОВРЕМЕННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА В ОБЛАСТИ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Б. Е. ПАТОН

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

Представлен ряд новых разработок Института электросварки, созданных в последнее время, а именно, технологии и оборудование для сварки с применением высококонцентрированных источников энергии — плазмы, лазера, электронного луча. Созданы технологии для сварки труб, титана больших толщин, алюминийево-литиевых сплавов, высокопрочных сталей. Разработаны парофазные технологии получения наноструктурированных материалов для сварки композитных материалов и интерметаллидов. Созданы технологии и оборудование для сварки и резки под водой, новый

электронно-лучевой инструмент для сварочных работ в открытом космосе. Для повышения долговечности и надежности сварного шва предложена послесварочная обработка — импульсами электрического тока высокой плотности и высокочастотная механическая проковка. Для контроля качества сварных конструкций создано цифровое оборудование на основе высокочувствительных твердотельных преобразователей, а для изделий сложной геометрии — промышленный робот с системой технического зрения. Разработан новый способ выращивания монокристаллов тугоплавких металлов. Представлена новая аппаратура для сварки живых тканей. Библиогр. 28, табл. 2, рис. 25.

*Ключевые слова:* сварка плазменная, лазерная, электронно-лучевая, контактная, титан, алюминий-литиевые сплавы, прочность, контроль качества, наплавка, монокристаллы, сварка живых тканей

## ADVANCED STUDIES AND DEVELOPMENTS OF THE E.O. PATON ELECTRIC WELDING INSTITUTE IN THE FIELD OF WELDING AND RELATED TECHNOLOGIES

B.E. PATON

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

A number of recent new developments of the E.O. Paton Electric Welding Institute is presented, namely the technologies and equipment for welding with applying the highly-concentrated power sources: plasma, laser and electron ones. Technologies were developed for welding of pipes, thick titanium, aluminium – lithium alloys, high-strength steels. The vapor-phase technologies were developed for producing nanostructured materials for welding composite materials and intermetallics. Technologies and equipment for underwater welding and cutting, new electron beam tool for welding in open space were developed. To increase the life and safety of the weld, the postweld treatment was suggested by using the high-density electric pulses and high-frequency mechanical peening. To control the quality of welded joints, the designed digital equipment, based on high-sensitive solid-body converters and an industrial robot with a technical vision system for products of intricate geometry were developed. The new method was developed for growing refractory metal single crystals. New equipment is presented for welding of live tissues. 28 Ref., 2 Tabl., Fig. 25.

*Keywords:* plasma, laser, electron beam and resistance welding, titanium, aluminium-lithium alloys, quality control, surfacing, single crystals, welding of live tissues

Надійшла до редакції 30.10.2018

### Технологии ИЭС доступны...

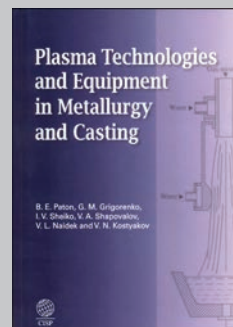
#### Плазменные технологии и оборудование в металлургии и литейном производстве / Б. Е. Патон, Г. М. Григоренко, И. В. Шейко и др. Киев: Наук. думка, 2013. – 488 с.



В монографии приведены научные и прикладные аспекты применения плазменных источников нагрева (плазмотронов) в металлургическом и литейном производстве. Рассмотрены основные типы плазмотронов, используемые для плавки металлов и обработки металлических расплавов в лабораторных и промышленных условиях.

Показано промышленное применение плазменных источников нагрева, на базе которых разработаны новые металлургические процессы и технологии. Описаны конструкции плавильных печей на керамическом поду и переплавных печей с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, установок для рафинирующего переплава поверхностного слоя слитков, выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и др. Приведены результаты сравнения качества металлов и сплавов, выплавленных с применением различных технологий.

Для научных и инженерно-технических работников металлургических предприятий и литейного производства, а также для преподавателей, аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.



Книга переиздана в Великобритании на английском языке в 2015 г. и в Китае на китайском в 2018 г.

# THE FSW TECHNOLOGY OF NON-FERROUS METALS — PROCESS CONDITIONS AND EXAMPLES OF APPLICATION

A. PIETRAS, A. WĘGLOWSKA, B. RAMS

Institute of Welding, Polska. 44-100, Gliwice, Str. Bl. Czesława 16-18, Poland. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

The paper presents welding conditions and the process of creating a FSW weld during welding elements made of wrought aluminium alloys and cast aluminium alloy. Investigations were conducted at Institute of Welding, Gliwice (Instytut Spawalnictwa), on the FSW stands equipped with vertical milling machine adapted for friction stir welding process. Influence of the tool's dimension and shapes on the plasticization process of welded material and formation of a weld behind the tool, at different welding set of parameters were studied. During the investigations it was noticed, that forces and torque occurring during FSW and stiffness of the clamping system influence the temperature of the welding area, the plasticity of the material, the particles fragmentation and the quality of the joints. On the basis of research correct welding conditions were selected and process of welding was conduct using specially designed instrumentation. The views of exemplary friction stir welded elements and macrosections from the welding areas are shown. 14 Ref., 4 Tabl., 16 Fig.

*Keywords: friction stir welding, wrought and cast aluminium alloys, copper tool*

## Introduction

FSW (Friction Stir Welding) is the method that makes it possible to successfully join aluminium alloys, including casting alloys and copper alloys, which are difficult to weld using known welding techniques. This method is increasingly used in the world mainly in the shipbuilding, rail, automotive and building industries.

In FSW process the stirring and rotating tool penetrating material along the line of welding is applied for the friction heating and softening of the material. After the tool is put into rotation and frictional heating is softening the material around the probe, the tool is traversed along the joint line. The heated and plasticised materials of the components being welded are extruded around the tool probe backwards, where before cooling down they are stirred and upset by the shoulder. In the centre of the weld the zone called «nugget» is formed behind the

tool in the result of the stirring of the softened metals of both parts being welded [1, 2].

The shape and dimensions of the weld depend on the shape and size of the stirring tool and applied welding parameters. The tool penetrating welding zone has three basic functions: heating metal in the area of joining, stirring of materials and upsetting of plasticised metal behind the tool in the phase of weld forming. Basic parameters of FSW process comprise:

- tool rotation speed —  $\omega$  [ $\text{mm}^{-1}$ ],
- welding speed —  $V_{zg}$  [mm/min],
- tilt angle —  $\alpha$  [°],
- tool type and size of the tool: probe diameter —  $d$  [mm], shoulder diameter —  $D$  [mm], probe length —  $l$  [mm].

During FSW process, material of the workpiece subjected to mechanical stirring and intensive plastic deformation at higher temperature, spreads out also outside the stirring zone (thermomechanically affected zone). Additionally, the significant temperature gradient occurs across the weld

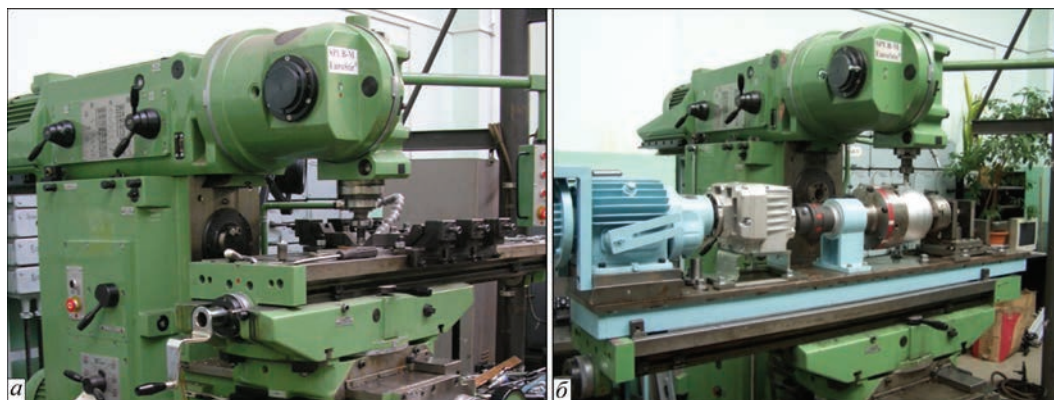


Fig. 1. Station for FSW welding process: a — tooling for plate welding; b — tooling for cylindrical elements

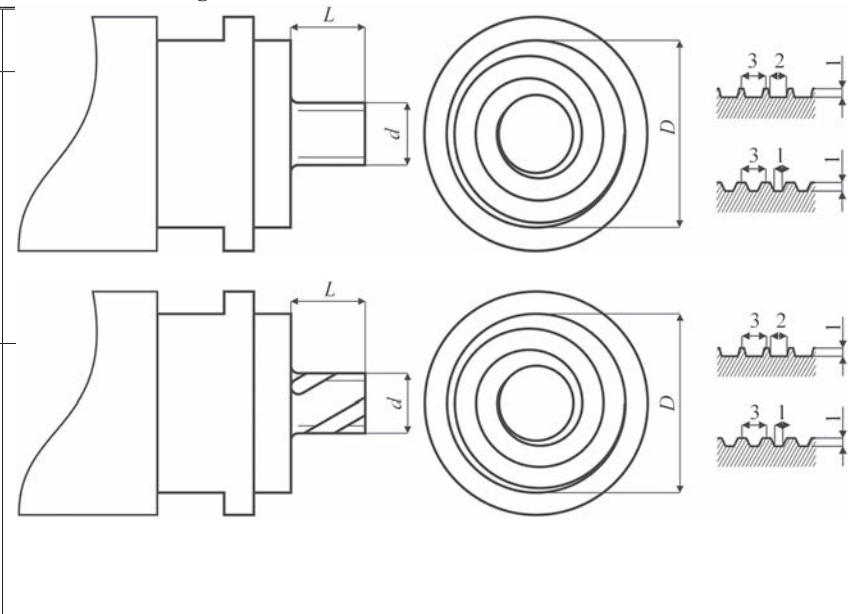
outside the thermomechanically affected zone (in the heat affected zone). As the result of those factors more complex structure is being formed in the cross-section of the weld, which influences directly its mechanical properties [3–5]. In case of aluminium casting alloys welding, the changes in the microstructure are associated both with processes of deforming, recovery and recrystallization and also with microstructure component phase changes, e.g. with precipitation or dissolving of intermetallic phases [6]. The aim of this research was finding the relation between welding conditions: welding parameters, a tool shape, the process of forming of friction welded joint and welding quality.

of cylindrical or spherical elements, equipped with a special positioner. Some of the testing was conducted on the station build on the basis of numerical milling machine FNC 50NC.

**Tools**

During research, the impact of several tools having different shapes and dimensions of working parts, on the process and welding quality was tested for various configuration of components being welded. The tools were made of high-speed steel S 6-5-2 [7]. The shapes and dimensions of the tools used in research are shown in Table 1.

**Table 1. Tools used during studies**

Type		Dimensions		
		D [mm]	d [mm]	L [mm]
K (1)		20,0	8,0	5,8
		11,0	5,0	3,8
T (1)		20,0	8,0	5,8
		11,0	5,0	3,8

K – conventional tool, T – Triflute tool.

**Research station**

The investigation into FSW process was conducted at Instytut Spawalnictwa on the vertical milling machine FYF32JU2 equipped with special

**Tested material**

During FSW, forces and weld forming process were tested for wrought aluminium alloys, casting alloy and copper M1. Chemical composition of

**Table 2. Chemical composition of aluminium alloys used during studies [8, 9]**

No.	Alloy denotation		Content of chemical elements, %								
	numerical	chemical symbol	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Ti	Zn	Ni	Al
1	EN AC-43200 (AK9)*	EN AC-Al Si10Mg(Cu)	9,00-11,00	0,35	0,20-0,45	0,55	0,65	0,20	0,35	0,15	rest
2	EN AW-2017A (PA6)**	EN AW-Al Cu4MgSi	0,20-0,80	3,50-4,50	0,40-1,00	0,40-1,00	0,70	0,15	0,25	-	rest
3	EN AW-6082 (PA4)	EN AW-Al SiMgMn	0,70- 1,30	0,10	0,60 – 1,20	0,40-1,00	0,50	0,10	0,20	-	rest

\* Aluminium casting alloy. \*\* Wrought aluminium alloy.

clamps fixing the welded parts and special ISstir head constructed at Instytut Spawalnictwa for the measuring of torque and friction force. The station for testing of linear welding of plates is shown in Fig. 1a, while Fig. 1b presents the station for welding

aluminium alloys used in the research is presented in Table 2.

**Research into FSW process**

**Testing of the tool effect on welding quality**

Table 3. Welding parameters

Parameter no.	Material from advancing side	Tool movement parameters		Notes
		$\omega$ [ $\text{min}^{-1}$ ]	$V_{zg}$ [mm/min]	
1	EN AC-43200	560	280	Correct weld face. Linear discontinuity
3	EN AC-43200	900	180	Correct weld face and structure
6	EN AW-2017A	560	280	Correct weld face. Linear discontinuity
9	EN AW-2017A	450	560	Correct weld face and structure. Very small imperfections
10	EN AW-2017A	900	560	Correct weld face. Linear discontinuity
11	EN AW-2017A	560	280	Uneven weld surface. Correct weld structure
14	EN AW-2017A	450	180	Correct weld face and structure
15	EN AW-2017A	900	560	Correct weld face. Linear discontinuity
16	EN AC-43200	900	180	Correct weld face. Linear discontinuity
19	EN AC-43200	900	560	Incorrect weld material stirring. Large wormhole cavity

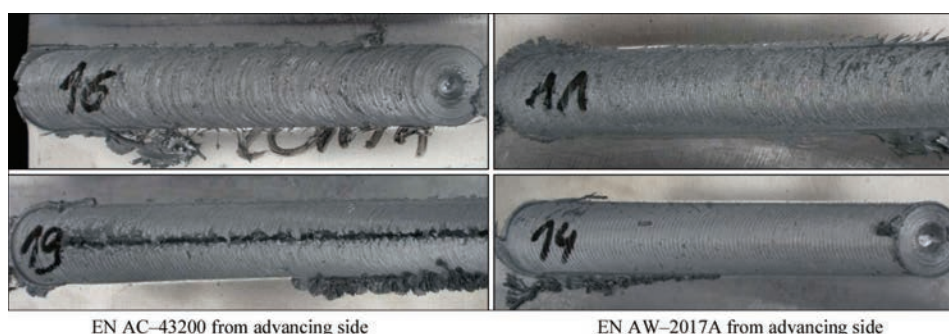


Fig. 2. View of the surfaces of the selected welds EN AC-43200 + EN AW-2017A obtained for various process parameters

Research into the influence of tool shape and dimensions on FSW quality was conducted using tools for various welding parameters, enumerated in Table 1. Tests were conducted for wrought aluminium alloys, casting alloys, copper M1 as well as wrought alloy welded together with casting alloy. Obtainment

of the correct weld is difficult, in particular in case of welding of dissimilar materials. Selected sets of parameters used while welding of wrought alloy EN AW-2017A + casting alloy EN AC-43200 are shown in Table 3.

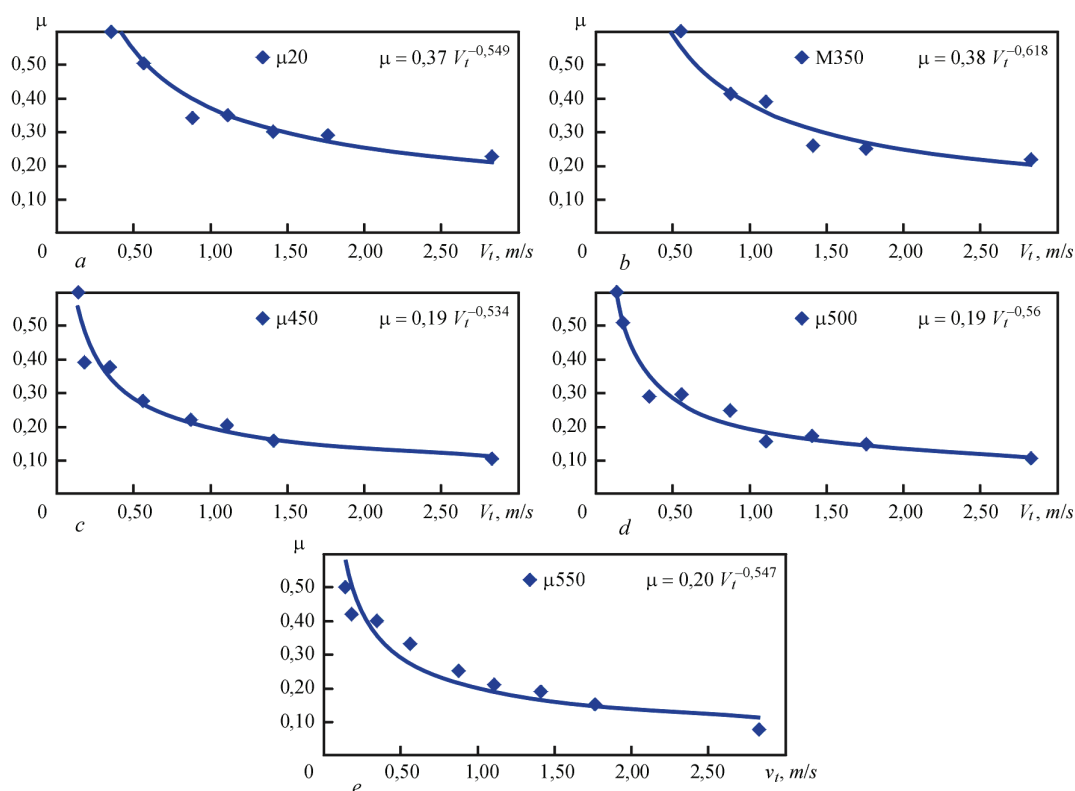


Fig. 3. The change of friction coefficient depending on friction speed at various temperatures: a — 20 °C; b — 350 °C; c — 450 °C; d — 500 °C; e — 550 °C [10]

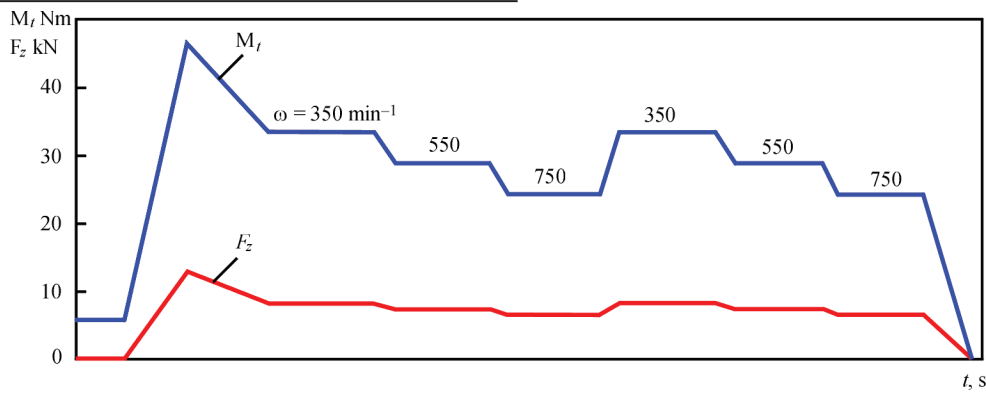


Fig. 4. Diagram of changes of friction torque  $M_t$  and down force  $F_z$  during testing of welding process with changing of frictional rotation speed of a tool [10]

During testing the process of weld face forming, material subjected to the strains and deformations, quality of the surface and weld structure were analysed. The example of a weld surface is shown in Fig. 2.

### Testing of friction forces

In FSW process the change of mechanical energy into friction heat occurs, what makes it possible to create the conditions for welding in solid state. In this case the coefficient of friction between the tool metal and the welded plates surface is essential.

During the first stage of research into the friction phenomenon in the FSW process the impact of friction speed on friction coefficient was tested. Aluminium plates were initially preheated up to the temperature of: 350 °C, 450 °C, 500 °C and 550 °C, i.e. up to the temperature occurring in the FSW process. While measuring, the tool having a pipe shape in the working part was pressed down to the plate surface and the down force and friction torque

for different tool rates of rotation were measured. The tool was made of the same tool steel as FSW tools. For the known geometrical shapes of the tool and rotational speed, it is possible to calculate the distribution of friction coefficient depending on frictional speed for various temperatures of preheated plates. The tests were conducted on the numerically controlled station (build on the basis of milling machine FNC 50NC) at the same times of approaching and retracting the tool ( $t_{wst} = 3.0$  s) and the same friction time  $t_f = 1.0$  s.

The test results for EN AW-2017A alloy are presented in Fig. 3. For the remaining alloys being tested, the dependence of friction coefficient on friction speed was similar.

Similar research was conducted for FSW process in which a conventional tool, having a tool shoulder diameter = 11.0 mm and a probe diameter = 5.0 mm, was used on 4 mm thick plates of EN AW-2017A alloy, and a tool rotational speed  $\omega$  was being changed while welding speed  $V_{zg}$  remained on the same level of 200 mm/min. During making of a single longitudinal weld, the sequence of three different rotational speeds was changed twice, as in Fig. 4 ( $\omega = 350 \text{ min}^{-1}$ ,  $550 \text{ min}^{-1}$  and  $750 \text{ min}^{-1}$ ), while measuring down force and friction torque using ISstir head. After the production of the first weld, the plates have been heated to the temperature up to 150 °C and the second welding cycle was performed with changing the rotational speed of a tool and then the plates were heated up to the temperature of 250 °C and the third welding cycle was done. The results of the measured friction torque and down force are presented in Table 4.

Table 4. Results of measuring friction torque and down force recorded while testing of FSW using preheated plates [10]

Measure No.	Temperature of plates prior to the process, °C	Tool rotation speed $\omega$ , $\text{min}^{-1}$	Friction torque $M_t$ , Nm	Down force $F_z$ , kN
1	20	350	35,4	8,7
2	20	550	30,5	7,8
3	20	750	25,7	6,9
4	20	350	37,1	9,0
5	20	550	29,2	7,3
6	20	750	25,1	7,1
7	150	350	33,8	8,0
8	150	550	29,0	6,9
9	150	750	23,4	6,6
10	150	350	33,7	7,7
11	150	550	28,0	6,8
12	150	750	24,8	6,7
13	250	350	35,1	8,3
14	250	550	27,4	6,9
15	250	750	22,8	6,3
16	250	350	33,8	7,7
17	250	550	26,9	6,7
18	250	750	23,1	6,6

### Testing of metal structure in the area of tool friction during FSW process

During this testing, friction torque (down force), that resulted from summarized frictional resistance coming from two sources was recorded. One of the source was external friction, i.e. from force of shearing micro-joints and irregularities in local friction points and second source was internal



Fig. 5. Metal layers around a tool. Friction modified layer located in the direct vicinity of a probe. EN AW 6082 alloy from a retreating side (right side), EN AC 43200 alloy from advancing side (left side) extruded around a tool probe during FSW. The direction of rotation and translation movement of the tool is marked schematically

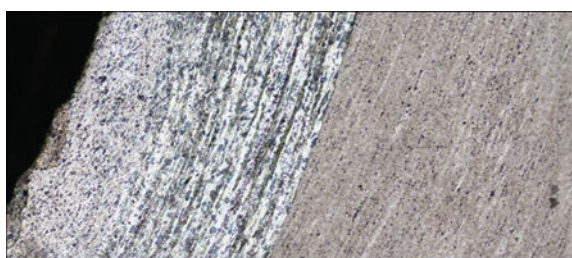


Fig. 6. Fragment of the modified layer of Fig. 5 on retreating side friction, i.e. from forces connected with plastic strain of the metal layer up to the certain depth.

For samples undergoing friction both phenomena are clearly visible. During testing of friction coefficient and FSW process, it can be noticed that both friction forces and thickness of material layers undergoing plastic straining depend on friction speed. The structure of a layer being modified using friction is different from that of parent material. Fig. 5 and 6 shows metal deformed during the process in the area of a tool action. The area under observation includes a modified by friction layer of EN AC 43200 alloy in the cross-section parallel to the plane of welded plates, on the depth of 1 mm, in the area of tool

action after its retracting. Welded plates were of EN AC-43200 + EN AW-6082, 6.0 mm in thickness.

The image of the process of metal movement around a tool and creating a weld behind a tool observed from above (from a welding machine spindle) is shown in Fig. 7. Those images present cross-section of a weld made parallel to the surface of welded plates on the depth of 1.5, 3.0 and 4.5 mm below a tool shoulder, i.e. in the location of primary action of a tool probe. The shown image of a welding process has been obtained after adequate preparation of the samples in the place of rapid stoppage of a tool movement and retracting it from a weld region. The direction of rotation and translation movement of a tool is marked schematically in its position.

As can be seen in the above images, material is extruded around a tool on the retreating side, in accordance with the tool probe rotation. Along the tool probe the material from retreating side penetrates into the material from the advancing side on various depth. The observed image of the structure being created is obtained after stoppage of a translation movement and rapid retraction of a tool from the welding area.

Around the tool, on the retreating side, the material is moved backwards through a relatively wide area of plasticised layer towards the weld being created. This phenomenon is clearly visible at low tool rotational speeds (low friction speeds) which is accompanied by high friction forces. In the case of high tool rotational speeds (high friction speeds) the forces are noticeably lower and the thickness of a layer being modified is also lower (Fig. 8). Material is extruded backwards on retreating side, however is not deformed that strongly in large volume. Practically, at those high friction speeds only material from the front of a specimen is being moved backwards (in this case EN AC 43200). This phenomenon was clearly revealed while testing of FSW process using



Fig. 7. The image of a weld formed around a tool, observed on the depth of: a — 1.5 mm; b — 3.0 mm and c — 4.5 mm from weld face surface. From advancing side (left side) is located EN AC 43200 alloy, while from retreating side (right side) EN AW 6082 alloy. Welding parameters:  $\omega = 450 \text{ min}^{-1}/V_{zg} = 224 \text{ mm/min}$

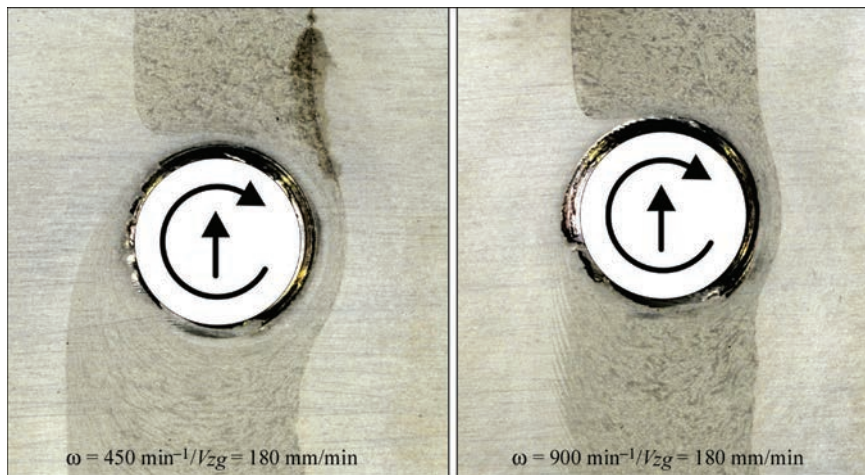


Fig. 8. A weld being created around the tool with implemented EN AC 43200 material of a tool probe width. Rotation of a tool and direction of the movement is marked in the photographs. On the right side: retracting, on the left side: advancing

EN AC 43200 material of tool probe width, being implemented into AW 6082.

As can be seen in Figs. 7 and 8, the thickness of the modified and plasticised layer during friction depends on the friction conditions and is of great significance during generating of friction heat. This friction modified layer takes part in the creation of a weld of specific structure and properties.

While welding material is extruded around a weld backwards, not changing its position behind the tool relative to the weld line. This phenomenon is clearly visible in the testing of FSW process using so called marker made of casting alloy. A rod of EN AC 43200 casting alloy having a dimensions of 3.0 x 3.0 mm was included into the material of EN AW 6082 alloy, 6.0 mm thick, as in Fig. 9.

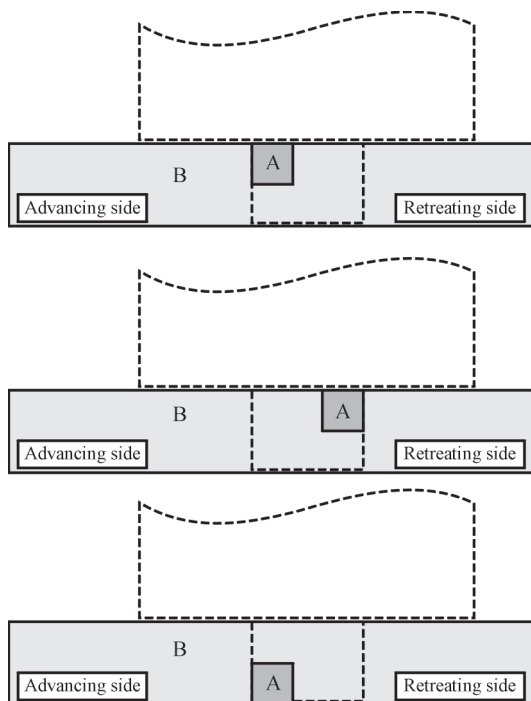


Fig. 9. Diagram of the distribution of a «marker» of EN AC 43200 alloy (A) in the material of EN AW 6082 alloy (B) before welding using FSW process

After welding, the location of the rod of EN AC 43200 is visible on the weld cross-sections in the separate welding areas. In case of location of a rod A on the advancing side before welding (Fig. 9a), during the process its material is moved around the tool and after welding is situated in a weld, as in Fig. 10.

As can be seen in the weld structure, despite extruding material through the narrow area around the tool, the EN AC 43200 alloy (material A) is located approximately in the same weld area as before the process completion.

In case of location of a rod on the retreating side before welding (Fig. 9b), during the process its material is moved around the tool and after welding is situated in a weld, as in Fig. 11. In case of location of a rod in the root area on the advancing side before welding (Fig. 9c) after welding the weld structure is obtained as shown in Fig. 12.

In spite of the fact that in welding process the material being implemented was strongly heated and deformed while extruding around the tool (as in Figs. 5 and 7) it successfully recreated its previous localisation. Dissimilar physical properties of materials do not prevent localisation of material in such a way after extruding around the tool.

Some molecules coming from the material being included can be moved in a random way and injected into the metal matrix, however in the whole mass the substantial part of the included material do not change its location after FSW completion. Such phenomenon occurs during welding with relatively low frictional speeds of a tool. For high rotational speeds, especially while using a tool with screwed probe the process of metal extruding is more complex [3, 6, 11, 12].

The structure (Fig. 13) reveals a good metallic bonding between EN AC 43200 alloy layer (from the top) and material matrix of EN AW 6082 alloy. For many places in the weld structure from Figs. 10–12





Fig. 10. Structure of FSW weld in case of location EN AC 43200 rod (A) on the advancing side (as in Fig. 9a). Welding parameters:  $\omega = 450 \text{ min}^{-1}$ ,  $V = 224 \text{ mm/min}$ . Triflute tool. Keller etching



Fig. 11. Structure of a weld in case of location of a rod of EN AC 43200 on retreating side (as in Fig. 9b). Welding parameters:  $\omega = 450 \text{ min}^{-1}$ ,  $V = 224 \text{ mm/min}$ . Keller etching



Fig. 12. Structure of a weld in case of location of a rod of EN AC 43200 in the root on the advancing side (as in Fig. 9c). Welding parameters:  $\omega = 450 \text{ min}^{-1}$ ,  $V_{zg} = 224 \text{ mm/min}$ . Keller etching

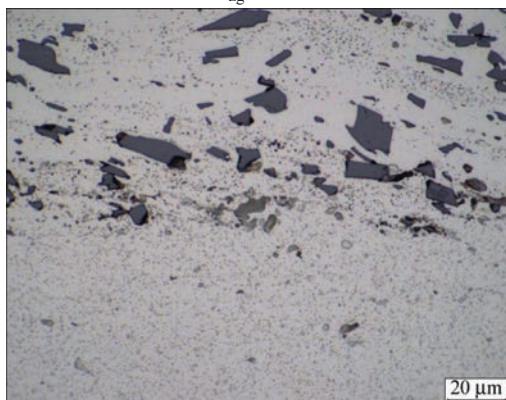


Fig. 13. Fragment of a structure from Fig. 9. Bonding of metal layer of EN AC 43200 with EN AW 6082 alloy

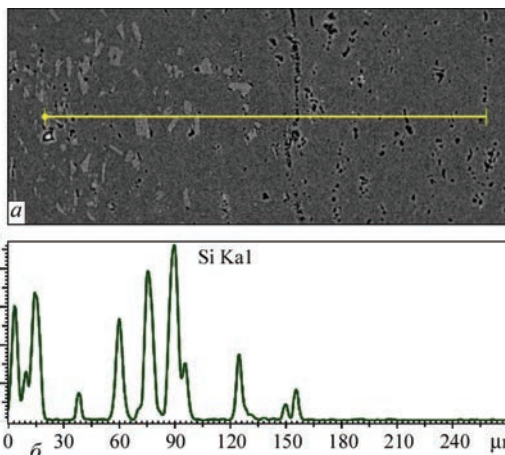


Fig. 14. Boundary between EN AC 43200 alloy (on the left side), and EN AW 6082 alloy (on the right side); a — line, along which the analysis of chemical content SEM-EDS was conducted; b — Si concentration along measuring line

the SEM-EDS analysis was conducted. The exemplary results of the analysis are shown in Fig. 14.

The area subjected to the significant strains and deformations was tested from the viewpoint of

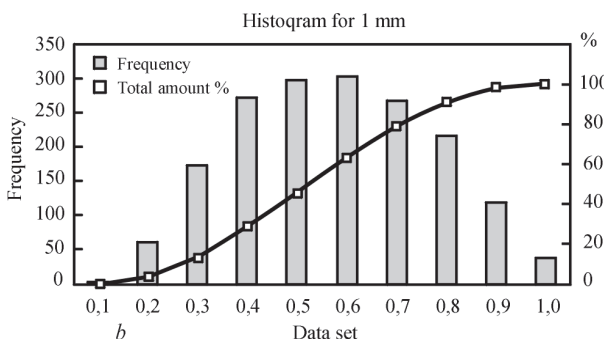
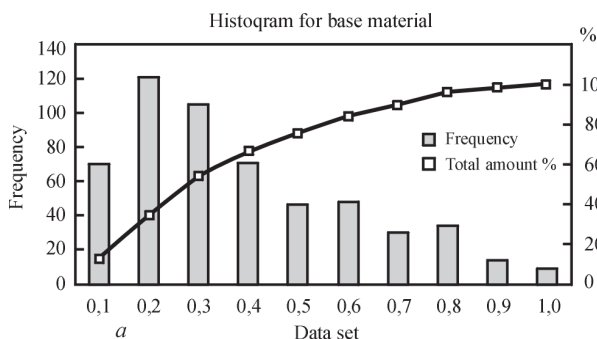


Fig. 15. The measurement of grain size in parent material of casting alloy (a) and in material subjected to the strains and deformations (b)

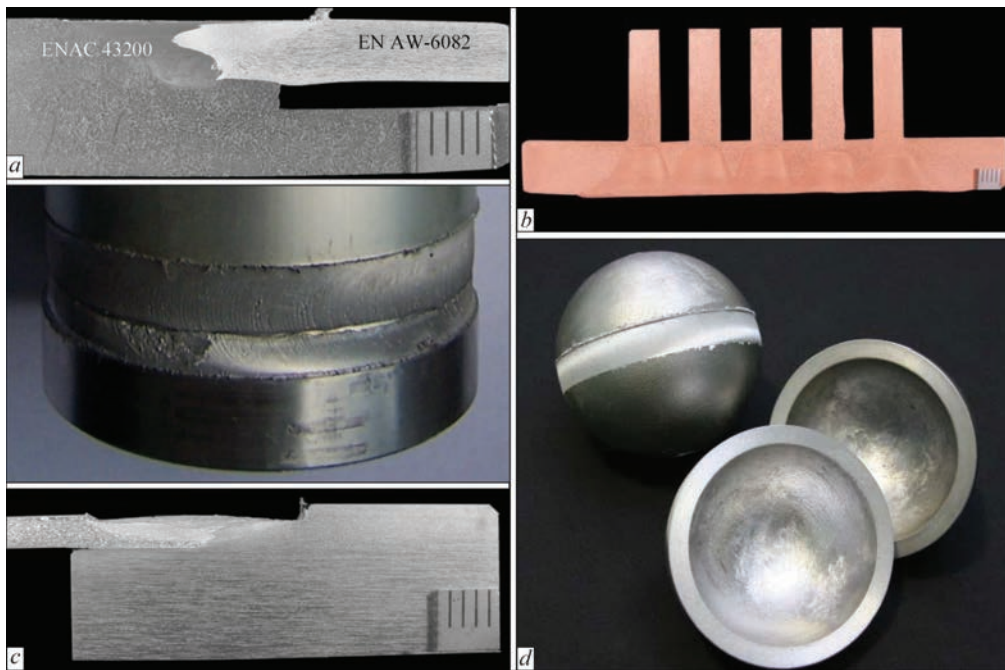


Fig. 16. Examples of the application of FSW process [12]: a — heat exchanger cross-section; b — cross-section of an electrical connector made of M1 copper; c — components and cross-section of a weld in pneumatic cylinder of EN AW-2017A alloy; d — Components of balls for check valves of EN AC 43200 alloy

Fig. 15 histograms of the particles occurrence frequency in separate intervals of shape factor are presented. In parent material (Fig. 15a) very elongated particles dominate — 12.8% particles have shape factor below 0.1, and 54% particles below 0.3. For the tested area of a weld (Fig. 15) only 13.5% particles have the shape factor below 0.3, whereas the particles of shape factor between 0.3...0.8 are the dominant (68.4%). The research results have indicated that plastic deformation occurring while welding caused very high refinement of particles and changed their shape towards particles being more equiaxial.

The results of conducted research into the process of friction welded joints forming together with testing of their mechanical properties were used while developing FSW process conditions for welding components in the industrial practice. Such elements, for which FSW technology was developed at Instytut Spawalnictwa, basing among other things on the research mentioned above, are the following (Fig.16): components of pneumatic cylinder of EN AW-2017A alloy, heat exchangers of EN AC 43200 casting alloy and EN AW-6082 alloy as well as copper M1, balls for check valves of EN AC 43200 casting alloy, M1 copper contact rails and others [13].

### Summary

While using FSW process it is possible to join various materials, including materials of significantly different physical properties. During testing, application of two alloys being able to be joined but differing in chemical composition and properties, like EN AC 43200 casting alloy and wrought alloy

EN AW 6082, proved useful. Placing materials from the retreating or advancing side enables observation of the process of heating and creation of the weld structures. Casting alloy used as a marker made it possible to observe the process of metal movement around the tool and the structure of the FSW joint.

As it was revealed [6] during the FSW process the largest amount of heat is produced as the result of tool shoulder action, however the proper structure of a weld in the whole thickness of the components being joined, in case of elements thicker that approximately 2.0 mm, depends on the shapes and dimensions of the tool probe and its movement. For thin elements the probe is not playing the crucial role in the process of the weld formation. The tool moving and plunging into the material starts to heat and plasticise various material zones. Heat in the welding process, as a result of good conduction is heating also material before a tool, what facilitates plunging a tool into the material preheated to the certain temperature.

The research revealed that with increasing the friction speed the friction factor  $\mu$  is reduced during working of a tool on each tested material and in all temperature conditions.

At temperature higher than 400 °C, i.e. in the temperature range observed in FSW process, for higher frictional speed the change of friction factor value along with changing temperature does not practically occur. This results in the fact that at higher frictional speeds such a friction conditions are stabilised in the friction interface, that the temperature of the plate (base) does not influence significantly the friction process and associated friction forces. At high temperature of

the plates, friction forces are relatively low. For low frictional speeds, temperature has an impact on friction force value.

The above presented research revealed that during conducting typical FSW process the temperature of plates being welded has little influence on the friction torque. In turn, rotational speed of a tool influences it significantly. It can be however noticed, while analysing the research results, that tool rotational speed has an impact on the down force. During testing, it was not assumed that the process would be conducted at the same, constant down force. Down force value in this case is a resulting value and is associated with a tool leading in such a way, that the weld face is formed correctly.

As can be noticed, for growing frictional speeds of a tool, down force is being reduced. It is associated, as can be concluded, with heating of the material in the friction zone, which for higher frictional speeds is being heated more intensively, causing the reduction of mechanical properties of metal and consequently, the reduction of down force recorded by measuring head.

Thus, frictional speed has an impact on friction processes, it is associated with temperature of metal in friction zone and this metal temperature, in turn, influences in a certain way the down force of a tool (in a tool axis). However, temperature of plates fails to influence clearly the value of friction force (friction torque).

Beside temperature, which undoubtedly influences friction processes, the second factor which should be taken into consideration in the analysis of the processes occurring while forming of the FSW joint, is a layer of metal being modified using friction processes and undergoing plastic distortion.

By the action of a tool in the conditions of friction heating and upsetting, the metal layer in the direct vicinity of a tool undergoes thorough modification. Research revealed that it is a region of very high refinement of grains having a shape factor 0.4-0.7 (Fig. 15) and undergoing dynamic recrystallisation and/or healing.

The analysis of friction force courses (friction coefficient), structures of material layers being modified and temperature in the friction area has revealed that overall friction forces, recorded during testing (e.g. friction torque), more depend on the thickness of a layer undergoing modification and distortion, (i.e. internal friction) and in lower extend on external friction, that is on conditions in the friction interface: tool — welded metal. In turn, the thickness of a layer undergoing plastic deformation in which internal friction occurs, depends on friction speed. The higher friction speed the thinner layer [10].

The research into friction welding quality in a straight majority of cases shows, that metals coming

from retreating and advancing side, modified with friction process and upset against each other on the retreating side, while movement backwards are joined correctly. Depending on the welding process parameters as well as applied tool and thickness of the plates being welded, the area of limited metal coherence can be located behind the tool on the advancing side [10, 12, 14].

The manner of the metal transfer around the tool significantly influences the structure of FSW joint. As can be seen, at the specimens with included casting alloy, strongly heated and deformed material during extruding around the tool effectively recreated its previous localisation. Dissimilar physical properties of materials on both sides of a tool (advancing and retreating sides) proved not to prevent such a systematic placement of material after the process of extruding backwards.

Research into average size of the particles and the shape factor of the material subjected to the strains and deformations shown that FSW process caused very high refinement of particles and changed their shape towards particles being more equiaxial.

## References

1. Thomas, W. M. Friction Stir Butt Welding. Int. Patent Application. PCT/GB92/02203.1991
2. (2010) Friction Stir Welding. From basics to applications. Woodhead Publishing Limited.
3. Mrocza, K., Dutkiewicz, J., Pietras, A. (2010) Characterization of friction stir welds of 6013 and 6013/2017A aluminium alloy sheets. *Inżynieria Materiałowa*, 31, 3.
4. Guohong Luan, Guang Li, Weibing Wang, Ju Kang (2010) The fundamental research of the friction flow welding. In: Proc. of 8th Int. Symp. on Friction Stir Welding (Germany, 18-20 May 2010).
5. Kumar, N, Yuan, W, Mishra, R.S. (2015) Friction stir welding of dissimilar alloys and materials. Butterworth-Heinemann (Elsevier), Oxford.
6. Hamilton, C., Kopyściński, M., Dymek, S., Węglowska, A., Pietras, A. (2017) Microstructure of friction stir welded AlSi9Mg cast with 5083 and 2017A wrought aluminium alloys. *J. of Mater. Eng. and Performance*, 26(1).
7. PN-EN 10027-1:2007P: Systemy oznaczania stali - Część 1: Znaki stali.
8. PN-EN 1706:2010: Aluminium i stopy aluminium - Odlewy - Skład chemiczny i własności mechaniczne.
9. PN-EN 573-3:2010P: Aluminium i stopy aluminium - Skład chemiczny i rodzaje wyrobów przerobionych plastycznie - Część 3: Skład chemiczny i rodzaje wyrobów.
10. Pietras, A. (2014) Praca Badawcza ST 330, Materials of Welding Research, Institute of Welding, Gliwice.
11. Mrocza, K., Pietras, A., Jura, J. (2016) Features of 2017A and AlSi9Mg aluminum alloys friction stir welded with root-side heating. *Metall. Found. Eng.*, 42(2).
12. Mrocza, K. (2014) Charakterystyka mikrostruktury i właściwości zgrzein FSW wybranych stopów aluminium. (Characterisation of the microstructure and properties of FSW welds of selected aluminium alloys). Wydawnictwo Naukowe UP, Kraków.
13. Pietras, A. et al. (2010-2015) Works of the Institute of Welding, Gliwice for industrial partners.
14. Węglowski, M.S., Pietras, A., Węglowska, A. (2009) Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of Al 2024 joints produced by friction stir welding. *J. of Kones Powertrain and Transport*, 19(1).

## ТЕХНОЛОГИЯ ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ — УМОВИ ПРОЦЕСУ ТА ПРИКЛАДИ ЗАСТОСУВАННЯ

А. ПІСТРАС, А. ВЕГЛОВСЬКА, Б. РАМС

Інститут зварювання, 44-100, Глівіце, вул. Бл. Чеслава 16-18, Польща. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

Представлені умови зварювання та процес створення зварного шва зварюванням тертям з перемішуванням (FSW) елементів з кованих алюмінієвих сплавів та литого алюмінієвого сплаву. Дослідження проводилися в Інституті зварювання, Глівіце (Instytut Spawalnictwa), на устаткуванні FSW, обладнаному вертикально-фрезерним верстатом, пристосованим для процесу зварювання тертям. Вивчено вплив розміру та форми інструменту на процес пластифікації зварного матеріалу та формування металу шва за інструментом при різних параметрах зварювання. Під час досліджень було помічено, що сили і момент, що виникає при FSW жорсткість системи затискання впливають на температуру зони зварювання, пластичність матеріалу, фрагментацію часток і якість металу перемішування. На основі досліджень були обрані правильні умови зварювання та проведення процесу зварювання з використанням спеціально розроблених приладів. Показані зразки, виготовлені тертям з перемішуванням. Бібліогр. 14, Табл. 4, Рис. 16

*Ключові слова:* зварювання тертям з перемішуванням, зварені та литі алюмінієві сплави, інструмент з міді

## ТЕХНОЛОГИЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ — УСЛОВИЯ ПРОЦЕССА И ПРИМЕРЫ ПРИМЕНЕНИЯ

А. ПИЕТРАС, А. ВЕГЛОВСКА, Б. РАМС

Інститут сварки, 44-100, Глівіце, ул. Бл. Чеслава 16-18, Польща. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

В статье представлены условия сварки и процесс создания сварки трением с перемешиванием (FSW) во время изготовления элементов из кованных алюминиевых сплавов и литого алюминиевого сплава. Исследования проводились в Институте сварки, Глівіце (Instytut Spawalnictwa), на установке для FSW, оборудованной вертикальным фрезерным станком, приспособленным для сварки трением. Изучалось влияние размеров и форм инструмента на процесс пластификации свариваемого материала и формирования металла шва вслед за инструментом при различных параметрах сварки. В ходе исследований было замечено, что силы и крутящий момент, возникающие во время FSW, жесткость системы зажима, влияют на температуру зоны сварки, пластичность материала, фрагментацию частиц и качество металла перемешивания. На основе исследований были выбраны оптимальные условия сварки, эксперименты по сварке проводились с использованием специально разработанной аппаратуры. Показаны примеры сварных соединений, выполненных трением с перемешиванием. Библиогр. 14, табл. 4, Рис. 16.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, сварные и литые алюминиевые сплавы, медный инструмент

Поступила в редакцию 18.06.2018

### Новая книга

**Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент:** Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с.

Сборник включает 86 статей и докладов сотрудников отдела физики газового разряда и техники плазмы Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 1978–2018 гг. В нем обобщен сорокалетний опыт научно-исследовательской деятельности отдела в области теоретического исследования и компьютерного моделирования физических явлений, протекающих при дугowych, плазменных, лазерных и гибридных процессах сварки, наплавки и напыления покрытий. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами дуговой, плазменной, лазерной и гибридной сварки и обработки материалов, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы сварочных и родственных процессов.

Сборник можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



# ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ РЕЛЬСОВ: 60 ЛЕТ НЕПРЕРЫВНЫХ ИННОВАЦИЙ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО

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

В статье обобщен 60-летний опыт Института электросварки им. Е. О. Патона по инновационным решениям в области разработки технологий и оборудования контактной сварки оплавлением железнодорожных рельсов. Многие из них являются пионерскими, что подтверждается рядом лицензионных соглашений с ведущими странами мира. Сегодня парк эксплуатируемых в мире контактных машин и комплексов, разработанных в ИЭС и изготавливаемых Каховским заводом электросварочного оборудования, исчисляется количеством более 2500, что составляет около 60 % мирового парка машин. Библиогр. 13, табл. 4, рис. 22.

*Ключевые слова:* контактная стыковая сварка, железнодорожные рельсы, эвтектичные и заэвтектичные стали, технологии и оборудование, непрерывное оплавление, пульсирующее оплавление, моделирование нагрева, длинномерные плети, сварка с натяжением, мониторинг качества

В послевоенный период для восстановления десятков тысяч километров железнодорожных путей, разрушенных или изношенных в период войны, срочно требовалось выполнить большой объем работ по сварке рельсов. Имеющиеся несколько рельсосварочных цехов в различных регионах страны, оборудованных импортными машинами для контактной сварки рельсов, не могли справиться с этой задачей, так как не располагали достаточной энергетической базой и необходимой для энергоснабжения контактных машин мощностью 400...500 кВ·А, также не была решена главная задача: сварка рельсов в пути при сооружении бесстыковых путей. Использование других известных технологий сварки рельсов — электродуговой и термитной не обеспечивали требуемый уровень механических свойств сварных соединений в бесстыковых путях. Кроме этого, они значительно уступали контактной сварке по производительности и себестоимости работ. Перед коллективом ИЭС в начале 1960-х гг. правительством была поставлена задача создать технологию и оборудование для сварки рельсов непосредственно в пути при укладке бесстыковых путей. Для этого необходимо было решить первоочередные задания:

- изыскать возможность значительного снижения мощности сварочной машины и, соответственно, необходимого источника энергоснабжения;
- значительно уменьшить массу сварочного оборудования, что позволило бы маневрировать сварочной машиной при сварке рельсов уложенных в путь;
- полностью автоматизировать процесс сварки и исключить влияние точности подготов-

ки концов рельсов перед сваркой на качество соединений;

- разработать технологию сварки, обеспечивающую равнопрочность сварных соединений с основным металлом и высокую стойкость циклическим нагрузкам.

В основу разработки технологии контактной сварки рельсов принят метод нагрева металла непрерывным оплавлением (НО). Процесс НО используют в промышленности для контактной сварки деталей с толщиной стенки до 10...12 мм [1]. Он отличается стабильным энерговыделением и качеством соединений при сварке тонкостенных деталей. При сварке деталей с большими толщинами элементов сечения, в том числе рельсов, в мировой практике НО не применяется, так как не обеспечивает требуемого нагрева торцов соединяемых материалов. Кроме этого, для возбуждения НО требуется значительная мощность.

В ИЭС разработаны способы и устройства для существенного снижения мощности, необходимой для возбуждения НО [2], а также для интенсификации нагрева при оплавлении за счет повышения его термического КПД. Главным из них является изыскание процессов устойчивого оплавления при низких удельных мощностях за счет одновременного регулирования мгновенных значений напряжения и скорости при оплавлении с использованием обратных связей по величине сварочного тока.

Установлено [3], что одним из главных условий стабильного воспроизведения процесса устойчивого оплавления является снижение сопротивления короткого замыкания сварочного контура контактных стыковых машин ( $Z_{к.з}$ ). За счет оригинальной конструкции сварочного контура, где в качестве токоведущих элементов его использо-

ваны силовые узлы контактных машин, удалось значительно снизить  $Z_{к.з.}$ . В результате использования этих новаций значительно (в 2,5...3,0 раза) снижена мощность, потребляемая при сварке и, соответственно, источников энергоснабжения. Процесс сварки был полностью автоматизирован, обеспечивая высокое и стабильное качество сварных соединений. На базе этой технологии разработаны первые мобильные машины для сварки рельсов в пути. В результате выполнения этих работ разработаны принципиально новые технологии сварки НО с программным регулированием основных параметров [4]. Уже в начале 1960-х гг. были разработаны и изготовлены в ИЭС мобильные и рельсосварочные машины типа К155. Машины отличались небольшой массой (2 т вместо 15...20 т) и меньшей мощностью (150 кВт вместо 350...500 кВт) по сравнению с лучшими стационарными машинами для контактной сварки рельсов. В основу системы управления машин положены разработки ИЭС [5]. Первый образец промышленной рельсосварочной машины (К355) был изготовлен в ИЭС и прошел испытания на железных дорогах Украины. На базе этой машины созданы первые в мировой практике мобильные комплексы для контактной сварки рельсов в пути. По документации, разработанной в ИЭС, промышленное производство машин К355 с 1960 г. освоено Каховским заводом электросварочного оборудования (КЗЭСО). К концу 1960-х гг. на железных

дорогах постсоветского пространства уже работало около 100 машин К355, внедрение которых выполняли специалисты ИЭС. С учетом опыта производственной эксплуатации первых партий сварочных машин совершенствовалась их конструкция, создавались различные передвижные рельсосварочные комплексы (рис. 1), в состав которых входили кроме сварочных машин, самоходные установки с подъемными механизмами на базе передвижных платформ (см. рис. 1, а), а также на базе вездеходов (см. рис. 1, б). В передвижных комплексах использовались стандартные электростанции мощностью 200...250 кВт. В передвижных рельсосварочных комплексах типа ПРСМ (см. рис. 1, а), используемых на железных дорогах бывших советских республик для повышения производительности, устанавливались две сварочные машины, каждая из которых ориентирована на одну рельсовую плетть. Такая схема работ была принята при реконструкции пути с полной заменой секций рельсов. Для ремонтных работ использовались комплексы с одной машиной. Весьма эффективны оказались комплексы на основе вездеходов (см. рис. 1, б). В этом случае не требуются электростанции для энергоснабжения сварочных машин. Обе сварочные машины, работающие одновременно, получают энергопитание от одного генератора, соединенного с дизелем вездехода. С начала 1970-х гг. мобильные рельсосварочные машины, изготавливаемые КЗЭСО, начали экспортироваться в различные страны мира. Первые партии машин были поставлены во Францию (фирмы Матиза), Австрию (Пласер), США (Холланд). При этом использовались различные передвижные комплексы на автомобильном и железнодорожном ходу, разработанные на базе машины К355 с учетом различных форм организации работ при реконструкции и ремонте железных дорог. В процессе внедрения и эксплуатации десятков и сотен машин в различных странах, в ИЭС продолжались работы по созданию технологии сварки рельсов НО с учетом различных типоразмеров и химического состава рельсовых сталей, отрабатывались оптимальные режимы сварки и типовые программы управления процессом сварки. Одна из таких типовых программ приведена на рис. 2. При этом были определены алгоритмы оценки качества соединений по отклонениям регистрируемых величин от заданных программами. Разработаны единые рекомендации по оценке качества соединений рельсов в режиме реального времени сразу же после выполнения сварки по результатам операционного контроля. Операционный контроль стал неотъемлемой частью технологий при контактной сварке рельсов. Особенно актуальным такой контроль оказался при



Рис. 1. Передвижные рельсосварочные комплексы с машиной К355: а — ПРСМ; б — РСА

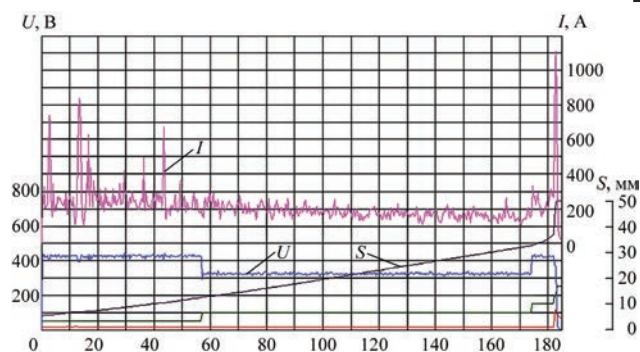


Рис. 2. Типовая программа изменения основных параметров при сварке рельсов НО



Рис. 3. Мобильная рельсосварочная машина K900

выполнении работ на удаленных участках железнодорожных путей. Операционный контроль при сварке рельсов на железных дорогах был введен нормативными документами с 1980-х гг. как обязательная операция при выполнении сварки рельсов. На его основе с начала 1990-х гг. разработаны компьютеризированные системы управления основными параметрами сварки, которыми было оборудовано новое поколение рельсосварочных машин типа K900 (рис. 3). В странах СНГ такие машины пришли на смену машинам K355. С начала 1990-х гг. машины K900 начали экспортироваться в Европу, США и Китай.

**Технологии и оборудование для контактной сварки высокопрочных рельсов эвтектоидной и заэвтектоидной структуры.** Увеличение грузо-

напряженности и скорости движения на железных дорогах в последнее десятилетие вызвало необходимость повышения механических свойств рельсов, их износостойкости и ресурса работы. Большинство высокопрочных рельсов современного производства имеют гарантированный ресурс работы в 1,5...2,0 раза выше, чем рельсы предыдущих поколений. Это достигнуто за счет применения новых технологий производства рельсовой стали с использованием конверторного процесса в сочетании с непрерывной прокаткой и вакуум-регулированием. При этом используется объемное или дифференцированное термическое упрочнение рельсового проката. Освоено производство рельсов эвтектоидного и заэвтектоидного класса, позволившее значительно повысить твердость и износостойкость рельсовой стали. Химический состав и механические свойства таких рельсов приведены в табл. 1. При контактной сварке таких рельсов с использованием технологий, применяемых для соединения рельсов с содержанием углерода на уровне заэвтектоидных сталей, не обеспечивались требуемые показатели механических свойств.

Одной из причин снижения показателей механических свойств является разупрочнение металла в зоне сварки, в результате формирования крупнозернистой структуры в центральной части сварного шва, снижающей прочность соединения. Уменьшение энергозатрат за счет сокращения длительности процесса оплавления оказывает положительное влияние на улучшение структуры, но приводит к появлению дефектов в зоне соединения [6], которые значительно снижают показатели прочности и пластичности сварных соединений. Установлена взаимосвязь между появлением дефектов в плоскости соединения с формированием искрового зазора, в частности, при оплавлении, в участках с максимальной величиной искрового зазора  $\Delta_{z\max}$  и толщиной расплава на поверхности оплавления  $\delta_{ж}$ , а также градиента температурного поля в приконтактном слое торцов деталей [7]. Формирование дефектов происходит, если расплав успевает закристаллизоваться до начала де-

Таблица 1. Химический состав и механические свойства высокопрочных рельсов современного производства

Марка стали	Химический состав, %					
	C	Mn	Si	V	Ti	Cr
M76	0,71...0,82	0,80... 1,30	0,25...0,45	-	-	-
K76Ф	0,71...0,82	0,80... 1,30	0,25...0,45	0,03...0,07	-	-
Э76Ф; K76Ф	0,71...0,82	0,75...1,05	0,25...0,45	0,03...0,15	-	-
R260	0,62...0,82	0,70...1,20	0,15...0,58	0,03	-	≤ 0,15
R350HT	0,72...0,82	0,70...1,20	0,15...0,58	0,03	-	≤ 0,15
R350HT	0,72...0,82	0,15...0,60	0,65...0,75	0,03	-	0,15
BC-350Я; 350ЛТД	0,72...0,82	0,7...1,2	0,35...1,0	0,01	0,025	0,3...0,7
AREAL 136 10 SP	0,81...0,82	1,0...1,15	0,50 ... 0,54	0,005	0,002	1,3...1,22
AREAL 136 HE370	0,99...1,00	0,69...0,71	0,50...0,52	0,002	0,001	0,21...0,22

Окончание табл. 1.

Марка стали	Твердость <i>HВ</i>	Предел прочно- сти $\sigma_B$ , МПа	Предел теку- чести $\sigma_T$ , МПа	Относитель- ное удлине- ние $\delta$ , %	Относитель- ное сужение $\psi$ , %	Завод изготовитель
М76	260...280	800...1100	500...700	$\geq 6$	$\geq 20$	ПАО МК «Азовсталь» (Украина)
К76Ф	341...388	1300...1380	950...1050	10...15	25...35	
Э76Ф; К76Ф	370...410	1180	800	8	25	«Евраз» (РФ)
R260	260...300	942...980	498...540	10...15	15...25	Huta Katowice (Польша)
R350HT	350...380	1240...1300	-	9...12	-	Franch Rail (Франция)
R350HT	350...380	1240...1300	-	9...12	-	Voestalpine Schienen GmbH (Австрия)
BC-350Я; 350ЛТД	362...400	>1240	-	>9	-	Nippon Steel (Япония)
AREAL 136 10 SP	388...420	1350...1400	840...950	12...15	-	
AREAL 136 HE370	380...430	1320...1350	850...950	12...15	22...25	

формации торцов. Для получения качественных соединений необходимо выполнить условие: длительность кристаллизации расплава  $t_p$  на торцах оплавленных деталей:

$$t_p \geq \frac{\Delta_{з\max}}{v_k},$$

где  $t_p$  — длительность кристаллизации жидкого слоя расплава толщиной  $\delta_{ж}$ ;  $\Delta_{з\max}$  — максимальная величина искрового зазора;  $v_k$  — конечная скорость оплавления перед осадкой.

$$t_p \rightarrow f(\delta_{ж}, \theta_{ж}, A) \lambda \frac{d\theta}{dx},$$

где  $\theta$  — средняя температура расплава;  $A$  — безразмерный параметр, определяемый теплофизическими свойствами стали;  $\lambda \frac{d\theta}{dx}$  — градиент температурного поля в приконтактном слое.

При увеличении градиента температурного поля продолжительность времени кристаллизации сокращается и возрастает вероятность формирования дефектов. Чтобы обеспечить требуемые условия кристаллизации, необходимо увеличить конечную скорость оплавления перед осадкой  $v_k$ , либо уменьшить величину  $\Delta_{з\max}$ . Повышение скорости оплавления  $v_k$  предусмотрено программой изменения напряжения при НО, но возможности этой меры в значительной степени исчерпаны, так как дальнейшее увеличение  $v_k$  связано с необходимостью повышения напряжения  $U_2$  и

сопровождается увеличением глубины кратеров. При этом уменьшается величина  $\delta_{ж}$ . Исследованиями, проведенными в ИЭС, установлено, что регулирование искрового зазора за счет изменения мгновенной скорости подачи в сочетании с изменением напряжения, позволяет подавить взрывообразный процесс ее оплавления (при котором формируется рельеф поверхности оплавления), повысить его термический КПД и увеличить интенсивность нагрева. При этом уменьшается величина  $\Delta_{з\max}$ . Процесс получил название пульсирующего оплавления (ПО) [8]. Его применение позволяет изменять интенсивность нагрева при плавлении в широких пределах, при этом наряду с высокими градиентами температурного поля обеспечивается нагрев до высокой температуры приконтактного слоя металла, уменьшается величина искрового зазора и создаются благоприятные условия для формирования соединений при пониженном энергозатрате. На рис. 4 приведены зависимости, характеризующие изменение термического КПД в процессе ПО, а также для сравнения при НО, рельсов типа Р65. Расчет основных параметров, характеризующих нагрев, выполнен с использованием математического моделирования нагрева при НО. В основу расчета положена модель нагрева единичного контакта при изменении плотности тока, проходящего через контакт, температуры нагрева торцов деталей, степени перегрева. Как видно из приведенного графика, КПД при НО достаточно высокий в начальный период оплавлением — 0,7 и снижается по мере повышения температуры торцов деталей до 0,45 [9]. Снижение напряжения в процессе сварки позволяет его повысить до 0,5. Это предельно возможное значение, достигнутое при НО. Из анализа зависимости видно, что при НО имеется значительный резерв повышения интенсивности нагрева за счет повышения термического КПД, особенно во второй период, предусмотренный программой (см. рис. 4). При использовании ПО имеется воз-

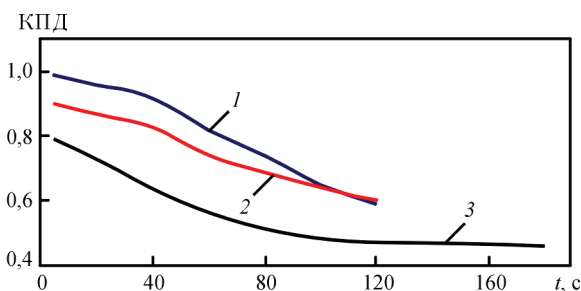


Рис. 4. Зависимость термического КПД от длительности оплавления при ПО (1, 2) и НО (3): 1 — 120 с,  $I = 450$  А; 2 — 120 с,  $I = 370$  А; 3 — 180 с,  $I = 170$  А



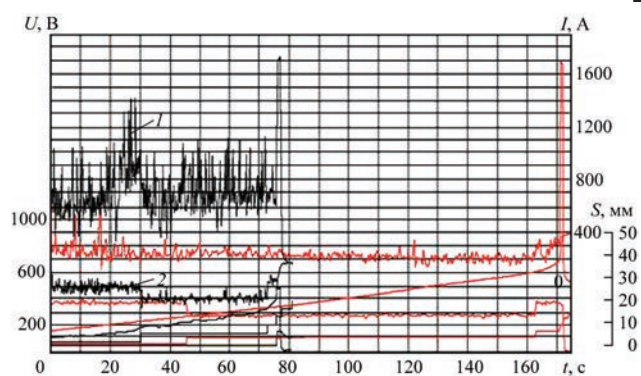


Рис. 5. Запись основных параметров сварки при ПО (1) и НО (2)

возможность повышения среднего тока  $I_{св}$ , протекающего через образцы, за счет увеличения площади одновременно существующих контактов, не повышая средней скорости укорочения деталей, за счет регулирования мгновенных значений скоростей подачи и напряжения  $U_2$ . На рис. 5 приведены записи значений тока при ПО и НО. В обоих случаях установлены одинаковые программы изменения напряжения  $U_2$  средней скорости подачи  $v_{п.}$ . За счет регулирования мгновенных скоростей подачи, среднее значение тока и напряжения поддерживаются в заданном уровне, а значение среднего тока при оплавлении существенно увеличивается (на 35 % в первом периоде оплавления и на 30 % во втором). При ПО процесс нагрева быстрее достигает квазистационарного состояния и нагрев стабилизируется на этом уровне. Распределение температуры в металле ЗТВ существенно изменяется. Температура приконтактных слоев металла несмотря на снижение энерговыделения повышается, а ширина ЗТВ уменьшается (рис. 6). При этом изменяется соотношение энергии, генерирующейся в единичных контактах и теряемой при их разрушении. Подавление взрывообразной фазы нагрева контакта, когда металл доводится до кипения, сокращает долю теряемой энергии и

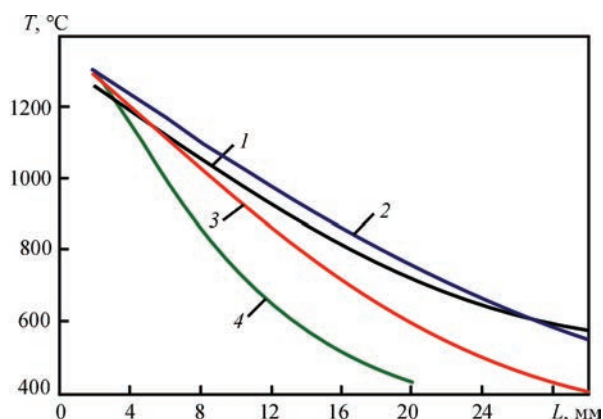


Рис. 6. Распределение температуры в ЗТВ перед осадкой при сварке рельсов Р65 на различных режимах: 1 — с предварительным подогревом ( $t_{св} = 200 \dots 250$  с); 2 — НО с программным понижением напряжения ( $t_{св} = 180 \dots 220$  с); 3 — ПО ( $t_{св} = 110 \dots 120$  с); 4 — ПО ( $t_{св} = 60 \dots 70$  с)

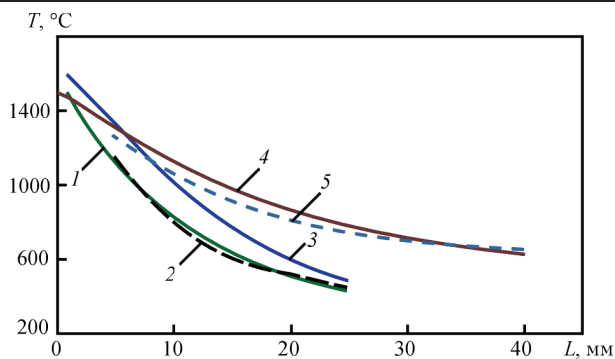


Рис. 7. Распределение температуры в ЗТВ перед осадкой при сварке рельсов Р65 с разным значением тока и длительностью оплавления: 1 — ПО при  $T = 60$  с,  $I = 370$  А (расчетное); 2 — ПО при  $T = 60$  с,  $I = 370$  А (экспериментальное); 3 — ПО при  $T = 60$  с,  $I = 450$  А (расчетное); 4 — НО при  $T = 180$  с,  $I = 170$  А (расчетное); 5 — НО при  $T = 180$  с,  $I = 170$  А (экспериментальное)

приводит к повышению КПД на всех стадиях нагрева контактов.

На рис. 7 приведены температурные поля, полученные расчетным и экспериментальным путем при различных значениях сварочного тока ( $I_{св}$ ) в процессе ПО рельсов Р65 из стали М76 и К76Ф. Программа изменения основных параметров  $U_2$ ,  $V_{п.}$  принята одинаковой, а длительность оплавления соответствует установленному квазистационарному температурному состоянию для каждого режима нагрева. Значение тока при ПО принималось большим относительно принятого при НО. Как видно из сравнения кривых, переход к пульсирующему оплавлению приводит к увеличению среднего значения сварочного тока ( $I_{св}$ ) и сокращению длительности процесса. С увеличением тока градиент температурного поля повышается, а температура приконтактных слоев, примыкающих к поверхности оплавления, возрастает. Поверхность оплавления более ровная по сравнению с НО (рис. 8). Даже при сокращении длительности нагрева в 3 раза по сравнению с НО температура приконтактных слоев, подвергающихся интенсивной деформации, остается более высокая, чем при НО (см. рис. 7). Это создает необходимые условия



Рис. 8. Поверхность оплавления торцов рельсов перед осадкой

Таблица 2. Результаты испытаний на статический изгиб рельсов из стали М76 и К76Ф при сварке НО и ПО с различным энерговоложением\*

Показатели механических испытаний	1	2	3	4
Э76Ф («Евраз», РФ)				
Разрушающая нагрузка, т	$\frac{1700...2200}{2000}$	$\frac{1750...1900}{1850}$	$\frac{2200...2400}{2250}$	$\frac{1950...2100}{1900}$
Стрела прогиба, мм	$\frac{10...30}{20}$	$\frac{12...26}{18}$	$\frac{32...40}{35}$	$\frac{20...28}{24}$
К76Ф (ПАО МК «Азовсталь», Украина)				
Разрушающая нагрузка, т	$\frac{1600...2000}{1800}$	$\frac{1750...1950}{1850}$	$\frac{2100...2400}{2250}$	$\frac{1850...2050}{1900}$
Стрела прогиба, мм	$\frac{18...30}{25}$	$\frac{21...30}{22}$	$\frac{34...50}{42}$	$\frac{25...32}{28}$

\* НО — 1; ПО — 2–4; распределение температур 1–4 см. рис. 6

для формирования качественных соединений при высоких градиентах температурного поля.

Для проверки возможностей получения качественных соединений при сварке рельсов с минимальным энерговоложением сварена партия высокопрочных рельсов М76 производства НКМЗ, а также рельсов производства Азовсталь. Для сравнения были также сварены партии рельсов М76 и КФ на режимах, принятых для НО. Принятые режимы сварки ПО этих партий обеспечили пониженное энерговоложение, характеризующееся температурными полями (см. рис. 6). Для сравнения приведены также температурные поля, соответствующие принятым режимам нагрева НО. Общая ширина зоны структурных превращений была меньшей, чем при оптимальном режиме сварки, принятом при НО, а длительность процесса оплавления сокращалась в 2...3 раза. Все партии М76 и КФ, сваренные с различным энерговоложением, испытывались на статический изгиб в соответствии с принятой методикой, а также исследовалась структура сварных соединений. Результаты испытаний приведены в табл. 2. При испытаниях партий рельсов марки сталей М76 и К76Ф, сваренных НО, результаты испытаний отличались нестабильными и низкими показателями. Уменьшение длительности оплавления с 200 до 160 с позволило улучшить структуру и повысить показатели пластичности при испытаниях отдельных образцов, но при этом значительно увеличилось количество образцов с содержанием дефектов в плоскости сварки. Показатели механических испытаний партий, сваренных ПО, соответствовали нормативным требованиям, но отличались в зависимости от энерговоложения. Наиболее высокие и стабильные показатели наблюдали в партии ПО с длительностью нагрева 60 с для рельсов М76 и 80 с для К76Ф. Главным результатом этих исследований был вывод о том, что при ПО можно варьировать энерговоложением при сварке высокопрочных рельсов в широком диапазоне, не опасаясь появления дефектов в плоскости соединения. В изломах испытываемых партий рельсов при испытаниях

с разрушением рельсов в плоскости соединения не было обнаружено каких-либо дефектов типа оксидных пленок даже при минимальной длительности сварки. Отсутствие дефектов при сварке с высокими градиентами температурных полей свидетельствует о том, что при ПО создаются более благоприятные условия для формирования соединений.

Проведенными исследованиями установлено, что при ПО максимальное значение  $\Delta_{искр}$  уменьшается в 1,5...2,0 раза, а толщина расплава  $\delta_{ж}$  более стабильна и ее минимальные значения больше, чем при НО. Необходимо также учитывать тот факт, что даже при минимальном энерговоложении температура приконтактных слоев толщиной до 3 мм близка к 1300 °С, что обеспечивает их высокую степень деформации при сварке, способствующую уделению оксидных структур. Микроструктура на различных участках ЗТВ отличалась в зависимости от величины энерговоложения. Проведенные металлографические исследования микроструктуры сваренных соединений партий рельсов позволили выявить общие особенности их формирования. Общая ширина зоны термического влияния снижается при уменьшении энерговоложения более чем в 2 раза по сравнению с принятой при НО (рис. 9, а). В зоне сварки наблюдается увеличение твердости с ее локальным понижением в центре шва и по границам зоны. Это обусловлено изменением структуры металла в зоне отпуска на ее границах ЗТВ и понижением содержания углерода в плоскости соединения (рис. 9, б). Ширина этих участков незначительная и не влияет на износостойкость поверхности головки контакта рельсов. На участках с повышенной твердостью структура сорбитообразного перлита переходит на отдельных участках в бейнитную структуру, такие структуры формируются на режимах сварки менее 40 с. При максимальной длительности оплавления центра шва в плоскости соединения наблюдается формирование по границам зерен включений свободного феррита (рис. 10, б). Отсутствие дефектов при сварке с вы-

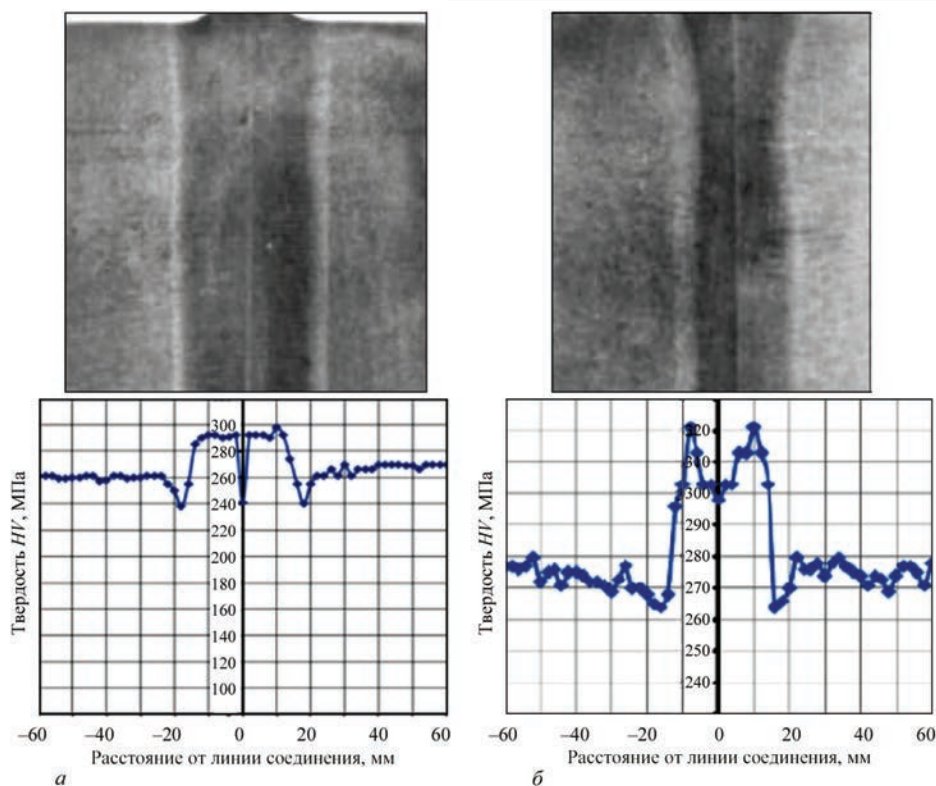


Рис. 9. Макрошлифы при оплавлении сварных соединений рельсов М76, сваренных на НО (а) и ПО (б)

сокими градиентами температурных полей свидетельствует о том, что при ПО выбор оптимальной величины энергозатрат может определяться исходя из условий получения оптимальной структуры в ЗТВ.

В последнее десятилетие на железных дорогах многих стран мира, в том числе Украины, началось применение высокопрочных рельсов эвтектоидного и заэвтектоидного состава. Контактная сварка рельсов выполняется с использованием стационарных и мобильных машин конструкции ИЭС, которые экспортируются во многие страны мира. Сотрудники ИЭС принимали участие в разработках технологий сварки рельсов различного производства, в том числе высокопрочных, накоплен значительный опыт сварки таких рельсов различных производителей.

Для сварки высокопрочных рельсов с эвтектоидным и заэвтектоидным содержанием углерода используются программы сварки ПО, приведенные на рис. 11. Программы изменения основных параметров приняты как базовые и сертифицированы, при этом регулирование энергозатрат производится за счет изменения длительности оплавления и значения сварочного тока. Поскольку программы ориентированы на использование в машинах конструкции ИЭС, их адаптация к возможностям сварочного оборудования (сопротивление  $Z_{к.з}$  и мощность сварочного контура, быстродействие привода) сведена к минимуму. Базовыми элементами, определяющими механи-

ческие свойства металла во всех партиях рельсов, являются железо, углерод, марганец, кремний. В качестве легирующих элементов использованы ванадий, титан, ниобий, азот, хром. Перечисленные элементы упрочняют металл, в том числе карбидами и карбонитридами. Базовой микроструктурой для всех исследуемых партий рельсов является сорбит закалки, отличающейся в различных рельсах только степенью дисперсности. Стали R260 и R350HT отличаются повышенным содержанием марганца, что улучшает их прокаливаемость. При изменении энергозатрат в достаточно больших пределах ( $t_{св} = 40 \dots 80$  с) формирование дефектов в плоскости сварки не наблюдалось, но выявлено значительное влияние изменения энергозатрат на структурные превращения в ЗТВ. При сварке сталей R350HT исследуемых партий рельсов на границе зоны термического влияния и в центральной части зоны соединения наблюдается снижение твердости. Это обусловлено нагревом металла ЗТВ до температуры высокого отпуска и снижением содержания углерода в центральной части шва в результате нагрева металла до температуры плавления. При уменьшении энергозатрат снижение твердости проявляется в меньшей степени, а ширина участков разупрочнения уменьшается. Такое влияние проявляется на всех исследуемых рельсах, имеющих твердость на уровне 380...400 МПа. Совершенно по другому снижению энергозатрат влияет на структуру ЗТВ сталей R260. Твердость при уменьшении

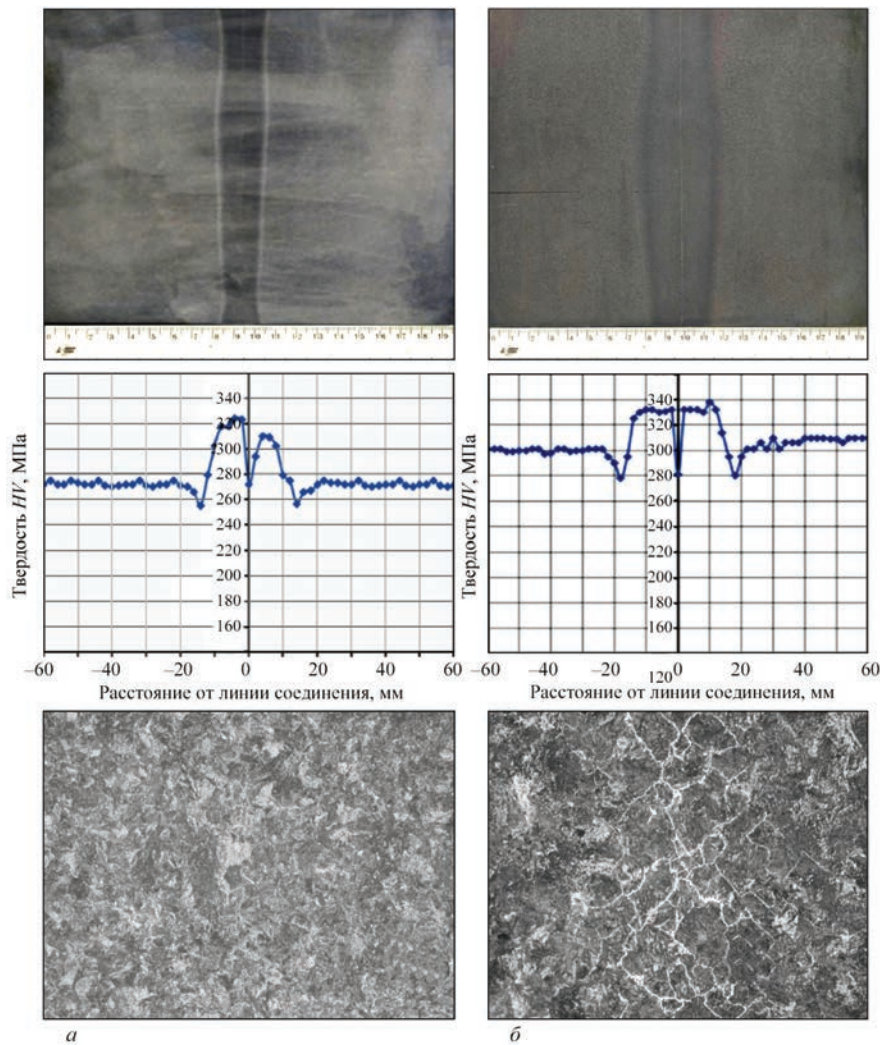


Рис. 10. Макро-, микроструктура ( $\times 100$ ) и распределение твердости ( $HV$ ) сварных соединений рельсов марки R260 с разным тепловложением:  $a$  —  $T_{св} = 65 \dots 75$  с;  $b$  —  $90 \dots 100$  с

энерговложения резко увеличивается по всей ширине ЗТВ, а на ее границе и в центре разупрочнение проявляется, но в меньшей степени. Это объясняется тем, что сталь R260 с эвтектоидным содержанием углерода упрочняется (при изготовлении) в меньшей степени, не достигая предельно возможного значения для получения более высоких показателей пластичности. При сварке происходит повторная закалка с повышением прочности и твердости. По техническим условиям,

регламентирующим требования к сварным соединениям, необходимо, чтобы при сварке сталей указанного класса отклонения значений твердости в ЗТВ не были выше  $+60 HV$  и ниже  $-30 HV$  твердости основного металла. Это усложняет определение оптимальных режимов сварки, особенно для рельсов R260. Распределение твердости в ЗТВ при сварке рельсов R260 с различным энерговложением приведено на рис. 10. Чтобы получить требуемую твердость, необходимо более точно дозировать энерговложение при сварке (см. рис. 10,  $a$ ). Распределение твердости в сварных швах стали R260 при изменении энерговложения отличается от оптимального значения, предусмотренного программой. В образцах стали R260 ширина ЗТВ определяется расстоянием между границами участков высокого отпуска. Структура этих участков представляет собой сорбит отпуска, в центре шва структуры первичного аустенита с баллом 3-4, по границам этих зерен выявляются участки свободного феррита. С увеличением энерговложения их толщина возрастает, что сопровождается снижением твердости в центре шва и

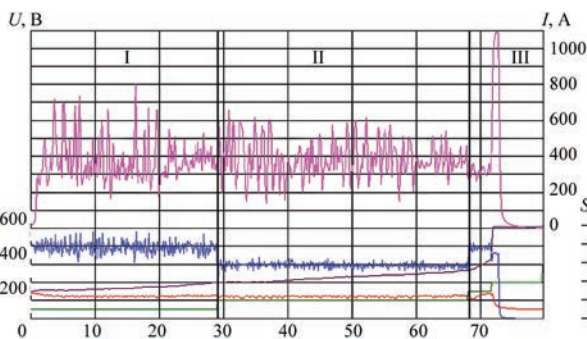


Рис. 11. Базовая программа изменения основных параметров при сварке ПО различных рельсов (I, II, III — периоды программы)

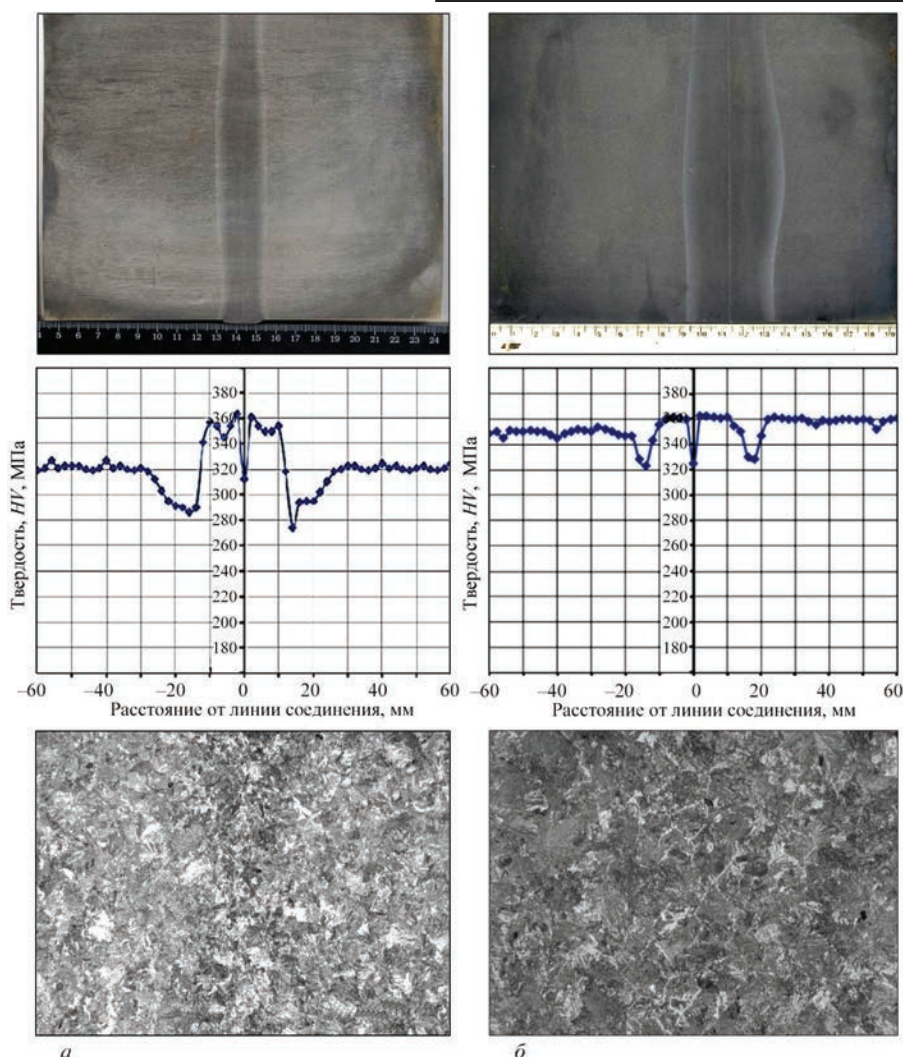


Рис. 12. Макро-, микроструктура ( $\times 100$ ) и распределение твердости ( $HV$ ) в сварном соединении рельсов марки R350HT с разным тепловложением:  $a$  —  $T_{св} = 65 \dots 75$  с;  $b$  —  $90 \dots 100$  с

механических свойств при испытаниях. Изменение длительности энерговложения в относительно небольших пределах (10 с) приводит к ощутимым изменениям твердости в ЗТВ (см. рис. 10). В образцах стали R350HT (рис. 12) ширина ЗТВ больше. По ее границам и в центре наблюдается снижение твердости, что обусловлено разупрочнением по границам и формированием в центре структуры перлитно-сорбитной с выделениями свободного феррита по границам зерен первичного аустенита. В отличие от стали R260 твердость в ЗТВ при изменении энерговложения повышается незначительно и сохраняется на уровне основного металла. В центре степень снижения твердости определяется количеством свободного феррита. В рассматриваемых образцах феррит не формируется в виде сплошной сетки вокруг зерен первичного аустенита, что гарантирует высокий уровень показаний при испытаниях на изгиб.

Стали ARIEL13610SP и ARIEL136HE370 выделяются своими высокими механическими свойствами и износостойкостью [10].

В основном металле этих сталей (рис. 13) на границе первичных аустенитных зерен доэвтектоидного феррита присутствуют выделения карбидной фазы. При размере колоний сорбита  $10 \dots 15$  мм толщина выделений карбидной фазы составляет десятые доли микрон. Присутствие этой фазы повышает износостойкость [11]. В сварных соединениях этих сталей, выполненных на оптимальных режимах, карбидная фаза отсутствует, а по линии соединения как в других приведенных образцах высокопрочных сталей, твердость понижается по сравнению с уровнем показателей основного металла. Степень снижения определяется величиной энерговложения. При сварке таких сталей на принятом режиме ширина зоны нагрева больше, чем в стали R350HT и составляет (около 30 мм), что позволяет выдерживать требуемые допуски на отклонения величины твердости в сварных соединениях.

Сварка рельсов перечисленных сталей выполнялась на мобильных машинах K922 конструкции ИЭС, которые используются на железных доро-

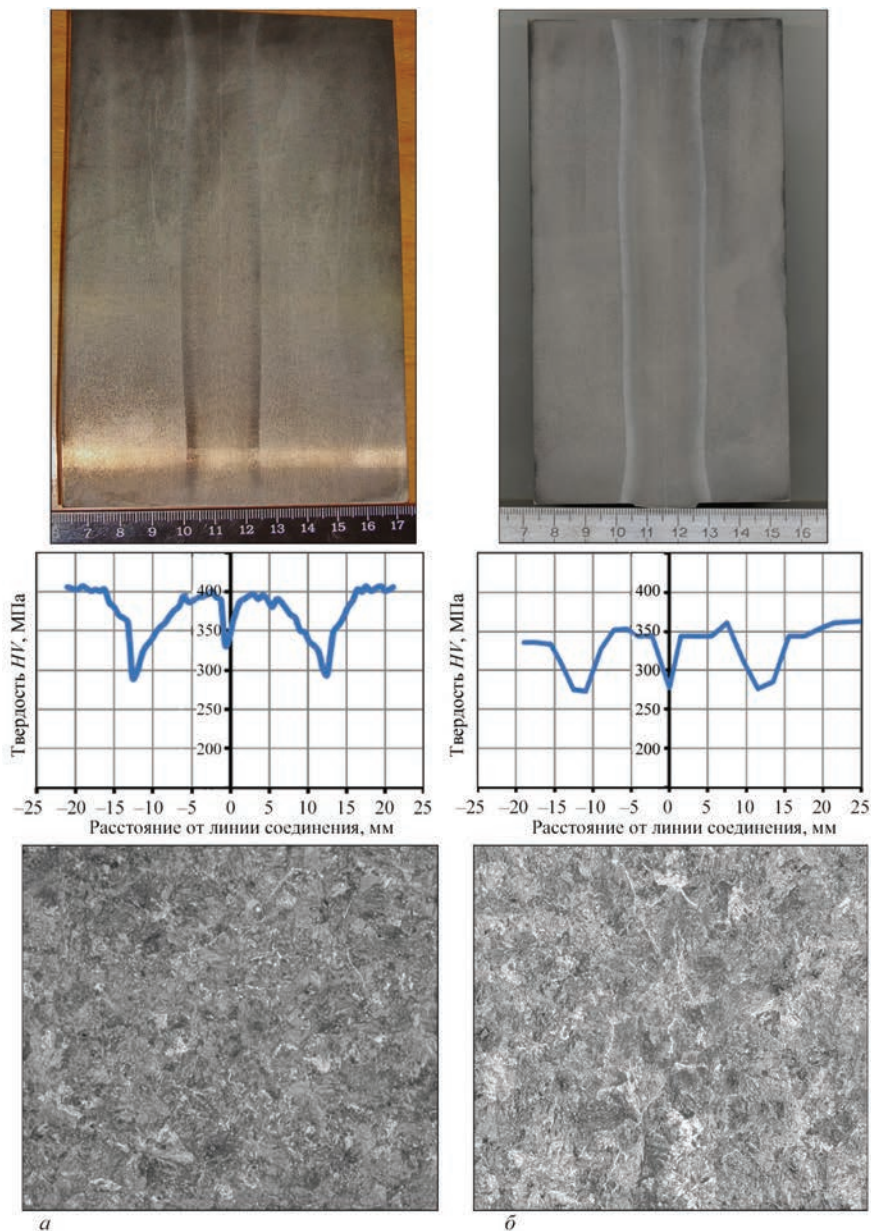


Рис. 13. Макро-, микроструктура ( $\times 100$ ) зоны соединения и распределение твердости ( $HV$ ) в сварном соединении рельсов марки AREAL 136 10 SP (а) и AREAL 136 HE370 (б)

гах Украины и других стран. В основу технологии сварки ПО была положена программа энерговложения (см. рис. 6). Основные ее параметры: величина напряжения холостого хода  $U_2$ , усилия осадки приняты одинаковыми для рельсов всех партий. Регулировалось энерговложение за счет изменения длительности оплавления и значения сварочного тока  $I_{св}$  в период II, предусмотренный программой. Установлены оптимальные режимы сварки для каждой партии рельсов и сварены контрольные партии в количестве 10 стыков, которые подвергнуты испытаниям в соответствии с требованиями стандарта ЕС и Украины. Результаты испытаний приведены в табл. 3. Все сварные соединения контрольных партий удовлетворяют требованиям упомянутых стандартов не только по результатам механических испытаний, но так-

же при проверках качества соединений с использованием неразрушающих видов контроля. Рельсы типа R260 и R350 были испытаны на усталость и выдержали 5 млн циклов без разрушения. Следует отметить, что все сварные соединения контрольных партий не подвергались после сварки термической обработке. В процессе исследований и накопленного опыта производственного использования разработанных технологий было установлено, что при сварке на режимах, отличающихся низким энерговложением, необходимо более жесткое ограничение допустимых отклонений установленных параметров сварки, особенно влияющих на величину энерговложения. Поэтому реализация технологии сварки ПО в производственных условиях стала возможной после разработки в ИЭС новых систем и алгоритмов автоматическо-

го управления процессом сварки. Вместо использования жестких программ изменения основных параметров, принятых при сварке стандартных рельсов, разработана самонастраивающаяся система регулирования параметрами (рис. 14). Система позволяет в реальных производственных условиях поддерживать оптимальный режим устойчивого оплавления и нагрева, в значительной степени независимо от изменения условий эксплуатации (колебания напряжения сети, изменения температуры окружающей среды по сравнению с расчетной — 20 °С).

Отличительной особенностью разработанных технологий является наличие в системах управления обратных связей по основным параметрам, автоматически корректирующих их величину, заданную программой, при отклонении от заданных значений. В процессе оплавления проводятся кратковременные корректировки заданных значений с целью стабилизации их заданных средних значений. Разработаны алгоритмы управления этим процессом для каждого из параметров, например, значение сварочного тока и энергия регулируются скоростью подачи таким образом, чтобы их средние значения поддерживались на заданном уровне. При этом учитывается уровень напряжения, подводимого к свариваемым деталям, сопротивление сварочной цепи и усилие, развиваемое гидроприводом машины (при сварке с натяжением). Подобные алгоритмы многофакторного регулирования используются также по другим параметрам оплавления. В ряде случаев накопление кратковременных изменений заданных программой величин параметров могут привести к корректировке самой программы, например, увеличению длительности оплавления в каждом ее

Таблица 3. Результаты испытаний рельсов на статический изгиб при сварке непрерывным ПО (период II)

Марка стали	Разрушающая нагрузка, т	Стрела прогиба, мм
M76	<u>1900...2200</u> 2150	<u>34...65</u> 48
K76Ф	<u>2100...2400</u> 2250	<u>34...50</u> 42
Э76Ф	<u>2300...2600</u> 2400	<u>32...42</u> 35
R260	<u>2250...2500</u> 2400	<u>37...50</u> 48
R350HT	<u>2000...2200</u> 2100	<u>34...50</u> 40
R350HT	<u>2870...3100</u> 3000	<u>58...66</u> 62
BC-350Я	<u>2300...2700</u> 2500	<u>30...50</u> 40
AREAL 136 10 SP	<u>2200...2400</u> 2300	<u>35...45</u> 40
AREAL 136 HE370	<u>2200...2550</u> 2300	<u>34...45</u> 38

периоде. Если эти изменения не превышают допустимых, они приемлемы. Определены алгоритмы оценки влияния изменений на качество соединений. Они позволяют расширить диапазон допустимых отклонений и обеспечивают высокую воспроизводимость заданных программ сварки.

Возможности автоматической системы управления параметрами сварки не беспредельны и не могут предотвращать грубые нарушения условий эксплуатации сварочного оборудования.

Регистрация программ изменения основных параметров при сварке стыка дает возможность эффективно использовать разработанные алгорит-



Рис. 14. Система автоматического многофакторного регулирования параметрами сварочного процесса при сварке высокопрочных рельсов марки K76Ф

мы для оценки качества соединения по величине отклонений в режиме реального времени работ. На каждый сваренный стык компьютерная система управления сварочной машины выдает паспорт, где в текстовом и графическом виде зарегистрировано изменение основных параметров, а также их реальное отклонение от оптимальных значений. Разработаны алгоритмы контроля, на основе которых система выдает оценку качества сварочного стыка в режиме реального времени и заносит в паспорт. Результаты контроля выдаются сразу после выполнения сварки на дисплее машины для информации оператору и одновременно, в диагностический центр, где производится более тщательный анализ с учетом результатов разрушающего контроля стыков и УЗК. Сотрудники ИЭС совместно с «НИКТИ» ЧАО «Укрзалізниця» обработали большой объем (несколько десятков тысяч сваренных стыков). На основе этой информации были уточнены алгоритмы оценки качества соединений при операционном контроле и нормативные документы, регламентирующие оценку качества [11].

Многофакторная система управления сварочными машинами (см рис. 14) используется в стационарных и мобильных машинах конструкции ИЭС. В варианте исполнения для мобильных машин она совмещена с приводом, обеспечивающим сварку рельсов с натяжением, где используются дополнительные обратные связи, обеспечивающие выполнение программ перемещения свариваемых рельсов, совмещенных с их натяжением.

Эти операции управляются общим компьютером, выполняющим одновременно программы сварки, операционного контроля и натяжения рельсов мобильными машинами.

**Сварка длинномерных рельсов с натяжением.** При ремонте бесстыковых железнодорожных путей после вырезки дефектных или изношенных участков рельсов, а также при реконструкции путей, необходимо сваривать между собой длинномерные рельсовые плети, закрепленные на шпалах. Для этого вместо вырезанного участка рельсов между концами соединяемых плетей устанавливается рельс-вставка, которая приваривается к торцам рельсовых плетей [12]. При сварке второго замыкающего стыка в соответствии с нормативами необходимо восстановить температурно-напряженное состояние на участке, где выполнялась сварка. Это достигается регулированием длины рельса-вставки за счет ее удлинения или укорочения на величину  $L_t = f(\Delta T)$ , где  $\Delta T = \theta_3 - \theta_{св}$  ( $\theta_3$  — температура закрепления свариваемых пластин;  $\theta_{св}$  — температура на момент проведения сварки рельсов). Для железных дорог Украины принята температура закрепления рельсов  $\theta_3 = 30$  °С. Боль-

шая часть таких работ производится при температурах окружающей среды  $\theta_{з\text{св}}$  ( $\theta_{з\text{св}} < \theta_3$ ), соответственно, необходимо при этом укорачивать длину рельса-вставки. Чтобы получить требуемое приращение  $L_p$ , а также обеспечить припуски на сварку, вставку и часть рельсового пути освобожденной плети изгибают. После сварки исходное положение плети восстанавливается. Эта операция весьма трудоемкая, выполняется с использованием комплекса механизмов (подъемники, натяжители) и большого количества вспомогательных рабочих. Движение железнодорожного транспорта на период ремонта прекращается, что связано с большими материальными потерями. Специалистами ИЭС совместно с фирмами США, занимающимися реконструкцией и ремонтом железных дорог, разработана технология и оборудование, позволяющие совмещать сварку с восстановлением температурно-напряженного состояния пути. В ее основу положена идея создания в процессе сварки в соединяемых рельсовых плетях такого уровня растягивающих напряжений, при котором в заданном диапазоне температур ( $-40 \dots +50$  °С) исключается возможность формирования напряжений сжатия. Проведенные расчеты показали, что для решения этой задачи необходимо, чтобы уровень растягивающих напряжений не достигал предельных значений, превышающих 16 % предела текучести рельсовой стали, что допустимо. Для выполнения натяжения предложено использовать гидпривод контактных сварочных машин конструкции ИЭС, осуществляющий оплавление и осадку. Процесс контактной сварки предложено выполнять с использованием программ, предусматривающих два этапа. На первом этапе обеспечивается перемещение конца свариваемой вставки с большой скоростью на величину установленного зазора  $\Delta_3$ . Длительность этого этапа не превышает нескольких секунд. После соприкосновения торцов рельсов и возбуждения оплавления выполняется программа сварки рельсов, принятая для рельсов данного типа с одновременным их натяжением. При сварке происходит укорочение рельсов и продолжается их натяг. После окончания сварки обеспечивается требуемое укорочение  $L_t = L_{свt} + \Delta_3$ , где  $L_{свt}$  — укорочение рельса при сварке ( $L_{свt} = l_{оплав} + l_{осад}$ ),  $\Delta_3$  — зазор между торцами рельсов, установленный до сварки. Регулирование величины натяжения осуществляется установкой зазора  $\Delta_3$ . В рассмотренном варианте рельсы, примыкающие к сварочному соединению, не растягиваются и весь натяг  $L_t$  осуществляется за счет удлинения рельса-вставки. Во многих случаях усилия, необходимого для натяжения рельса-вставки стандартной длины 24 м не удастся обеспечить. В этом случае требуемая величина натяжения обеспечивается за счет допол-



нительной расшивки от шпал концов рельсов, примыкающих к сварному шву на величину  $L_m$ . Общее усилие  $L_t$  формируется за счет выбора величины  $L_m$  и  $\Delta_3$ , т. е.  $L_t = L_m + \Delta_3 + L_{св}$ .

При сварке рельсов с натяжением используется технология сварки рельсов ПО. Программы управления сварочным процессом сохраняются такие же, как при сварке отдельных рельсов без натяжения с использованием общих систем автоматического управления параметрами оплавления и введением дополнительных обратных связей параметров, управляющих энерговыделением. Изменение усилий напряжения при сварке оказывает влияние на работу гидропривода сварочных машин. Кроме данных, определяющих параметры режимов сварки, понадобилась разработка дополнительных систем автоматического управления, стабилизирующих энерговыделение.

При сварке с натяжением в компьютеризированную систему управления вводятся данные о температуре рельсов, при которой производится их сварка:  $\theta_{св}$ , суммарная длина участков плетей, освобожденных от креплений ( $L_m$ ), длина рельса-вставки, а также величина зазора между рельсовой плетью и вставкой  $\Delta_3$ . Кроме этого, отдельно вводится величина температуры закрепления на свариваемом участке  $\theta_3$ .

При сварке с натягом после окончания сварки металл сварного шва нагрет до температуры 1100...1200 °С и удерживается в сжатом состоянии приводом сварочной машины. При этом системами контроля, установленными на машине, контролируется длительность остывания сварного шва до температуры 100...200 °С. Одновременно автоматически производится срезка грата, образующегося при сварке. После выполнения этих операций рельсы разжимают и сварочная машина снимается со стыка. Длительность сварки рельсов не превышает 2 мин, а вспомогательные операции в значительной степени зависят от выбранной схемы организации работ при сварке. При выполнении натяжения по варианту, когда используется подготовка рельс-вставки заданной длины без расшивки примыкающих участков плетей, обеспечивается максимальная производительность рельсосварочных комплексов, а при использовании варианта, требующего расшивки определенного участка пути, длительность вспомогательных операций возрастает и зависит от длины участка, освобождаемого от шпал.

На рис. 15 приведена зависимость усилия (1) и величины хода подвижного зажима сварочной машины (2), необходимых для осуществления натяга рельсов, соответствующего  $\Delta T = 30$  °С при различной длине их участка, освобожденного от шпал. Если натяг осуществляется только за счет

рельса-вставки длиной 24 м, необходимо усилие натяжения 100 т и ход подвижного зажима около 150 мм. При условии освобождения концов рельсов от креплений на различную длину, усилие значительно снижается. Увеличение хода подвижного зажима машины оказывает значительно меньшее влияние на вес рельсосварочной машины, чем влияние усилия осадки. Поэтому рациональное соотношение этих параметров машин определяет их возможности при эксплуатации в различных условиях. Имеющиеся на железных дорогах рельсосварочные машины предыдущих поколений типа К355, К900 не могут быть использованы для сварки с натяжением, прежде всего, в связи с недостаточным усилием осадки и ограниченным ходом подвижных зажимов. Кроме этого, при разработке новых поколений мобильных рельсосварочных машин для сварки с натяжением потребовалось существенное изменение их основных узлов, систем гидроэлектроуправления, конструкции привода сварочного контура и гратоснимателя.

В ИЭС в течение последних лет разработано несколько поколений машин для контактной сварки с натяжением. В отличие от машин предыдущих поколений в них применен ряд новых решений, а именно:

- машины имеют усилия осадки и, соответственно, зажатия в 2...3 раза большие, усилия осадки и зажимы с увеличением хода перемещения подвижного зажатия;
- в машинах используется многофакторная система управления основными параметрами процессом сварки, обеспечивающая стабильное воспроизведение заданных программ сварки независимо от изменения усилий натяжения;
- сварочный контур машин, несмотря на увеличение размеров силового привода подачи механической части, обеспечивает требуемый минимальный уровень  $Z_{к.з}$ ;

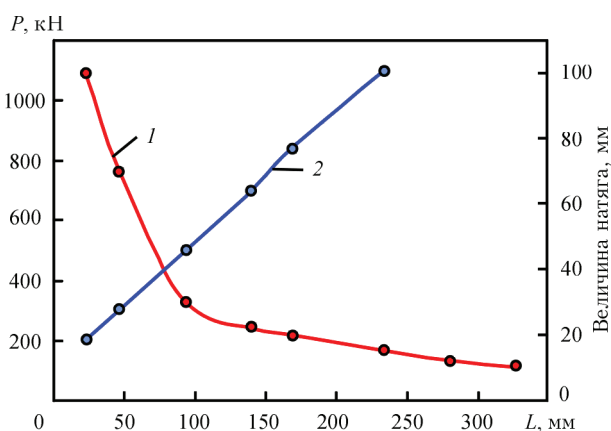


Рис. 15. Зависимость усилий натяга (1) и величины натяжения (2) хода подвижного зажима машины от длины участка расшивки крепления рельсов на шпалах при  $\Delta T = 30$  °С

Таблица 4. Технические характеристики стационарных и мобильных рельсосварочных машин, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона и изготавливаемых ПрАО «КЗЭСО»

Технические параметры	Типы машин ОАО «КЗЭСО»									
	K900	K920	K921	K922-1	K930	K950	K945	K960-1	K1045	K1000
Номинальное напряжение питающей сети, В	380	380	380	380	380	380	380	380	380	380
Наибольший вторичный ток, не менее кА	60	67	67	67	67	67	67	67	60	84
Номинальная мощность, (ПВ 50%), кВ·А	150	211	236	210	210	210	210	210	150	300
Усилие осадки, кН	450	1000	1500	1200	1200	1200	1200	2000	600	900
Усилие зажатия, кН	1350	2500	2900	2900	2900	2900	2900	4650	1500	2000
Ход подвижной колонны машины, мм	70	100	150	100	200	250	400	280	100	100
Масса машины, кг	2700	3000	4100	3450	3600	3650	3700	5670	3500	8800

– срезка грата при сварке производится встроенным в корпус механизмом гратоснимателя, которая контролируется в зажатом состоянии до полного основания стыка. Это исключает возможность разрыва нагретого стыка при разжатии машины.

Разработанное новое поколение рельсосварочных машин позволяет выполнять сварку длинномерных рельсовых плетей, совмещенную с их натяжением. Технические характеристики машин приведены в табл. 4. Машин отличаются повышенным усилием осадки, превышающим в 2...3 раза аналогичные показатели машин предыдущих поколений. Кроме этого привод перемещения имеет увеличенный в 2...4 раза ход подвижной части машины с учетом различных величин натяга при сварке.

Машин обеспечивают в полной мере различные процессы ПО, адаптированного к специфике нагружений привода оплавлений, при выполнении пульсирующего процесса перемещения свариваемых деталей в сочетании с их натягом. Привод отличается высоким быстродействием, обеспечивающим изменение величины искрового зазора с точностью до десятых долей миллиметров. С увеличением усилия осадки и зажатия вес машин увеличивается, что определяет конструкцию

вспомогательного оборудования, используемого при контактной сварке рельсов. Энергетическая часть передвижных комплексов определяется мощностью дизель-генераторов. Она остается такой же, как для предыдущих поколений машин 250...300 кВ·А. С увеличением веса сварочных машин требуются более мощные подъемные средства комплексов, что снижает их мобильность. За время использования машин K900 предыдущих поколений изготовлено большое количество таких комплексов в разных странах. Поэтому появился запрос на контактные машины для сварки с натяжением, имеющих меньший вес, адаптированных к имеющимся передвижным рельсосварочным комплексам предыдущих выпусков.

В полной мере преимущества контактной сварки с натяжением реализованы на машинах K921 (рис. 16), разработанных ИЭС. Усилие осадки, развиваемое приводом машины 150 т, позволяет осуществить сварку с натяжением при реконструкции железнодорожных путей с переводом их на скоростной режим работы. При сварке освобождаются примыкающие к сварному стыку участки плетей не более 15...20 м. Машин K921 используются в США, где сварено более 10 тыс. км скоростных путей с использованием таких машин. Машин K922 (рис. 17), разработанные в ИЭС в



Рис. 16. Внешний вид машины K921



Рис. 17. Внешний вид машины K922

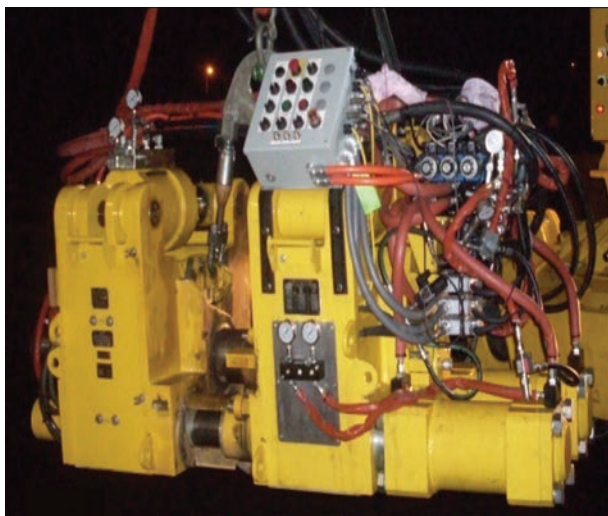


Рис. 18. Внешний вид машина K945

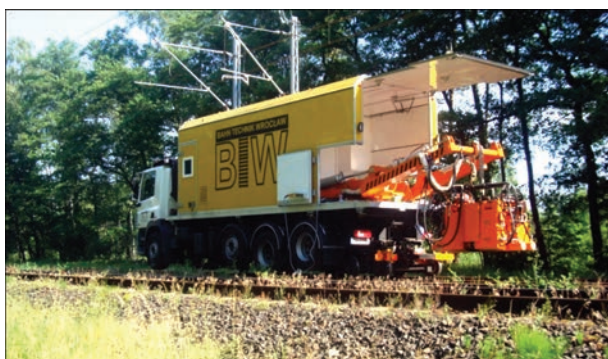


Рис. 19. Мобильный рельсосварочный комплекс КСМ 007 со сварочной головкой K922-1 на базе автомобиля Вольво



Рис. 20. Мобильный рельсосварочный комплекс КРС-1 со сварочной головкой K922-1



Рис. 21. Мобильный рельсосварочный комплекс (США)



Рис. 22. Мобильный рельсосварочный комплекс (Великобритания)

соответствии с лицензионными соглашениями, адаптированы к использованию в уже эксплуатируемых комплексах во многих странах мира, применяются на различных передвижных комплексах, оснащенных контактными машинами K922 производства КЗЭСО. Около 20 таких машин работают на железных дорогах Украины. Удачное совмещение усилия осадки (до 120 т) и хода подвижного зажима (150 м) позволяет минимизировать длину участка, освобожденного от шпал, и позволяет применять эти машины в различных условиях. Одновременно разрабатываются машины K920, K930 с усилием осадки 100 т, при этом они адаптированы к имеющимся во многих странах мира передвижным рельсосварочным комплексам для машин предыдущего поколения (K900).

В соответствии с лицензионным соглашением с фирмой Холланд ИЭС разработаны машины K930 и K945 (рис. 18), которые имеют увеличенный ход подвижного зажима до 450 м при усилии осадки 120 т. Это позволяет сваривать длиномерные рельсовые плети большой длины при реконструкции железнодорожных путей. Соответственно разработаны передвижные комплексы для работы с такими машинами. Минимизация веса и расширенные возможности привода осадки позволили создать высокоманевренные передвижные комплексы с использованием машин K945 (рис. 19–22). Десять таких комплексов работает с 2014 г. на железных дорогах Великобритании. Они используют машины K945, разработанные в ИЭС и изготовленные на КЗЭСО.

**Заключение.** Многолетние разработки ИЭС технологий и оборудования для контактной сварки рельсов внесли весомый вклад в развитие железных дорог стран бывшего СНГ и мира. По данным завода КЗЭСО в настоящее время эксплуатируется более 2500 машин, разработанных ИЭС, изготовленных и поставленных заводом в соответствии с лицензионными соглашениями и контрактами в различные страны мира. Только за последние 5 лет такие рельсосварочные машины поставлены по экспорту в США, Канаду, Китай, Францию, Иран, Малайзию, Австрию, Марокко,

Польшу и другие страны, что составляет 60 % мирового парка контактных рельсосварочных машин и 90 % мобильных рельсосварочных машин [13]. Их применение способствовало ускорению строительства и реконструкций железных дорог, в том числе скоростных магистралей. Только на железных дорогах Китая используется более 100 машин К922, что способствовало ускорению там строительства скоростных магистралей. На железных дорогах США используются машины К900, К920, К930, К922, К921.

В ИЭС продолжают развиваться разработки технологий и оборудования для контактной сварки высокопрочных рельсов, запросы на которые непрерывно поступают в институт. Это обусловлено повышением грузонапряженности железнодорожных магистралей и необходимостью повышения ресурса эксплуатируемых рельсов. Металлургическая промышленность начинает осваивать выпуск высокопрочных рельсов с гарантируемым ресурсом эксплуатации в 2...3 раза превышающим средний достигнутый уровень износостойкости. Имеющийся опыт показывает, что рельсы такого качества относятся к трудносвариваемым. Необходимы новые технологии их сварки и системы автоматического управления процессом сварки.

Наряду с разработками новых технологий в ИЭС продолжают развиваться разработки нового оборудования для сварки рельсов в пути и стационарных условиях.

В соответствии с лицензионным соглашением с фирмой Progress Rail, США, разработан и изготовлен пилотный образец машины К960, с усилением осадки 200 т, которая проходит испытания, а также машины К963 для сварки рельсов с железнодорожными крестовинами. Машина К960 характеризуется уникальными возможностями для дальнейшего развития технологий сварки с натягом, а новая машина К963 позволяет впервые контактным способом вваривать рельсы с окончаниями железнодорожных крестовин в пути.

Весьма перспективным представляется дальнейшее совершенствование системы удаленного мониторинга качества соединений рельсов в режиме реального времени. Использование современных средств информационных технологий открывает широкие возможности для дальнейшего развития эффективного вида контроля качества сварных соединений рельсов. Разработки новых технологий, систем автоматического управления процессом контактной сварки рельсов продолжают.

### Список литературы

- (1980) Flash welding. *Welding Handbook*. Volume three Seventh Edition, pp. 60–65.
- Кучук-Яценко С. И., Лебедев В. К. (1969) *Способ контактной стыковой сварки непрерывным оплавлением*. СССР А. с. 226745, В23К 11/04, Великобритания Пат. GB11623073, Франция Пат. FR1517114, Швейцария Пат. SE322003, Италия Пат. IT796912.
- Патон Б. Е., Лебедев В. К. (1969) *Электрооборудование для контактной сварки*. Москва, Машиностроение, сс. 40–68.
- Кучук-Яценко С. И., Кривенко В. Г., Богорский М. В. (1974) *Способ управления процессом контактной стыковой сварки оплавлением*. СССР А. с. 542604, В23К 11.
- Патон Б. Е., Сахарнов В. А., Лебедев В. К., Кучук-Яценко С. И. (1967) *Машина для контактной стыковой сварки*. СССР А. с. 201561, В23К 11, США Пат. US3349216, Великобритания Пат. GB1056812, Франция Пат. FR1384943, ФРГ Пат. DE1465942, Финляндия Пат. FI49917.
- Кучук-Яценко С. И., Швеи В. И., Дидковский А. В., Антипин Е. В., Капитанчук В. Л. (2013) Дефекты соединений высокопрочных рельсов, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением. *Автоматическая сварка*, **9**, 3–9.
- Кучук-Яценко С. И. (1992) *Контактная стыковая сварка оплавлением*. Лебедев В. К. (ред.). Киев, Наукова думка.
- Кучук-Яценко С. И., Дідковський О. В., Богорський М. В., Кривенко В. Г., Горішняков О. І., Кривонос В. П. (2002) *Спосіб контактного стикового зварювання оплавленням*. Україна Пат. 46820 6В23К11/04, С2, РФ Пат. № 2222415 от 2003, США Пат. US № 6.294.752 от 2001, Великобритания Пат. GB235725.9А от 20.06.01, КНР Пат. ZL00101672/5 от 2004.
- Кучук-Яценко С. И., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А. и др. (2018) Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. *Автоматическая сварка*, **10**, 3–10.
- Kimura Tatsumi, Takemasa Mineyasu, Honjo Minoru (2011) Development of SP3 Rail with High Wear Resistance and Rolling Contact Fatigue Resistance for Heavy Haul Railways. *Jfe Technical Report*, **16**.
- (2016) ТУ У 27.1-40081293-002:2016. ТУ У 27.1-40081293-002:2016. *Рейки нові зварені для залізниць*. «Дніпропетровське НКТБ КГ» філії «НДКТБ» ПАТ «Укрзалізниця».
- Кучук-Яценко С. И., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф. и др. (2004) Исследование остаточных напряжений в сварочных соединениях рельсов, полученных при контактной стыковой сварке оплавлением. *Автоматическая сварка*, **9**(617), 33–36.
- Мазур М. А. (2018) *Очерки истории Патоновской научной школы*. Харьков.

### References

- (1980) *Welding handbook*. Vol. 3: Flash welding. 7th Ed., AWS, 60-65.
- Kuchuk-Yatsenko, S.I., Lebedev, V.K. (1969) *Continuous flash-butt welding*. USSR author's cert. 226745, Int. Cl. B23K 11/04. Pat. GB11623073, Great Britain; Pat. FR1517114, France; Pat. SE322003, Switzerland; Pat. IT796912, Italy.
- Paton, B.E., Lebedev, V.K. (1969) *Electric equipment for resistance welding*. Moscow, Mashinostroenie, pp. 40-68 [in Russian].
- Kuchuk-Yatsenko, S.I., Krivenko, V.G., Bogorsky, M.V. (1974) *Method of control of flash-butt welding process*. USSR author's cert. 542604, Int. Cl. B23K 11 [in Russian].
- Paton, B.E., Sakharnov, V.A., Lebedev, V.K., Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1967) *Machine for flash-butt welding*. USSR author's cert. 201561, Int. Cl. B23K 11, Pat. US3349216, USA; Pat. GB1056812, Great Britain; Pat. FR1384943, France; Pat. DE1465942, FRG; Pat. FI49917, Finland.
- Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, V.I., Didkovsky, A.V et al. (2013) Defects of joints of high-strength rails produced using flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 2-8.
- Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1992) *Flash-butt welding*. Ed. by V.K. Lebedev. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

8. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, O.V., Bogorsky, M.V. et al. (2002) *Flash-butt welding method*. Pat. 46820, Ukraine, Int. Cl. 6B23K11/04, C2, Pat. 2222415, RF (2003); Pat. 6.294.752, USA (20.06.01); Pat. ZL001016772/5 (2004), PRC.
9. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Milenin, A.S., Velikoivanenko, E.A. et al. (2018) Mathematical modeling of metal heating process in continuous flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **10**.
10. Kimura Tatsumi, Takemasa Mineyasu, Honjo Minoru (2011) Development of SP3 rail with high wear resistance and rolling contact fatigue resistance for heavy haul railways. *Jfe Technical Report*, **16**.
11. (2016) TU U 27.1-40081293-002:2016. *New welded rails for railways*. Dnipropetrovske NKTB KG, Ukrzaliznytsya [in Ukrainian].
12. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Velikoivanenko, E.A., Rozyinka, G.F. et al. (2004) Investigation of residual stresses in welded joints of rails produced by flash-butt welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 32-35.
13. Mazur, M.A. (2018) *Historical outlines of Paton scientific school*. Kharkov [in Russian].

## ТЕХНОЛОГІЇ ТА ОБЛАДНАННЯ КОНТАКТНОГО ЗВАРЮВАННЯ РЕЙОК: 60 РОКІВ БЕЗПЕРЕРВНИХ ІННОВАЦІЙ

**С. І. КУЧУК-ЯЦЕНКО**

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

У статті узагальнено 60-річний досвід Інституту електрозварювання ім. С. О. Патона з інноваційних рішень в галузі розробки технологій і обладнання контактної зварювання оплавлення залізничних рейок. Багато з них є піонерськими, що підтверджується рядом ліцензійних угод з провідними країнами світу. Сьогодні парк контактних машин і комплексів, що експлуатуються в світі, розроблених в ІЕЗ і виготовляємих Каховським заводом електрозварювального устаткування, обчислюється кількістю понад 2500, що становить близько 60 % світового парку машин. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 22.

*Ключові слова*: контактна стикова зварка, залізничні рейки, евтектоїдні і заевтектоїдні сталі, технології та обладнання, безперервне оплавлення, пульсуюче оплавлення, моделювання нагріву, довгомірні батоги, зварювання з натягом, моніторинг якості

## TECHNOLOGIES AND EQUIPMENT FOR FLASH-BUTT WELDING OF RAILS: 60 YEARS OF CONTINUOUS INNOVATIONS

**S.I. KUCHUK-YATSENKO**

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 article summarizes the 60-year experience of the E.O. Paton Electric Welding Institute in innovative solutions in the field of development of technologies and equipment for flash-butt welding of rails. Many of them are pioneering, which is confirmed by a number of licensing agreements with leading countries of the world. Today, the stock of flash-butt welding machines and complexes, operating throughout the world, designed at the PWI and manufactured by the Kakhovka Plant of Electric Welding Equipment, amounts to more than 2,500 units, which is about 60% of the global stock of machines. 13 Ref., 4 Tab., 22 Fig.

*Key words*: flash-butt welding, rails, eutectoid and hypereutectoid steels, technologies and equipment, continuous flashing, pulsating flashing, heating simulation, long-length rail strings, tension welding, quality monitoring

Поступила в редакцію 18.10.2018

### Новая книга

**Титан 2018. Производство и применение в Украине: Сб. докл. межд. конф. / Под ред. проф. С.В. Ахонина. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 168 с.**

В сборнике представлен 41 доклад международной конференции «Титан 2018. Производство и применение в Украине» (11–13 июня 2018 г., Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), в которых отражены научные достижения и практические результаты в области производства, сварки, обработки и применения титана и его сплавов. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Австралии, Польши и Украины. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области индустрии титана и его сплавов.

Сборник можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



## ТОНКОСТІННІ ЗВАРНІ КОНСТРУКЦІЇ ПЕРЕТВОРЮВАНОВОГО ОБ'ЄМУ КОСМІЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Л. М. ЛОБАНОВ, В. С. ВОЛКОВ

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)

Досліджено раціональні методи побудови металевих перетворюваних оболонок з метою створення конструкцій космічного призначення. Виконано математичне моделювання руху нейтральної поверхні оболонки конструкції перетворюваного об'єму (КПО), результат якого використаний для завдання еталонної поверхні при кінематичному моделюванні її напружено-деформованих станів в процесі компактного складання. Визначено параметри процесу зварювання тонких оболонок з нержавіючої сталі, що дозволяють забезпечити максимальне наближення фізико-механічних властивостей зварних з'єднань до аналогічних властивостей основного металу із забезпеченням їх вакуумної щільності. Розроблено способи модифікації поверхні тонкостінних металевих оболонок з нержавіючої сталі, що дозволяють підвищити запас стійкості КПО космічного призначення без зміни їх маси і компактності. Експериментально підтверджена можливість і сформульовані умови стійкості повної зворотньої трансформації багатосекційної КПО конічного типу. Бібліогр. 7, рис. 12.

*Ключові слова:* розкривні конструкції, тонкі оболонки, мікроплазмове зварювання, мікроструктура і метал шва, інженерія поверхні

Актуальність робіт по створенню конструкцій перетворюваного об'єму (КПО) обумовлена протиріччям між необхідністю створення конструкцій оболонкового типу необхідних параметрів і можливістю їх подальшої доставки до місця експлуатації за умов, що виключають можливість реалізації в передбачуваному місці використання тривалого і трудомісткого процесу їх виготовлення. Найбільш характерним прикладом вирішення подібних завдань може служити доставка на навколосезну орбіту елементів аерокосмічної техніки, основою яких є конструкції оболонкового типу. У той же час розвиток техніки визначає потребу в оболонках все більшого об'єму, діапазон застосування яких обмежений, в першу чергу, відсутністю відповідних засобів транспортування.

Розкривні оболонкові конструкції дозволяють спростити доставку корисного вантажу на навколосезну орбіту та є одним із напрямків космічних технологій, що активно розвивається. Вони розподіляються на три основні класи: несучі м'які; побудовані на основі перетворюваного каркаса; жорсткі. У світовій практиці першими з КПО знайшли промислове застосування трансформовані несучі м'які оболонки, які використовувалися в будівництві, при створенні літальних і космічних апаратів. В останнє десятиліття були зроблені спроби випробувань поза земною атмосферою прототипів населених трансформованих конструкцій оболонкового типу. На сьогоднішній день втілено проект НАСА і «Bigelow Aerospace» «BEAM» (Bigelow expandable activity module), в якому реалізована задача створення сегменту Міжнародної космічної станції (МКС) з м'якою

оболонкою. У 2016 р. модуль «BEAM» був доставлений на орбіту в негерметичному вантажному контейнері космічного корабля «Dragon»; після стикування капсули з МКС модуль був розкритий внутрішнім тиском станції до проектних розмірів — довжини 4 м і діаметра 3,2 м, при цьому вихідна довжина збільшилася в 1,86 рази [1].

Сучасні матеріали з новими властивостями дозволяють створювати космічні розкривні конструкції [2], коефіцієнт лінійної трансформації  $K_T$  яких може досягати 10; однак завдання сполучуваності цих параметрів з достатньою міцністю, герметичністю і довговічністю оболонок залишається невирішеною. Очевидно, що технологічно прийнятні характеристики при одночасній герметичності досяжні лише в жорстких несучих оболонках, перетворення поверхні яких до більш компактною форми вимагає неординарних рішень в області технологій холодного об'ємного деформування.

В ІЕЗ ім. Є. О. Патона була теоретично обґрунтована можливість перетворення об'єму замкнених суцільнозварних металевих оболонок, які отримали назву КПО, і емпіричним шляхом знайдені технологічні рішення для її реалізації ([3, 4]). Застосування наявних доробок на сучасному етапі потребувало вибору типу несучої КПО, прийнятної для використання в космічній техніці, відпрацювання нових конструктивно-технологічних рішень несучих КПО і створення універсальної розрахункової моделі, що дозволяє визначати геометричні та технологічні параметри при проектуванні і виготовленні широкого спектру КПО з використанням різних конструкційних матеріалів стосовно до екстремальних умов експлуатації у

відкритому космосі. Отже, загальна мета зазначених робіт полягала в розвитку наукових положень теорії побудови розкривних оболонкових структур космічного призначення. Їх практичним втіленням є прикладна розробка та подальші дослідження суцільнозварних тонкостінних несучих КПО, що оптимізовані для застосування в умовах відкритого космосу та можуть бути використані при виконанні існуючих і перспективних проектів аерокосмічної галузі.

Виконання поставленого завдання потребувало визначення:

- типу перетворюваної поверхні, оптимального для проектування і створення металевої довгомірної КПО космічного призначення, а також конструктивної схеми КПО, яка вимагає створення розрахункової методики, що визначає взаємозв'язок між її геометричними, технологічними параметрами і зовнішніми факторами (ФКП), під дією яких конструкція знаходиться в процесі експлуатації;

- універсального алгоритму перетворення поверхні обраного типу до компактної форми, що дозволяє виконати розкриття конструкції без втрати її функціональних властивостей, і технології об'ємного деформування, в якій вказаний алгоритм повинен бути реалізований для реальних матеріалів оболонки.

Найбільший інтерес при створенні перетворюваних оболонок являє собою клас поверхонь, теоретично здатних розгортатися в площину, якими є лінійчаті поверхні нульової гаусової кривини — циліндричні, конічні і торсові поверхні. Два перших класи можуть бути основою для побудови оболонкових конструкцій і широко використовуються в техніці. Проте, ізометричне перетворення циліндра методом дзеркального відображення

не може бути реалізовано через рівності будь-яких його горизонтальних перетинів, а перетворення рухом у всіх випадках зводиться до розбиття циліндричної поверхні на множину суміжних плоских багатокутників аналогічно схемам перетворення «origami folding» [2]. Рух до площини циліндричної оболонки з реальних листових матеріалів в подібному випадку являє собою згинання з ненульовими радіусами по лініях їх сполучення, що призводить до утворення концентраторів напружень, найбільш виражених в вузлах формівних ребер, і значного зниження компактності перетворюваної оболонки. Зокрема, найбільш простий принцип перетворення КПО циліндричного типу з використанням так званої гіперболоїдної складки (рис. 1, а, б) дозволяє досягати коефіцієнтів трансформації  $K_T$ , тобто відношення довжин конструкції у розкритому та компактному стані, що не перевищують значень  $K_T = 4,0 \dots 4,5$ .

Використання тонколистових металів в якості матеріалу оболонок і застосування розглянутих методів їх перетворення накладає обмеження на співвідношення їх висоти і діаметрів основ, що, в кінцевому підсумку, вимагає секціонування довгомірної оболонки конструкції. Так, профілі основ секцій циліндричної КПО (рис. 1, а) в будь-який момент деформування не є плоскими кривими, тому суміжні секції не можуть бути об'єднані між собою без жорсткого закріплення на плоскому кільцевому контурі. Вплив крайового ефекту біля границі жорсткого контуру оболонки призводить до характерного спотворення прямолінійних складок оболонки по лініях твірних (рис. 1, б, Е), що є основною причиною низької компактності перетворюваних оболонок циліндричного типу.

КПО конічного типу (рис. 1, д) характеризується більшою деформативністю, однак, здатна

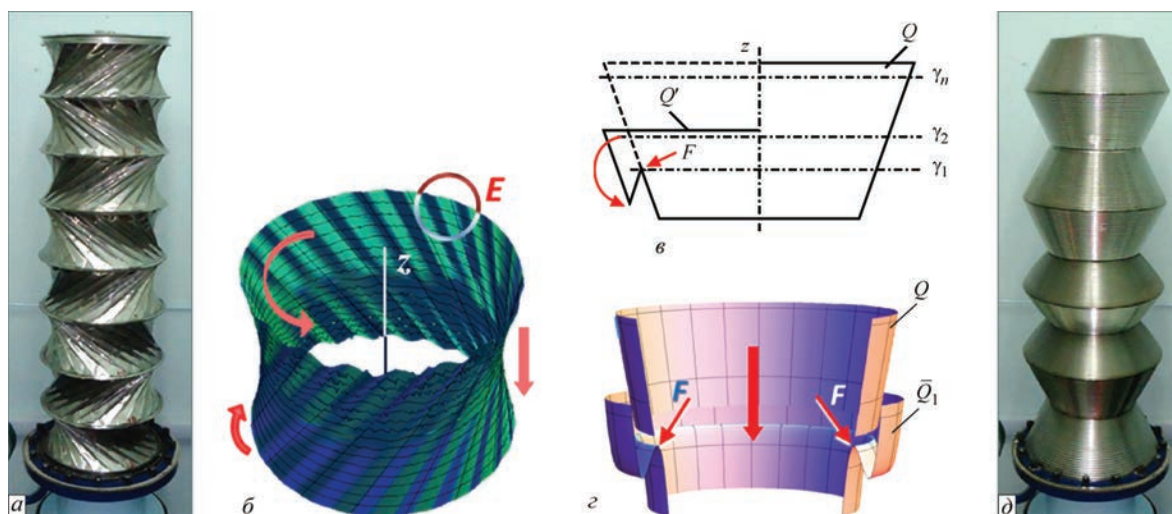


Рис. 1. Циліндрична КПО (а) та топологічна модель перетворення нейтральної поверхні циліндричної оболонки в гіперболоїдні складки (б); перетворення нейтральної поверхні конічної оболонки в кільцеві складки: теоретична модель ізометричного перетворення (в) та графічна інтерпретація математичної моделі руху при формуванні складки  $F$  з ненульовими радіусами згинання (з); конічна КПО (д)

компенсувати без втрати стійкості більш високі значення навантаження. Окрім високих значень коефіцієнта лінійної трансформації, що може досягати величини  $K_T = 150$ , конічна оболонка є єдиною з лінійчатих поверхонь, компактне перетворення якої може бути реалізовано практично без розтягнень і стиснень (рис. 1, з), і, отже, з практичним наближенням до теоретичної моделі ізометричного перетворення поверхонь  $Q \rightarrow Q'$  шляхом послідовного дзеркального відображення відносно січних площин  $\gamma_1 \dots \gamma_n$  (рис. 1, в). Сукупність наведених переваг дозволяє стверджувати про раціональність використання КПО конічного типу при вирішенні задачі створення довгомірної КПО.

Розглянута задача створення довгомірної несучої перетворюваної конструкції була орієнтована на вирішення актуальної проблеми відведення корисного навантаження (КН) — наукової апаратури вагою 40 кН за межі власної зовнішньої атмосфери МКС, негативний вплив якої на працездатність приборів КН виявляється на відстані до 5 м від зовнішньої поверхні космічної станції. Деякі з базових геометричних параметрів КПО зумовлені характеристиками транспортного відсіку ракети-носія (максимальний діаметр оболонки конструкції, її розмір у транспортному стані та внутрішній об'єм після розкриття). Крім того, КПО зазначеної довжини в умовах дії регламентованих інерційних та температурних навантажень повинна мати подвійний запас міцності та забезпечувати відсутність відхилень вільного торця з КН більш ніж на 150 мм.

Для побудови розрахункової моделі багатосекційної конічної оболонки були визначені співвідношення основних геометричних параметрів довгомірної багатоконусної КПО. Так, завданням використання конструкції зумовлено її загальну довжину  $L = 5$  м та максимальний діаметр  $D = 400$  мм, що дозволяє задати радіус більшої основи конічних секцій. Компактність багатосекційної конструкції регламентовано значенням її висоти в компактному стані ( $h_{\text{ПАК}}$ ) та внутрішнім об'ємом у стані розкриття ( $V_{\text{КПО}}$ ). Було визначено прийнятні кути конусності оболонки  $\alpha$ , при яких можливо її згинання з дотриманням допустимих значень відносних кільцевих деформацій в конструкційному матеріалі. Для широко застосовуваних у аерокосмічній галузі металічних матеріалів із запасом пластичності у межах  $\sigma_T/\sigma_B = 0,3 \dots 0,8$ , допускним для реалізації задачі об'ємного деформування досліджуваних оболонок, значення відносних деформацій не повинні перевищувати значень  $\epsilon_{\text{кд}} \leq 2,0 \dots 2,5$  %. При відповідній до рис. 1, з схемі деформування тонкої металевої оболонки отримані значення відносних кільцевих деформацій відповідають значенням кута конусності  $\alpha = 25 \dots 27^\circ$ .

Далі, введено допоміжний параметр — коефіцієнт об'ємної трансформації  $K_V = V_1/V_2$ , де  $V_1$  — об'єм усіченої конічної оболонки;  $V_2$  — об'єм оболонки в компактному стані. При заданих значеннях кута конусності  $\alpha$  і довжини  $L$ , а також відомих значеннях  $R$ ,  $K_V$ ,  $h_{\text{ПАК}}$  і  $V_{\text{КПО}}$ , визначення основних геометричних характеристик КПО зводиться до знаходження радіуса меншої основи  $r$ ; висоти конічної секції в компактному стані  $h$ , яка приймається рівною глибині формованого гофра  $a$ ; необхідної у відповідності до заданих характеристик компактності кількості складок (гофрів)  $n_1$  і, відповідно, кількості секцій КПО  $n$  (рис. 2).

Виразивши коефіцієнт об'ємної трансформації  $K_V$  через основні геометричні параметри перетворюваної конічної секції

$$K_V = \frac{(R-r)\text{ctg}\alpha}{3h} \left( 1 + \frac{r}{R} + \frac{r^2}{R^2} \right), \quad (1)$$

запишемо вираз для  $r$ :

$$r = -\frac{R}{2} + \sqrt{\frac{3V_{\text{КПО}}}{\pi L} - \frac{3}{4}R^2}. \quad (2)$$

Далі, можливо визначити параметри:

$$n = \frac{L}{\text{ctg}\alpha(R-r)}; h = \frac{h_{\text{ПАК}}}{n}; n_1 = \frac{L}{2hn}. \quad (3)$$

Таким чином, після визначення товщини матеріалу оболонки в межах діапазону  $\delta = 0,1 \dots 0,2$  мм, обумовленому прагненням до граничного зменшення маси конструкції при одночасному забезпеченні цілісності зварних з'єднань після екстремального деформування, завдання побудови повної розрахункової схеми багатоконусної КПО обмежене

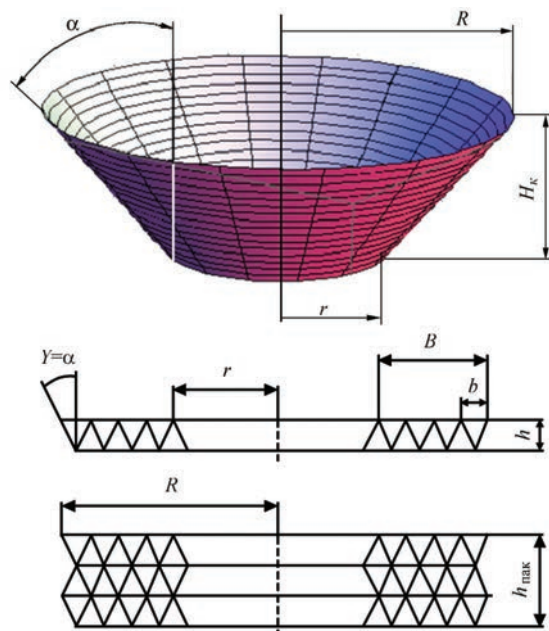


Рис. 2. Розрахункова схема багатосекційної конічної оболонки



тільки визначенням оптимальної ширини або кроку складки (гофра)  $b$ .

Принциповою відмінністю схеми перетворення для реальних матеріалів (рис. 1, *з*) від схеми ізометричного перетворення на рис. 1, *в* є введення ненульових радіусів вигину  $r_r$  складки  $F$ , що визначаються, в першу чергу, товщиною оболонки КПО. Для визначення геометричних параметрів гофра кінцевої оболонки з металевих матеріалів заданої товщини була проведена адаптація її кінцевого профілю до відомих вимог неперевіщення мінімального радіусу вигину для тонких пластин і оболонок. Визначення мінімальних радіусів вигину складки (4) здійснювалося по допустимій величині стоншення у вершинах гофрів, що формуються:

$$\Delta\delta = \frac{\delta^3}{4(2r_c + \delta)^2}, \quad (4)$$

де  $\Delta\delta$  — величина стоншення;  $\delta$  — товщина заготовки;  $r_c$  — радіус кривини серединної поверхні,  $r_c = r_r + \delta/2$ .

З формули (4) витікає, що максимальне зменшення товщини (при  $r_c = 0$ ) становить приблизно  $\delta/4$ , а при  $r_c \geq 5\delta$  товщина при згинанні залишається практично незмінною (рис. 3, *а*).

Відносний радіус закруглення опорних ребер  $r_r$  може бути знайдений графоаналітичним методом в середовищі Wolfram Mathematica® як радіус кола, максимально наближений до профілю пологої вершини гофру (рис. 3, *б*), і відповідає співвідношенню:

$$r_r = 0,15b, \quad (5)$$

де  $b$  — крок гофрів.

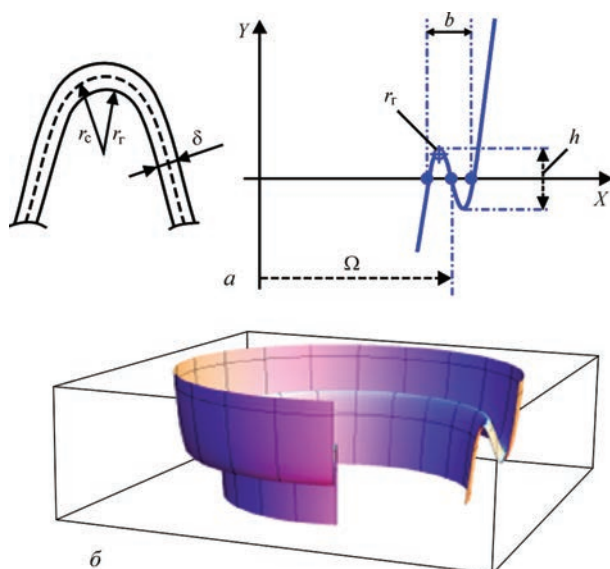


Рис. 3. Визначення мінімальних радіусів вигину складки по допустимій величині стоншення у вершинах гофрів (*а*) та графічна інтерпретація математичної моделі формоперетворення усіченої кінцевої поверхні з утворенням кільцевої складки (*б*)

Обравши для попередніх розрахунків середнє значення товщини матеріалу  $\delta = 0,15$  мм із заданого діапазону, відповідно до (5) і співвідношення  $r_r/\delta = 5$  можливо визначити значення  $r_r = 0,75$  мм, що відповідає кроку гофра  $b = 5$  мм. Очевидно, що отримані геометричні співвідношення гофра металевої оболонки відповідні до її найбільшої компактності, тобто найменшого радіуса закруглення в вершинах складки.

Для кількісної оцінки напружено-деформованих станів (НДС) в процесі утворення гофрів використовувалося чисельне моделювання методом скінчених елементів, реалізованим за допомогою універсальних програмних систем скінченно-елементного аналізу. Для узагальнення отриманих результатів було застосовано еквівалентні деформації  $\epsilon_e$  і еквівалентні, або сумарні напруження  $\sigma_e$  (von Mises) відповідно до теорії міцності (пластичності) Мізеса–Губера, або теорії найбільшої питомої потенційної енергії формозміни. В якості критерія міцності при розрахунках перетворюваної оболонки прийнято досягнення еквівалентними напруженнями в її матеріалі значень межі текучості, тобто  $\sigma_e < \sigma_{0,2}$ .

Порівняння кінематичної скінченно-елементної моделі формування складок кінцевої оболонки з теоретичною (рис. 3, *б*) моделлю згинання нейтральної поверхні при використанні різних листових матеріалів — сталі, титану та алюмінію, а також побудова полів розподілу напружень (рис. 4) в складках, що формуються, дозволило в кожному випадку визначити відповідність матеріалу оболонки прийнятому критерію міцності. Таким чином, було визначено вплив фізико-механічних властивостей різних конструкційних матеріалів оболонки на геометричні параметри кільцевих складок і на технологічний процес компактування кінцевої поверхні. Як зазначалося вище, в якості матеріалів оболонки для розрахунків обрані метали з характерним співвідношенням межі текучості  $\sigma_T$  до межі міцності  $\sigma_B$ , які широко використовуються в процесах холодного об'ємного деформування і можуть теоретично забезпечувати необхідні характеристики міцності конструкції.

Деформування оболонки супроводжується виникненням в ній напружень, величини і характер розподілу яких суттєво змінюються в процесі навантаження. У всіх варіантах розрахунків найбільші напруження охоплюють незначні геометричні області і різко знижують свої значення в міру віддалення від локальних концентраторів напружень — ліній перегинів оболонки. Найбільші величини еквівалентних напружень  $\sigma_e$  на лицьовій поверхні складок відзначені на оболонці зі сталі AISI 321 (171 МПа), для оболонки з титану ВТ1-0 та з алюмінію АМг-5 вони складають 125 та 55 МПа,

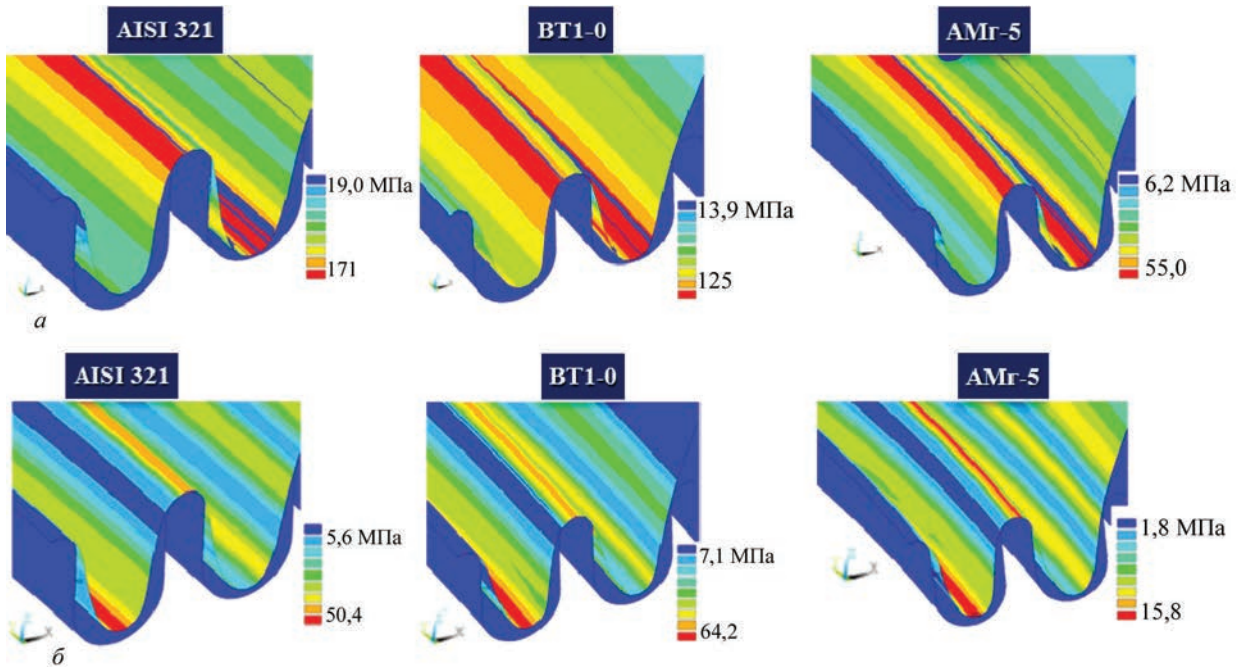


Рис. 4. Еквівалентні напруження на верхній лицьовій поверхні складок конічної оболонки КПО з різних матеріалів, що формуються (а), та еквівалентні напруження на нейтральній поверхні сформованих складок (б)

відповідно, що ілюструє відповідність прийнятому критерію міцності кожної з деформованих оболонок із обраними співвідношеннями геометричних параметрів гофрів. Найбільші величини залишкових еквівалентних напружень  $\sigma_e$  на нейтральній поверхні відзначені в оболонці з титану BT1-0 (64,2 МПа). Відповідні величини  $\sigma_e$  для оболонки зі сталі AISI 321 складають 50,4 МПа і мають найменші значення в оболонці з алюмінію АМг-5 (15,8 МПа). Наведений результат свідчить про наявність менших, порівняно з титаном, розтягнень нейтральної поверхні сталевих оболонок при утворенні гофрів, тобто, її більшого наближення до бажаного ізометричного перетворення. Далі, знижені в порівнянні зі сталлю значення модуля пружності для титану і, особливо, алюмінію, визначають високу деформативність конструкцій із цих матеріалів в умовах експлуатації під дією ФКП. Додатковим аргументом на користь вибору в якості матеріалу сталі AISI32 є краща технологічність процесу її зварювання та повторюваність якості з'єднань, відсутність необхідності спеціальної підготовки заготівель та повного захисту зони зварювання в середовищі інертних газів.

В процесі формоутворення кожного наступного гофру глибиною  $h$  висота конічної оболонки  $H_k$  зменшується на величину, рівну  $2h$ . Отже, коефіцієнт лінійної трансформації оболонки  $K_T$  дорівнює  $2n_1$ , де  $n_1$  — кількість гофрів; за інших рівних умов конструкція, виготовлена з дисків із більшою кількістю гофрів, в транспортному стані матиме менші габарити. При відомому значенні  $K_T = L/h_{\text{ПДАК}} = 30$  та  $D = 400$  мм довжина перетвореної ділянки конічної оболонки дорівнює

$B = (K_T/2)b = 75$  мм. Таким чином, радіус малої основи конічної оболонки КПО складає  $r = 125$  мм, висота конічної секції при  $\alpha = 25^\circ$  становить  $H_k \approx 160$  мм, відповідно, загальна кількість оболонок при максимальній досліджуваній довжині КПО  $L = 5000$  мм становить  $n_1 = 31$ . Конструктивна схема багатоконусної КПО, геометричні параметри якої можуть бути уточнені за результатами комплексу розрахунків конструкції на міцність і стійкість в умовах дії специфічних факторів космічного простору, наведена на рис. 5.

В цілому, оптимізація геометричних характеристик конічної КПО при проектуванні зводиться до пошуку найбільш вигідного поєднання стійкості оболонки і її компактності, або коефіцієнта трансформації  $K_T$ , при мінімально можливій масі. Зменшення кута конусності і наближення секцій конструкції до конфігурації циліндра, найбільш вигідної з точки зору стійкості до дії невісесиметричних навантажень, призводить до зниження коефіцієнта трансформації КПО. Протилежний підхід (збільшення  $\alpha$ ) істотно

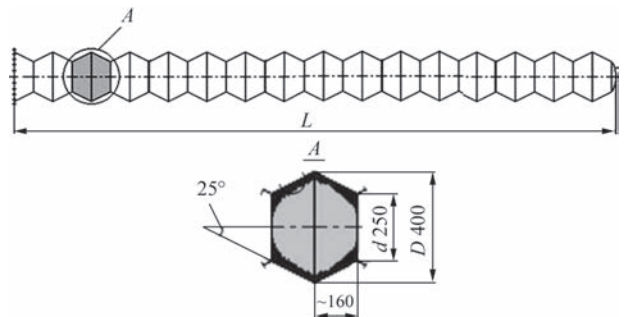


Рис. 5. Конструктивна схема багатоконусної несучої КПО космічного призначення

знижує просторову жорсткість конструкції, але дозволяє підвищити  $K_T$  і спростити процес компактного складання.

Очевидно, що зварювання є практично єдиним методом побудови металевих герметичних оболонкових конструкцій. Однією з основних проблем при створенні оболонок КПО є досягнення поєднання високих фізико-механічних характеристик при одночасній вакуумній щільності прямолінійних зварних швів, які зазнають комплекс впливів механічних навантажень і специфічних агресивних зовнішніх факторів (ФКП). Схема ізометричного перетворення оболонки потребує ізотропності конструкційного матеріалу; отже, зварний шов повинен мати практично еквівалентні з основним металом конструкції фізико-механічні властивості. При виборі способу зварювання стикових з'єднань з нержавіючої сталі з товщиною  $\delta = 0,1 \dots 0,2$  мм перевага була віддана мікроплазмовому зварюванню. Цей метод дозволив значно спростити підготовку торців розгортки конічної заготовки під зварювання, збільшивши тим самим продуктивність виготовлення КПО, і зменшити теплові деформації зварного шва при використанні попереднього відбортування зварюваних крайок. При зварюванні заготовок з нержавіючої сталі було застосовано відбортування крайок на величину, рівну двом товщинам зварюваного матеріалу. Крім того, мікроплазмовий метод дозволив забезпечити практично повну повторюваність зафіксованого результату зварювання.

При експериментальному зварюванні зразків зі сталі марки AISI 321H з товщиною  $\delta = 0,175$  мм в імпульсному режимі при величині  $I_{зв} = 6$  А,  $U_{зв} = 12$  В і швидкості зварювання  $V_{зв} = 3,1$  мм/с якісне формування зварних з'єднань досягалося при значенні погонної енергії  $Q_{п} = 17,59$  Дж/мм. В технологічно прийнятному діапазоні частот імпульсного току наведене значення  $Q_{п}$  відповідає комбінаціям параметрів  $\tau_i = 4$  мс;  $\tau_p = 1$  мс при частоті

імпульсного струму зварювання  $f_{зв} = 200$  Гц та  $\tau_i = 30$  мс;  $\tau_p = 10$  мс при частоті  $f_{зв} = 25$  Гц, де  $\tau_i$  — тривалість імпульсу струму, мс;  $\tau_p$  — тривалість паузи, мс. Разом з тим, зміна  $f_{зв}$ , отже, характеру динамічного впливу плазмового стовпа на ділянку розплавленої ванни, що знаходиться в стані кристалізації, також сприяє поліпшенню її структури, зменшенню розміру зерен (кристалітів), розбиваючи осередки (ядра) їх утворення [5]. Отже, завданням дослідження було визначення певного діапазону поєднань частоти і шпаруватості імпульсного току зварювання, відповідних до оптимальної макро- і мікроструктури вакуумно-щільного зварного з'єднання.

Результати металографічних досліджень характерних зразків із серії зварних з'єднань, отриманих при різних комбінаціях параметрів зварювального процесу, представлені на рис. 6. Визначався характер неоднорідностей металу шва, навколошовної зони і основного металу оболонки КПО. Мікроструктура зразків, виконаних при частоті  $f_{зв} = 200$  Гц (рис. 6, а), виміряна за Вікерсом на мікротвердомірі Лесо М-400, характеризується значно більш високою однорідністю та співвісністю комірок при одночасному зменшенні коливань мікротвердості по горизонтальній і вертикальній вісі шва. Розмір рівновісних комірок відповідає діапазону  $5 \dots 7$  мкм у всьому перерізі шва, відхилення виміряної величини мікротвердості в будь-якому з напрямків перетину не перевищує 5 % від її значення для основного металу.

При порівнянні представлених результатів з результатами випробувань серії аналогічних зразків на статичний розтяг і випробувань на вигин, що моделює реальні умови експлуатації, відзначено наближення пружнопластичних властивостей для основного металу і зварних з'єднань при збільшенні частоти імпульсного струму. Так, для характерного зразка стрічки AISI 321 товщиною 0,175 мм зі зварним швом, виконаним при імпуль-

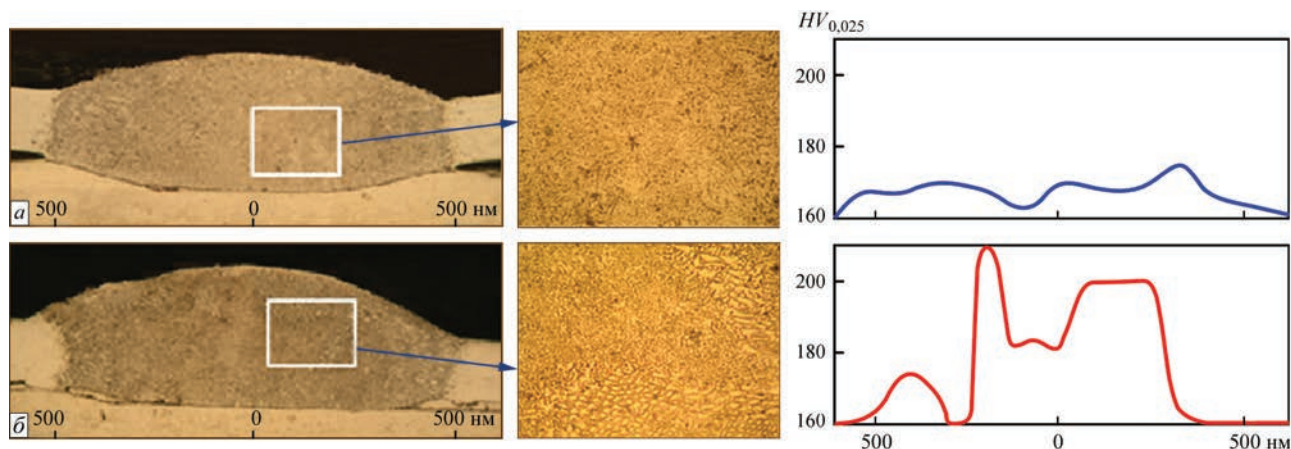


Рис. 6. Результати металографічних досліджень серії зразків зварних з'єднань фольги товщиною 0,175 мм зі сталі AISI 321, виконаних при рівних значеннях погонної енергії методом мікроплазмового зварювання на імпульсному струмі частотою 200 (а) і 25 Гц (б)

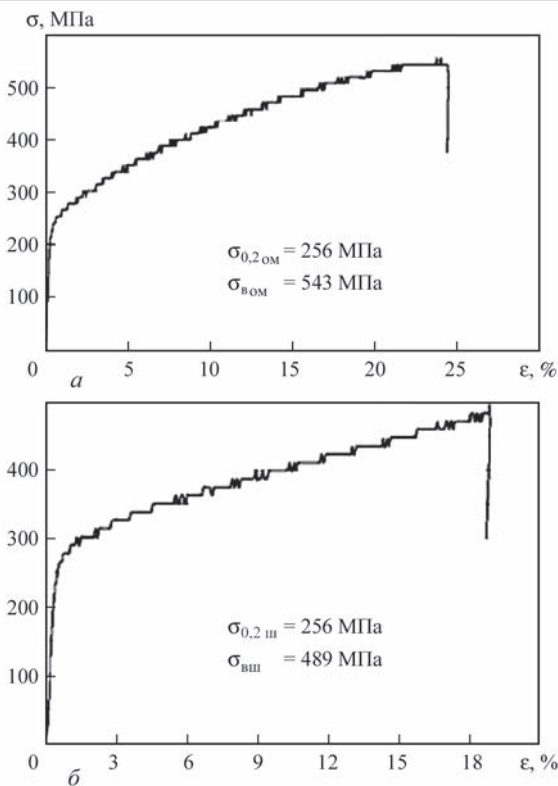


Рис. 7. Діаграми розтягу основного металу (а) та зварного з'єднання, виконаного при частоті імпульсного струму 200 Гц (б)

сному струмі  $f_{зв} = 200$  Гц, тимчасовий опір розриву  $\sigma_{в ш} = 489$  МПа, що становить 90 %  $\sigma_{в OM}$ , умовна межа текучості  $\sigma_{0,2 ш} = 256$  МПа (рис. 7, б). Для аналогічного зразка основного металу  $\sigma_{в OM} = 543$  МПа,  $\sigma_{0,2 OM} = 256$  МПа (рис. 7, а).

Визначення характеру перетворення середньої поверхні усіченої конічної оболонки дозволило позначити критерії наближення до ізометричності в процесі її руху та, відповідно, забезпечити відсутність локальної втрати стійкості у стані розкриття. Проте, точній оцінці підлягають величини напружень і переміщень деформованої оболонки. Побудова полів розподілу зазначених величин дозволяє зробити висновок про можливість реалізації розрахункових параметрів процесу ізометричного перетворення без локальної втрати стійкості оболонки КПО та підтвердити достовірність обраної розрахункової схеми. При виконанні роботи були проведені чисельні розрахунки напружено-деформованого стану КПО із жорстким закріпленням по контуру основи, відповідної до рис. 5, при впливі на неї характерних факторів космічного простору і при їх поєднаннях.

Скінченно-елементна модель багатосекційної конструкції виконана в тривимірній постановці з використанням оболонкових скінченних елементів загального положення. В якості розрахункових приймалися величини навантажень, впливу яких конструкція може бути піддана в розкритому положенні, при експозиції на зовнішній поверхні базового космічного апарату (МКС). Харак-

терні впливи на етапі транспортування на орбіту (вібрації, перепади тиску, акустичні впливи) були виключені з розгляду, оскільки конструкція в транспортному положенні характеризується значним запасом міцності і оснащується пристосуванням для фіксації переміщень.

Для прийнятої конструктивної схеми КПО моделювалися температурні навантаження для діапазонів, наведених нижче. Була розглянута статична задача променистого теплообміну з Сонцем, при якій на протилежних твірних оболонки конструкції одночасно досягаються максимальна і мінімальна температура відповідного діапазону. У всіх розглянутих варіантах формозміна КПО характеризувалася відхиленням вільного торця оболонки в сторону з найменшими значеннями прикладеної температури.

#### Залежність максимальних переміщень вільного торця КПО (см) від $\Delta T$ , °С

$\Delta T_1 = 100 \dots -125$	6,2
$\Delta T_2 = 150 \dots 1125$	7,6
$\Delta T_3 = 200 \dots -125$	9,0

Ділянки з найбільшими значеннями напружень розташовані на поверхні, дуже обмеженій по площі, їх значення різко зменшуються в міру віддалення від зони закріплення. Результати моделювання дозволяють зробити висновок про відповідність максимальних переміщень допустимим величинам відхилення вільного торця, які прийняті для даного типу конструкції (до 150 мм). Схематичне зображення КПО з КН, жорстко закріпленої на універсальному робочому місці на зовнішній поверхні службового модуля МКС, представлено на рис. 8.

При спільному обчисленні впливу прискорень при наявності КН — блоку наукової апаратури вагою 40 кН, жорстко закріпленого на вільному торці КПО по шести ступеням свободи, а також термоциклічності, в залежності від власної частоти ( $\omega$ ) конструкції прийняті наступні значення діючих прискорень. За результатами розрахунку частота власних коливань конструкції склала  $\omega = 22,43$  Гц, врахування зосередженого навантаження від маси КН, що зазнає дій лінійних і кутових прискорень і закріплена на торці КПО, призводить до зниження частоти власних коливань конструкції до  $\omega = 20,45$  Гц. Для значень  $\omega \geq 20$  Гц:  $a_x = \pm 4,5$  м/с<sup>2</sup>;  $a_y = a_z = \pm 6,0$  м/с<sup>2</sup>;  $\epsilon_x = \pm 0,2$  рад/с<sup>2</sup>;  $\epsilon_y = \epsilon_z = \pm 0,7$  рад/с<sup>2</sup>; напрямки прискорень задані в правій системі координат  $OXYZ$ , де вісь  $Z$  збігається з поздовжньою віссю (віссю симетрії) КПО, вісі  $Y$  і  $X$  перпендикулярні до неї. Відповідно,  $a_x$  є прискоренням в напрямку вісі  $X$ ,  $a_y$  і  $a_z$  — прискорення в будь-якій поперечній площині, паралельній площині  $OYZ$ ,  $\epsilon_x$  — кутове прискорення навколо вісі  $X$ , а  $\epsilon_y$  і  $\epsilon_z$  — кутові прискорення навколо будь-якої



Рис. 8. Схема розміщення КПО (1) з корисним навантаженням (2) на універсальному робочому місці (3) службового модуля МКС

поперечної вісі, що лежить в площині, паралельній площині  $OYZ$  та проходить через вісь  $X$ .

Спільний вплив прискорень і температурних навантажень призводить до підвищення значень еквівалентних напружень, максимальна величина яких досягає  $\sigma_e = 226$  МПа. Слід зауважити, що незначний вплив інерційних навантажень на загальну картину розподілу напружень в оболонці КПО пов'язаний із особливістю взаємної орієнтації векторів прискорень та температурних градієнтів, що майже виключає їх суперпозицію. На ділянці сполучення опорної кінцевої секції з подальшими елементами максимальні величини еквівалентних напружень не перевищують допустимі напруження для використовуваної сталі (межа текучості  $\sigma_{0,2} = 250 \dots 260$  МПа) і не викликають необхідності коригування прийнятої конструктивної схеми. Максимальні сумарні величини лінійних переміщень вільного торця конструкції при спільній дії прискорень і температур досягають значень  $U_{a+t} = 0,1499$  (м). Поля розподілу еквівалентних напружень, а також мак-

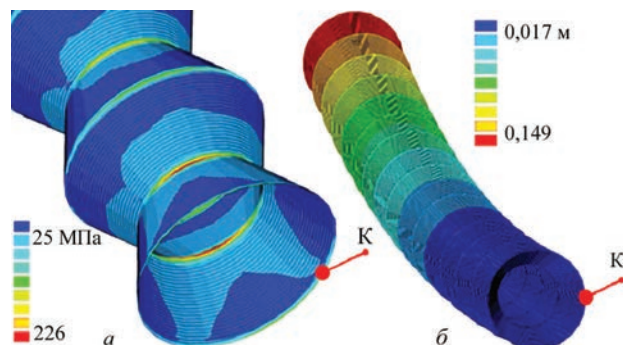


Рис. 9. Поля розподілу еквівалентних напружень  $\sigma_e$ , (МПа) (а) та сумарні величини лінійних переміщень  $U_{a+r}$ , (м) при спільній дії прискорень і температур (б) на нейтральних поверхнях КПО в умовах дії ФКП;  $K$  — контур жорсткого закріплення КПО (відповідно до рис. 5)

симальних сумарних величин лінійних переміщень в оболонці конструкції наведені на рис. 9. Отриманий результат призводить до необхідності точного додержання теплового режиму конструкції, при якому критичні значення температур визначаються на стадії вибору термооптичних характеристик поверхні. Оскільки найбільший внесок у загальну деформовану схему конструкції вносять компоненти лінійних переміщень, обумовлені циклічним радіаційним нагрівом її оболонки, актуальним є пошук методів ін-

женерії поверхні КПО для зміни її термооптичних властивостей, найбільшою мірою визначають деформативність конструкції в умовах орбітального польоту. Відповідно, було розроблено способи модифікації поверхні тонкостінних оболонок з нержавіючої сталі, що дозволяють знизити деформативність КПО космічного призначення без зміни їх маси і компактності. Показано, що модифікація термооптичних властивостей поверхні шляхом нанесення багатошарових покриттів методом електронно-променевого осадження дозволяє знизити температурне навантаження до регламентованих умовами космічного експерименту діапазону  $-43 \dots 63$  °С, що призводить до зниження деформативності розглянутої в роботі багатосекційної КПО в 1,45 рази при зниженні максимальних еквівалентних напружень в 1,17 рази [6].

Рис. 10 ілюструє залежність мінімальних ( $T_{\min}$ ) і максимальних ( $T_{\max}$ ) розрахункових значень температур на поверхні КПО кінцевого типу від співвідношення  $A_s/\epsilon$ , де  $A_s$  — коефіцієнт поглинання сонячної радіації;  $\epsilon$  — коефіцієнт випромінювання оптичної поверхні КПО, при експлуатації конструкції на довільній робочій точці зовнішньої поверхні МКС. Виділена зона  $T_{\text{opt}}$  обмежує вказаний вище оптимальний діапазон температур ( $-43 \dots 63$  °С), що дозволяє здійснювати необхідні операції при зовнішньо корабельній діяльності, і відповідає діапазону співвідношень  $A_s/\epsilon = 0,26 \dots 0,54$ . Об'єктом дослідження було коригування співвідношення  $A_s/\epsilon$  конкретного матеріалу оболонки шляхом нанесення на її поверхню різних комбінацій матеріалів і їх з'єднань, що виконують функції селективно-випромінюючих покриттів. Слід зазначити, що відомі в космічній техніці покриття подібного призначення не від-

повідують умовам екстремального деформування досліджуваної конструкції або через відсутність гнучкості (емалі), або достатньої міцності і компактності (екранно-вакуумна теплова ізоляція). При цьому, вибір необхідного покриття визначається не тільки його термооптичними властивостями, але і адгезією до поверхні металевої оболонки з урахуванням значних деформацій її поверхні при розкритті, а також різною швидкістю сублимації матеріалів в умовах вакууму космічного простору. Підготовка оптичних поверхонь КПО після коригування шорсткості може бути реалізована за допомогою електронно-променевого наплення тонких покриттів з металів і їх з'єднань з необхідними співвідношеннями  $A_S/\epsilon$ ; даний метод дозволяє забезпечити достатню адгезійну міцність покриттів і ефективно контролювати їх товщину. Необхідний результат було отримано при нанесенні на поверхню оболонки зі сталі AISI321 товщиною 0,175 мм покриття з алюмінію з товщиною 480 нм з подальшим напленням на алюміній шару  $Al_2O_3$  з товщиною 45 нм, що імітує утворення оксидної плівки, що істотно збільшує коефіцієнт поглинання  $A_S$ . Вимірювання інтегральних напівсферичних терморадіаційних характеристик зазначених покриттів, проведені із використанням калориметричних методів досліджень, підтвердили їх відповідність наведеному вище розрахунковому діапазону співвідношень  $A_S/\epsilon$ .

Перспективні завдання використання багатоконусних КПО в якості висувних систем і корпусних конструкцій орбітальних космічних модулів пов'язані з необхідністю їх подальшої утилізації, що вимагає відпрацювання механізму зворотньої трансформації зі збереженням вихідної геометрії. Здатність жорстких оболонок перетворюваного об'єму до багаторазової відтворюваності стабільних геометричних параметрів узгоджується з основами методу регулярного ізометричного перетворення. Однак натурна металева оболонка після першого повторного циклу перетворення набуває хвилеподібні деформації в міжгофрових проміжках, які свідчать про місцеву втрату стійкості. Аналіз математичної моделі руху і результати проведених експериментів з перетворення елементів КПО дозволили зробити висновок про причини втрати стійкості конічних оболонок, що піддаються зворотній трансформації шляхом створення вакууму у внутрішньому просторі. Отже, пряма трансформація оболонки відбувається поступово, починаючи з кільцевого гофру найбільшого діаметра, що зазнає найбільше навантаження при умові сталості тиску перетворення в ході всього процесу. Навпаки, при зворотній трансформації будь-який з елементів поверхні розкритої оболонки

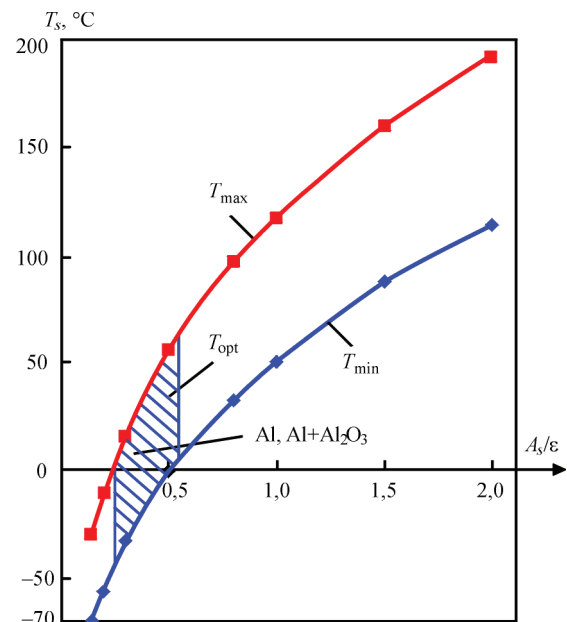


Рис. 10. Залежність мінімальних ( $T_{min}$ ) та максимальних ( $T_{max}$ ) розрахункових значень температур на поверхні КПО конічного типу від співвідношення  $A_S/\epsilon$

ки КПО зазнає навантаження, що приблизно дорівнює нормальному атмосферному тиску, при цьому всі елементи поверхні починають рух одночасно. В ході процесу перетворення наростають локальні деформації в околах вершин кільцевих гофрів, зони їх локалізації об'єднуються, що призводить до загальної втрати стійкості конструкції і значних спотворень її поверхні.

Висновок про локальний характер деформації вигину на межі випинання і відповідних деформаціях серединної поверхні для досліджуваної тонкої оболонки підтверджується скінченно-елементним моделюванням напружень і деформацій в процесі об'ємного деформування. Так, еквівалентні напруження на лицьових поверхнях знаходяться в прикордонній зоні пружності-пластичності, а на нейтральній поверхні гофра їх величини не перевищують 10...20 МПа. На підставі наведених міркувань можна припустити, що одним з можливих варіантів зміни технології перетворення для реалізації багаторазової формозміни оболонки може бути зменшення радіуса закруглення в вершинах ребер матриці. При цьому зони максимальних пружнопластичних деформацій локалізуються в околах вершин гофрів, зменшується число перехідних зон еквівалентних напружень, а синусоїдальний профіль конічної твірної наближається до виду кусково-ламаної кривої, що відповідає вихідній математичній моделі дзеркального відображення усіченої конічної поверхні (див. рис. 1, в).

Для експериментального дослідження поведінки оболонки КПО з діаметрами  $D = 400$  мм,  $d = 250$  мм, кутом конусності  $\alpha = 25^\circ$  та товщиною оболонки зі сталі AISI321  $\delta = 0,175$  мм при зворотньому перетворенні був виготовлений дослід-

ний зразок конструкції з довжиною  $L = 1190$  мм з 7 секцій зі співвідношенням  $r_1/\delta = 3,0$ . При цьому, базовий критерій наближення до ізометричного перетворення, що полягає в рівності довжини вихідної та перетвореної ділянки меридіану конічної оболонки, а також співвідношення товщини її матеріалу  $\delta$  до розміру шагу  $b$ , не зазнали змін.

Процес прямого, а також зворотнього перетворення, реалізованого при створенні вакууму у внутрішньому об'ємі експериментальної конструкції, представлений на рис. 11, крива тиску для стадій (I–X) — на рис. 12. Експеримент підтвердив можливість повторного співвісного складання багатосекційної КПО до стану, що дозволяє провести її необхідний демонтаж та утилізацію після закінчення терміну експозиції на навколоземній орбіті. Разом з тим відзначено, що підви-

шена кільцева жорсткість гофрів більшого радіусу в районі контуру жорсткого закріплення призводить до виникнення ефекту «зляскування» оболонки (див. стадію розкриття «III» і відповідній стадія складання «VIII», рис. 11, б), при якому зворотнє перетворення відбувається не обов'язково послідовно, починаючи зі складки більшого радіусу, а з деякого довільного гофру з найменшою кільцевою жорсткістю, яка може бути обумовлена початковими геометричними недосконаlostями вихідної конічної заготовки або девіаціями технологічного процесу гофрування. В результаті фрагмент оболонки між найбільшим і першим «складеним» гофром залишається неперетвореним, що вносить деякий негативний вплив на кінцеву компактність КПО (див. рис. 11, стадії «I» і «X»). Уникнути виникнення подібного ефек-

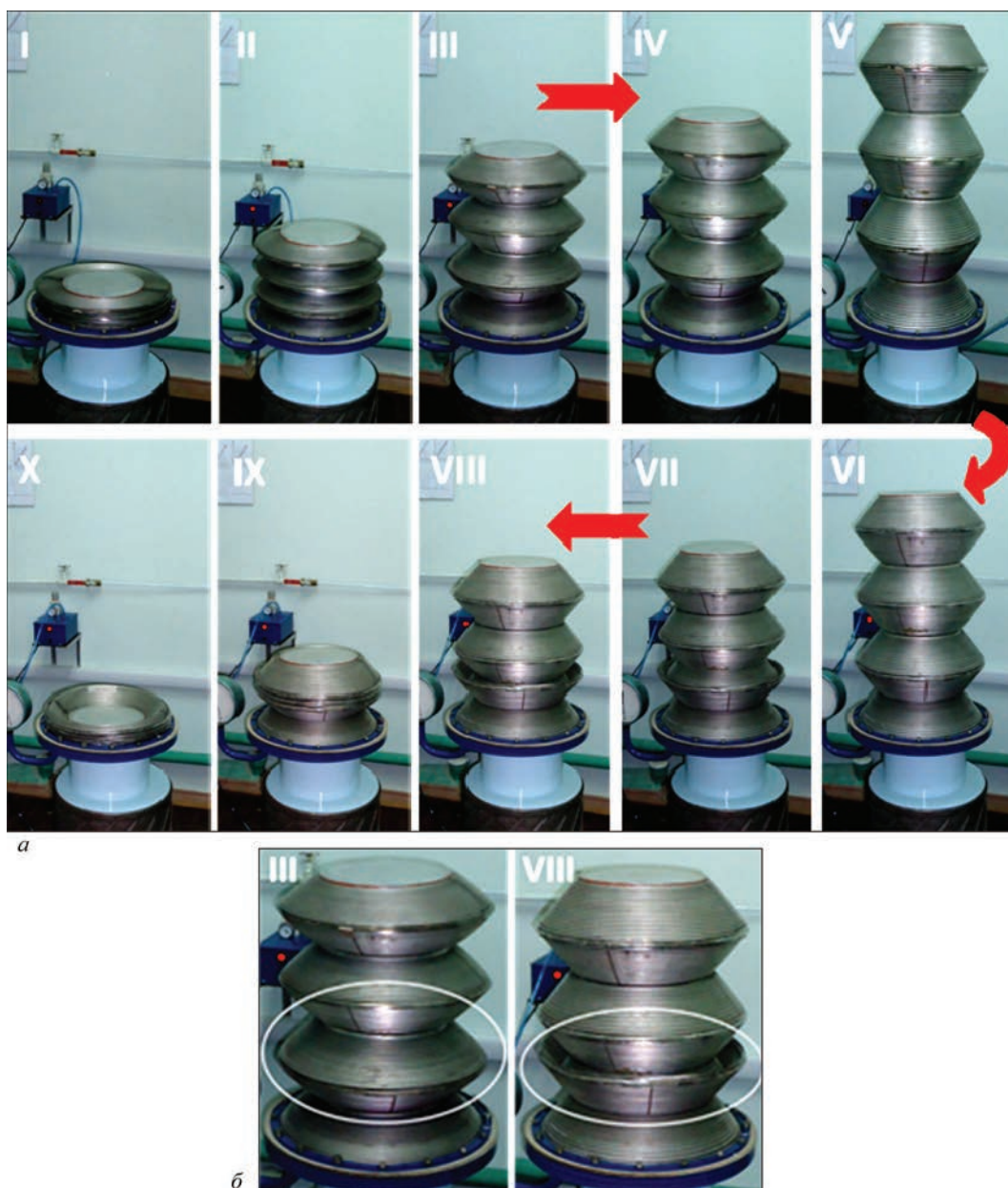
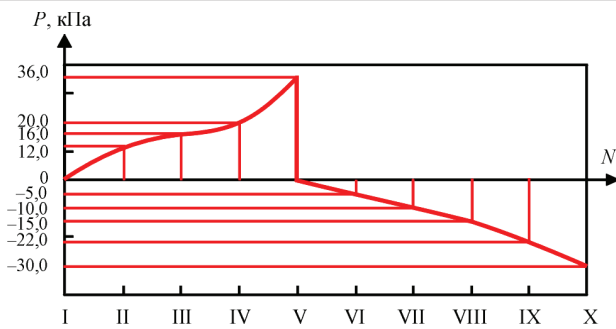


Рис. 11. Експеримент з прямої та зворотньої трансформації КПО довжиною  $L = 1190$  мм та діаметром  $D = 400$  мм (а) та збільшені стадії III та VIII (б)

Рис. 12. Крива тиску для стадій  $N$  (I–X) (по рис. 11)

ту можливо, послідовно змінюючи в незначних межах радіус твірної гофрів в міру зменшення їх загального радіусу. Визначення взаємозв'язків геометричних, міцнісних та жорсткісних характеристик КПО, що виникають при цьому, може являти собою предмет перспективних досліджень.

Для визначення критичних величин зовнішніх навантажень одиничних оболонок, зокрема, при дії осьової стискаючої сили, є відомі аналітичні рішення. Проте, для задач стійкості конічних оболонок зі складною формою твірної в складі багаторівневих систем при довільному напрямку прикладання навантажень такі рішення відсутні. У сучасних роботах, що розглядають проблеми нелінійної механіки багатоскладчастих конструкцій, для розв'язання задач стійкості (визначення точок біфуркації, критичних навантажень і форм втрати стійкості, що супроводжуються так званним проклацуванням (snap-through buckling) [7], застосовуються чисельні методи розрахунку, що базуються на принципі мінімуму потенційної енергії системи. По аналогії, стійкість рівноваги КПО може визначатися як  $J \equiv (\partial^2 \Pi) / (\partial [D]^2)$ , де  $J$  — визначник матриці Якобі (якобіан),  $\Pi$  — загальна потенційна енергія моделі,  $[D]$  — матриця вузлових переміщень [6]. За умови  $J > 0$  конструкція знаходиться в стійкій рівновазі, а при  $J = 0$  — в нестійкій. В останньому випадку критичне навантаження призводить до появи точки біфуркації, тобто до можливості утворення декількох форм втрати стійкості. Стосовно до досліджуваної КПО, при повторному згинанні кусково-ламаного профілю можливість утворення нових форм втрати стійкості значно нижче, ніж в оболонці з синусоїдальним профілем. Це пояснюється тим, що поява локальної втрати стійкості при складанні відбувається в зонах стоншування матеріалу оболонки в вершинах гофрів, що мають більш локальний характер при меншому радіусі згинання.

Наведені результати розробки ілюструють можливість створення металевих несучих оболонкових конструкцій, які можуть бути доставлені на навколосезну орбіту в компактному стані і з мінімальними витратами енергії перетворені до проектних розмірів. Використання описаних

конструкцій в космічній техніці дозволяє перейти на новий якісний рівень при проведенні наукових експериментів, пов'язаних з зовнішньокорабельною діяльністю, при виготовленні корпусних конструкцій орбітальних станцій, і в перспективі може мати місце при створенні довготривалих споруд на місячній поверхні.

## Висновки

1. Представлено алгоритм розрахунку конструктивної схеми зварної багатосекційної КПО космічного призначення, що дозволяє визначити її геометричні параметри. Проведена розрахунково-аналітична оцінка взаємозв'язку фізико-механічних характеристик матеріалу КПО з параметрами гофрування і отриманий висновок про перевагу застосування нержавіючої сталі AISI321.

2. Визначено параметри процесу імпульсного мікроплазмового зварювання конічних оболонок з нержавіючої сталі (погонна енергія  $Q_p = 17,5$  Дж/мм, частота імпульсного струму  $f_{pc} = 200$  Гц і відношення часу імпульсу струму до тривалості циклу 0,75), що дозволяють забезпечити міцність зварних швів на рівні 0,9 міцності основного металу із забезпеченням їх вакуумної щільності.

3. Показано, що модифікація поверхні тонкостінних оболонок з нержавіючої сталі дозволяє підвищити стійкість КПО космічного призначення без зміни їх маси і компактності. Модифікація термооптичних властивостей поверхні шляхом нанесення багатослоєвих покриттів  $Al/Al_2O_3$  з сумарною товщиною 525 нм методом електронно-променевого осадження дозволяє знизити деформативність багатосекційної КПО від радіаційного нагріву в 1,45 рази.

4. Підтверджено можливість повної зворотної трансформації багатосекційної КПО без локальної втрати стійкості.

5. Розроблені технології можуть бути використані при створенні несучих стрижневих і оболонкових конструкцій космічного призначення.

## Список літератури

1. (2017) Bigelow Aerospace. *The Bigelow Expandable Activity Module (BEAM)*. Available at: <https://bigelowaerospace.com/pages/beam/> [Accessed 27 Dec. 2017].
2. Viquerat, A., Schenk, M., Sanders, B., Lappas, V. J. (2014) Inflatable Rigidisable Mast for End-of-Life Deorbiting System. *European Conference on Spacecraft Structures, Materials and Environmental Testing (SSMET) 2014, April 1–4, Braunschweig, Germany*.
3. Патон Б. Е., Самилов В. Н., Гончар О. Ю. и др. (1999) Преобразуемые цельносварные металлические конструкции. *Автоматическая сварка*, **10**, 81–85.
4. Патон Б. Е., Лобанов Л. М., Самилов В. Н. и др. (2006) Расчет и особенности технологии изготовления крупногабаритной сварной конструкции преобразуемого объема. *Там же*, **7**, 3–12.
5. Лобанов Л. М., Волков В. С. (2015) Особенности изготовления тонкостенных сварных конструкций преобразуемого объема космического назначения. *Там же*, **1**, 33–39.



6. Lobanov, L.M., Volkov, V.S., Yakimkin, A.V., Savitsky, V.V. (2016) Functional characteristics improvement of metal transformable-volume structures for space applications. *Journal of Aerospace Technology and Management*, **8**, 55–62. doi:10.5028/jatm.v8i1.529
7. Ario, I., Watson, A. (2009) Structural stability of multi-folding structures with contact problem. *Journal of Sound and Vibration*, **1-2**, 263–282. doi:10.1016/j.jsv.2009.01.057
3. Paton, B.E., Samilov, V.N., Gonchar, O.Yu. et al. (1999) Transformable all-welded metal structures. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 81-85 [in Russian].
4. Paton, B.E., Lobanov, L.M., Samilov, V.N. et al. (2006) Design and features of fabrication technology of a large-sized transformable shell structure. *The Paton Welding J.*, **7**, 2-10.
5. Lobanov, L.M., Volkov, V.S. (2015) Peculiarities in manufacture of thin-walled welded transformable-volume structures for space application. *Ibid.*, **1**, 29-34.
6. Lobanov, L.M., Volkov, V.S., Yakimkin, A.V., Savitsky, V.V. (2016) Functional characteristics improvement of metal transformable-volume structures for space applications. *J. of Aerospace Technol. and Management*, **8**, 55-62. doi:10.5028/jatm.v8i1.529
7. Ario, I., Watson, A. (2009) Structural stability of multi-folding structures with contact problem. *J. of Sound and Vibration*, **1-2**, 263-282. doi:10.1016/j.jsv.2009.01.057

## References

1. (2017) Bigelow Aerospace. *The Bigelow Expandable Activity Module* (BEAM). <https://bigelowaerospace.com/pages/beam/>
2. Viquerat, A., Schenk, M., Sanders, B., Lappas, V.J. (2014) Inflatable rigidisable mast for end-of-life deorbiting system. In: *Proc. of Europ. Conf. on Spacecraft Structures, Materials and Environmental Testing (SSMET) 2014 (April 1-4, 2014, Braunschweig, Germany)*.

## ТОНКОСТЕННЫЕ СВАРНЫЕ КОНСТРУКЦИИ ПРЕОБРАЗУЕМОГО ОБЪЕМА КОСМИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Л. М. ЛОБАНОВ, В. С. ВОЛКОВ

ІЭС ім. Е. О. Патона НАН України. 03150, г. Київ, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследованы рациональные методы построения металлических преобразуемых оболочек с целью создания конструкций космического назначения. Выполнено математическое моделирование движения нейтральной поверхности оболочки конструкции преобразуемого объема (КПО), результат которого использован для задания эталонной поверхности при кинематическом моделировании ее напряженно-деформированных состояний в процессе компактного складывания. Определены параметры процесса сварки тонких оболочек из нержавеющей стали, позволяющие обеспечить максимальное приближение физико-механических свойств сварных соединений к аналогичным свойствам основного металла с обеспечением их вакуумной плотности. Разработаны способы модификации поверхности тонкостенных металлических оболочек из нержавеющей стали, позволяющие повысить запас устойчивости КПО космического назначения без изменения их массы и компактности. Экспериментально подтверждена возможность и сформулированы условия устойчивости полной обратной трансформации многосекционной КПО конического типа. Библиогр. 7, рис. 12.

*Ключевые слова:* разворачиваемые конструкции, тонкие оболочки, микроплазменная сварка, микроструктура и металл шва, инженерия поверхности

## THIN-WALLED WELDED TRANSFORMABLE-VOLUME STRUCTURES OF SPACE PURPOSE

L.M. LOBANOV, V.S. VOLKOV

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 rational methods of construction of metal transformable shells with the aim of creation of the space-purpose structures were investigated. The mathematical modeling of the neutral shell surface of the transformable-volume structure (TVS) was performed, the result of which was used to set the reference surface at the kinematic modeling of its stress-strain states during a compact folding. The parameters of the process of welding thin shells of stainless steel were determined, guaranteeing the maximum approaching of physico-mechanical properties of welded joints to similar properties of the base metal, thus providing their vacuum density. The methods of modification of surface of thin metal shells of stainless steel, which allow improving the safety margin of TVS of space purpose without changing their mass and compactness were developed. The possibility was experimentally confirmed and the conditions of stability of complete reverse transformation of a multisectional conical-type TVS were formulated. 7 Ref., 12 Fig.

*Keywords:* unfolding structures, thin shells, microplasma welding, microstructure and weld metal, surface engineering

Надійшла до редакції 22.03.2018

## LOW STRESS NO DISTORTION WELDING BASED ON THERMAL TENSIONING EFFECTS

QIAO GUAN

Chinese Academy of Engineering,

Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute (BAMTRI). PO Box 863, 100024, Beijing, China.

E-mail: [guanq@cal.cn](mailto:guanq@cal.cn)

In manufacturing sheet metal formed plates, panels and shells by welding, buckling distortions become substantial especially for aerospace structures with material thickness less than 4 mm. To prevent buckling, Low Stress No Distortion (LSND) welding techniques have been pioneered and developed at the Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute. These innovative techniques have been applied successfully in manufacturing aerospace structural components. In this paper, the mechanisms of LSND welding techniques using either the whole cross-sectional thermal tensioning effect or the localized thermal tensioning effect are described and summarized in detail. The basic idea of LSND welding techniques is to perform active in-process control of inherent plastic (incompatible) strains and stresses formation during welding to achieve distortion-free results so that no costly post weld reworking operations for distortion correction is required. Emphasis is given to the finite element analysis to predict and optimize the localized thermal tensioning technique with a trailing spot heat sink coupled to the welding heat source. Selection of parameters for engineering solution are recommended. 21 Ref., 1 Tabl., 15 Fig.

*Keywords: welding residual stress, low stress no distortion welding, buckling distortion, thermal tensioning, temperature gradient stretching, finite element analysis*

**Introduction.** Buckling distortions are more pronounced than any other form of welding distortion in manufacturing thin-walled structures, and they are the main troublesome problem in sheet metal fabrication where fusion welding is applied, especially for aerospace structures such as sheet metal formed airframe panels, fuel tanks, shells of engine cases, etc., where thin sheet materials of less than 4 mm thickness are widely used. Buckling distortions affect the performance of welded structures in a great many ways. During the past decades efforts have been made and progress has been achieved in solving buckling problems by experts in the welding science and technology field world-wide. Many effective methods for removal, mitigation and prevention of buckling distortions adopted before welding, during welding or after welding have been successfully developed and widely applied in industries [1, 2]. Over the past 25 years, authors at the Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute (BAMTRI) have devoted their efforts to achieve distortion-free results in manufacturing thin-walled aerospace structural components by implementing active in-process control of inherent residual plastic strain formation during welding without having to undertake costly reworking operations for distortion correction after welding [3]. Extensive research and development studies to explore Low Stress No Distortion (LSND) welding techniques were carried out at BAMTRI.

Two innovative methods of LSND welding techniques have been developed for industrial application: one is based on the whole cross-section thermal tensioning effect [4], the other is based on the localized thermal tensioning effect [5].

**Buckling Distortions.** The nature of buckling is mostly a phenomenon of loss of stability of thin elements under compressive stresses. Buckling distortions caused by longitudinal welds either in plates, panels or in shells are mainly dominated by longitudinal compressive residual stresses induced in areas away from the weld. Fig. 1, *a, b* show the typical patterns of buckled components. The mechanism of buckling in weldments lies in the action of inherent residual plastic (incompatible) strains formed during welding.

Losing stability, the buckled plate (Fig. 1, *a*) is released from an unstable flat position of high potential energy with the maximum level of residual stress distribution after conventional welding (Fig. 1, *c*) and takes a stable warped shape. Losing stability, the buckled plate reaches a state of minimum potential energy. In other words, any forced change of the stable curvature of the buckled plate will cause increase in potential energy and once the force is removed, the buckled plate will be restored to its stable position minimizing the potential energy.

For plates of thickness less than 4 mm as widely used in aerospace and modern vehicle welded structures, the value of  $\sigma_{cr}$  is much lower than the peak value of compressive stress  $\sigma_{comp\ max}$  after conventional gas tungsten arc welding (GTAW) (Fig. 1, *c*). However, the actual value  $\sigma_{cr}$  for a welded

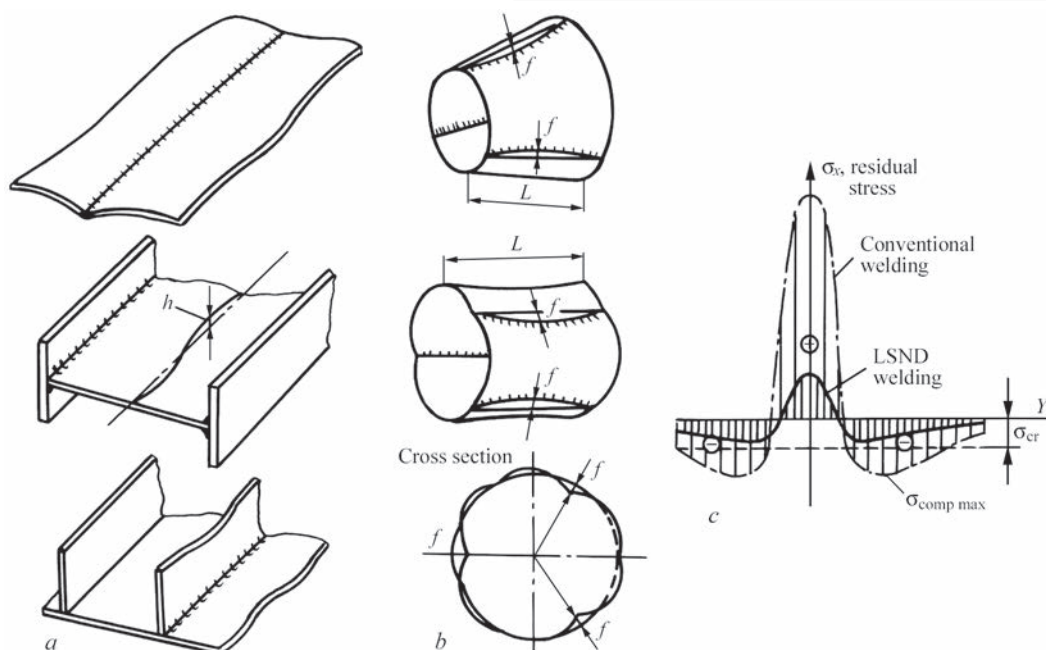


Fig. 1. Typical buckling patterns of plates, panels (a) and shells (b) with longitudinal welds; to prevent buckling, reduce  $\sigma_{comp\ max}$  to a value lower than  $\sigma_{cr}$  (c), thus achieving the low stress no distortion result

element is difficult to be solely determined either by the linear stability theory of small deformations or by the non-linear theory of large deformations in theory of plates and shells. These problems are very complex [6].

In principle, all efforts either 'passive' post-weld correction measures or 'active' in-process control methods of LSND welding to eliminating buckling aim at adjusting the compressive residual stresses to achieve  $\sigma_{comp\ max} < \sigma_{cr}$  at which buckling occurs (Fig. 1, c) by means of reduction and redistribution of the inherent residual plastic strains.

In the past decade, welding simulation and prediction by computational method has been increasingly applied in addition to classic analytical and conventional empirical procedures. Finite element method was adopted by Michaleris, Deo et al [7, 8] for analyzing buckling distortions of stiffened rectangular welded plates for shipbuilding. Shrinkage forces were obtained from a thermal elastic-plastic cross-sectional model analysis. Based on the finite element analysis for large displacements, and using an inherent shrinkage strain method, Tsai et al [9] investigate the buckling phenomena of a rectangular plate of aluminum alloy with longitudinal T stiffeners.

Buckling can be controlled by a variety of methods applied before welding, during welding, and after welding for its removal, mitigation or prevention.

Pre-tensioning can be classified in either the category of methods applied before or during welding [10]. For each particular structural design of panels, a device for mechanical tensile loading is required.

Owing to their complexity and low efficiency in practical execution, application of these methods is limited. In this respect, the thermal tensioning technique is more flexible in stiffened panel fabrication.

LSND results could be achieved during the welding process based on the thermal tensioning ( temperature gradient stretching ) effect which is produced by establishing a specific temperature gradient either in whole cross section of the plate to be welded or in a localized area in the near-arc zone. Simultaneously, restraining transient out-of-plane warpage movements of the workpiece is necessary. Differing from the 'passive' methods which have to be applied after welding once buckling is in existence, LSND welding techniques can be classified as 'active' methods for in-process control of buckling distortions with no need of reworking operations after welding.

**Thermal Tensioning Effects.** The method for low temperature stress relieving [11] is well-known in shipbuilding and vessel manufacturing industries. This technique is practiced with flame heating combined with water cooling of thicker plate sections of thickness 20...40 mm for mitigation of longitudinal residual stresses after welding. It is based on temperature gradient stretching effect induced by local linear heating and cooling parallel to the weld-line on plates. This technique is not applicable for either stress relieving or buckling removal after welding of thin-walled elements of less than 4 mm thickness where the metal sheets are not stiff enough to resist the transient out-of-plane displacement during local heating and forced cooling. But the

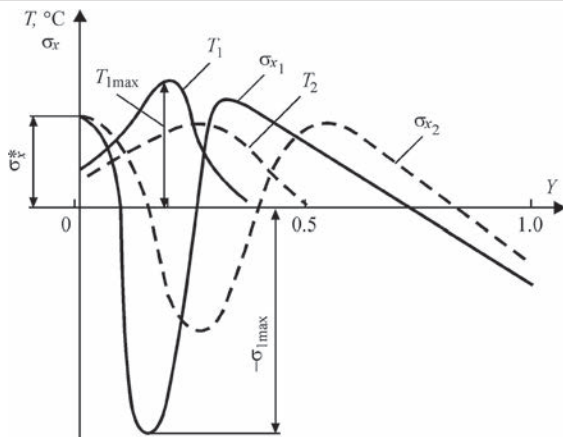


Fig. 2. Basic principle of whole cross-section thermal tensoning effect

idea of the temperature gradient stretching effect (or commonly termed thermal tensoning effect) is logically feasible for avoiding buckling of plates and shells during welding. Efforts in this direction were made during last decades [2–4, 12–14].

The basic principle of the whole cross-section thermal tensoning effect is shown in Fig. 2. Two curves ( $\sigma_{x1}$  and  $\sigma_{x2}$ ) of thermal stress distributions are created by a preset heating with the temperature profiles ( $T_1$  and  $T_2$ ) correspondingly on the thin plate. In this case, the thermal tensoning effect is defined as the value of  $\sigma_x^*$  in the plate edge of  $Y=0$  where the weld bead will be applied. For a given  $\sigma_x^*$ , the greater temperature gradient ( $\partial T_1 / \partial Y > \partial T_2 / \partial Y$ ), the higher will be the induced maximum value of compressive stress  $-\sigma_{1x,max}$ . An optimized temperature curve can be calculated mathematically for an estimated value  $\sigma_x^*$  while the value  $-\sigma_{1x,max}$  is kept below the yield stress.

Based on the results of mathematical analysis for the thermal tensoning effect, Burak et al [13,

14] conducted an experiment to control longitudinal plastic strains in weld on aluminum plate of 4 mm thickness.

Early in the 1980's, to apply the thermal tensoning effect to avoid buckling in aerospace structures of less than 4 mm thickness, a series of experiment was carried out by Guan et al [4, 12]. It has been proved by the results of repeated experiments that the Burak's scheme for the plates thicker than 4 mm is not applicable to eliminating buckling in elements of less than 4 mm thickness. The reason is that owing to the susceptibility to losing stability of the thinner elements, transient out-of-plane displacements occur in areas away from the weld zone (Fig. 3, a). The transient out-of-plane displacements outside the clamping fingers (indicated by  $P$  in Fig. 3, a) release the potential energy of the thermal plane stresses distribution. In the lost stability position, the expected preset thermal tensoning stress  $\sigma_x^*$  (Fig. 2) ceases to exist.

Progress was made in solving the above mentioned problem to improve the thermal tensoning technique and make it applicable to elements of less than 4 mm thickness especially in manufacturing aerospace structures [4]. Fig. 3, b shows the improvement in clamping systems. In conventional clamping system with 'one-point' finger fixture (indicated by  $P_1$  in Fig. 3, a), the transient out-of-plane warpages of the workpiece are inevitable, whereas, using the improved 'two-point' finger clamping system (indicated by  $P_1$  and  $P_2$  in Fig. 3, b) the desirable thermal tensoning effect in terms of  $\sigma_x^*$  (Fig. 2) can be established without transient out-of-plane warpage displacements.

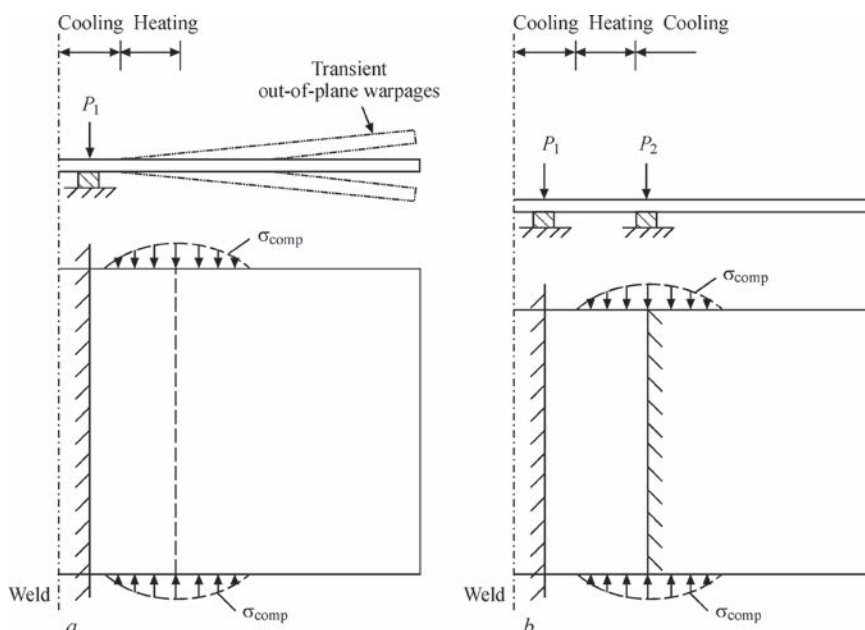
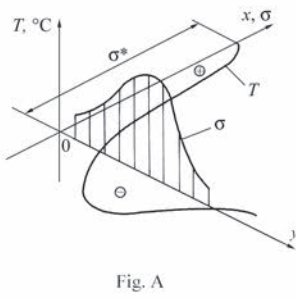
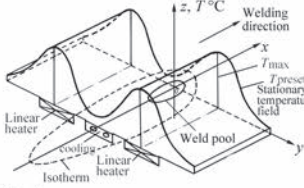
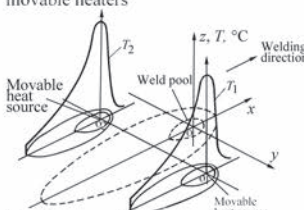
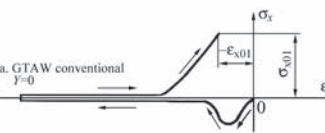
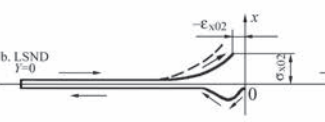
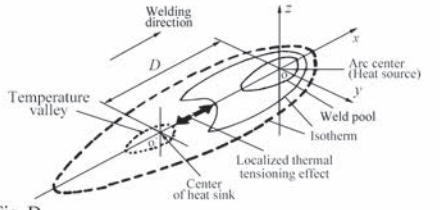
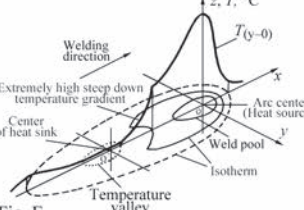
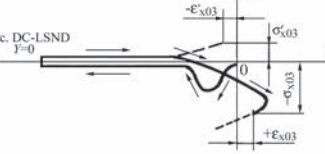


Fig. 3. Transient out-of-plane warpage displacement of workpiece in conventional clamping system (a) and its prevention in the newly improved 'two-point' fingers clamping system (b) [4]

Two categories of thermal tensoning effects

Two categories of thermal tensoning effects	Basic principles –Action of thermal tensoning effect (temperature gradient stretching)	Setup of temperatura profile	Comparison of thermo-stress–strain histories at the weld center line $Y = 0$
Entire cross-sectional thermal tensoning created by additional heating and cooling to implement LSND welding	<p>To implement Low Stress No Distortion welding the thermal tensoning effect defined as <math>\sigma^*</math> is induced at the plate edge to be welded by the temperature profile <math>T</math> (necessary condition)</p>  <p>Fig. A</p> <p>The sufficient condition to achieve LSND welding result is preventing out-of-plane displacements by applying flattening forces</p>	<p>Preset temperature profile set up by stationary linear heaters and cooling</p>  <p>Fig. B</p> <p>Transient temperature profile set up by movable heaters</p>  <p>Fig. C</p>	<p>a) For conventional GTAW at <math>Y=0</math>, the residual stress <math>\sigma_{x01}</math> and strain <math>-\epsilon_{x01}</math> approach <math>\sigma_s</math> &amp; <math>\epsilon_s</math></p>  <p>Fig. Fa</p> <p>b) In case of LSND welding at <math>Y=0</math>, the residual stress <math>\sigma_{x02}</math> and strain <math>-\epsilon_{x02}</math> can be much lower than <math>\sigma_s</math> &amp; <math>\epsilon_s</math></p>  <p>Fig. Fb</p>
Localized thermal tensoning created by use of trailing spot heat sink without additional heating	<p>To execute DC-LSND welding localized thermal tensoning is induced within a certain welding isotherm</p>  <p>Fig. D</p>	<p>Extremely high-temperature gradient is induced between heat source and heat sink</p>  <p>Fig. E</p>	<p>c) For DC-LSND welding at <math>Y=0</math>, the sign of residual stress <math>\sigma_{x03}</math> and strain <math>\epsilon_{x03}</math> are alterable depending on the steepness of the temperature gradient</p>  <p>Fig. Fc</p>

As an active in-process control method, this improved technique is more widely acknowledged as LSND welding method for thin materials [3, 4]. It is worthwhile to note, that the LSND welding technique as an active in-process control method is replacing the formerly adopted passive measures for buckling removal after welding in most cases in aerospace engineering in China.

To create the whole cross-section thermal tensoning effect along the plate edges to be welded, the temperature profile can be built up either statically as a preset temperature field by stationary linear heaters arranged underneath the workpiece parallel to the weld direction or as a transient temperature field built up by two movable heating devices on both sides of the weld and synchronously traveling with the welding torch [15]. The LSND welding techniques can be implemented in either of the two ways.

In a broad sense of the term ‘thermal tensoning’, the effect can be created not only in the longitudinal direction of the weld to control the longitudinal plastic strains in weld zone, but the effect in mitigating the transverse shrinkage of the weld could also be utilized for hot-cracking prevention [16]. Furthermore, manipulating the combination of heat sources and heat sinks, the thermal tensoning effect as well as the thermal compressing effect could also be established properly for specific purposes. Mitigating residual stresses

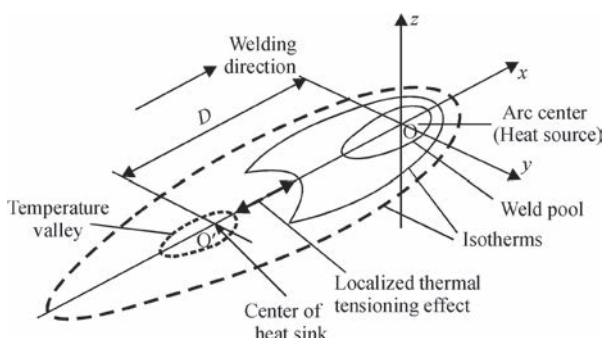


Fig. 4. Localized thermal tensoning effect (shown by heavy arrows) induced by a trailing spot heat sink coupled to the welding arc in a distance  $D$  behind

in Al-Li repair welds [17] is an example in applying the alternative options of thermal tensoning effect.

The thermal tensoning effects can be classified into two categories: one is created in an entire cross-section of plate ( whole cross-section thermal tensoning ) using additional heating and cooling as mentioned above, the other is created in a localized zone limited to a near arc high temperature area within a certain isotherm induced solely by welding arc without any additional heating ( localized thermal tensoning ), as classified in the table.

For the localized thermal tensoning a source-sink system — a heat sink coupled with welding heat source, could be utilized (Fig. 4).

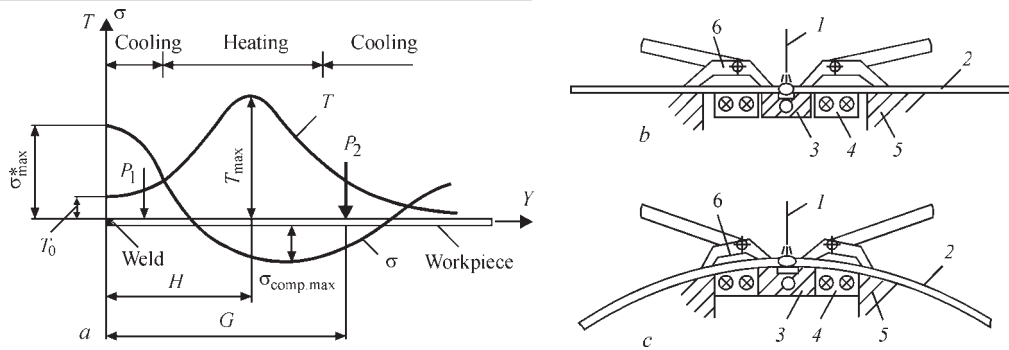


Fig. 5. Basic principle for implementation of LSND welding (a), clamping jigs for longitudinal weld in plates (b) and cylindrical shells (c) [4]: 1 — arc; 2 — workpiece; 3 — water-cooling backing bar; 4 — linear heaters; 5 — supporting mandrel; 6 — 'two-point' finger clamping system

**Whole Cross-Sectional Thermal Tensioning — LSND Welding.** To satisfy the stringent geometrical integrity requirements and ensure dimensionally consistent fabrication of aerospace structures, LSND welding technique for thin materials, mainly for metal sheets of less than 4 mm thickness, was pioneered and developed early in 1980's at the Beijing Aeronautical Manufacturing Technology Research Institute [4, 12]. This technique was aimed to provide an in-process active control method to avoid buckling distortions based on the whole cross-section thermal tensioning effect.

Fig. 5. shows schematically the basic principle for practical implementation of LSND welding [4]. The thermal tensioning effect with the maximum tensile stress  $\sigma_{max}^*$  in the weld zone (Fig. 5, a) is formed due to the cooling contraction of the zone 1 by water-cooling backing bar underneath the weld and the heating expansion of zone 2 on both sides adjacent to the weld by linear heaters. Both the curve  $T$  and curve  $\sigma$  are symmetrical to the weld centerline. The higher

$\sigma_{max}^*$ , the better will be the results of controlling buckling distortions.

It is proved by experiments and engineering applications, that the thermal tensioning effect is the necessary condition for LSND welding of materials of less than 4 mm thickness, whereas the sufficient condition is the prevention of transient out-of-plane displacements by applying flattening forces in 'two-point' finger clamping systems shown by  $P_1$  and  $P_2$  in Fig. 5, a. The selected curve  $T$  is mainly determined by:  $T_{max}$ ,  $T_0$  and  $H$  — distance of  $T_{max}$  to the weld centerline. The thermal tensioning effect  $\sigma_{max}^*$  becomes stronger as the temperature gradient ( $T_{max} - T_0$ ) increases while  $H$  decreases. The optimization of  $\sigma_{max}^*$  and technological parameters such as  $H$  etc. can be implemented computationally using FEA and verified experimentally. Fig. 5 shows schematic views of practical implementation of LSND welding method and apparatus for longitudinal joints in flat plates (Fig. 5, b) and cylindrical shells (Fig. 5, c).

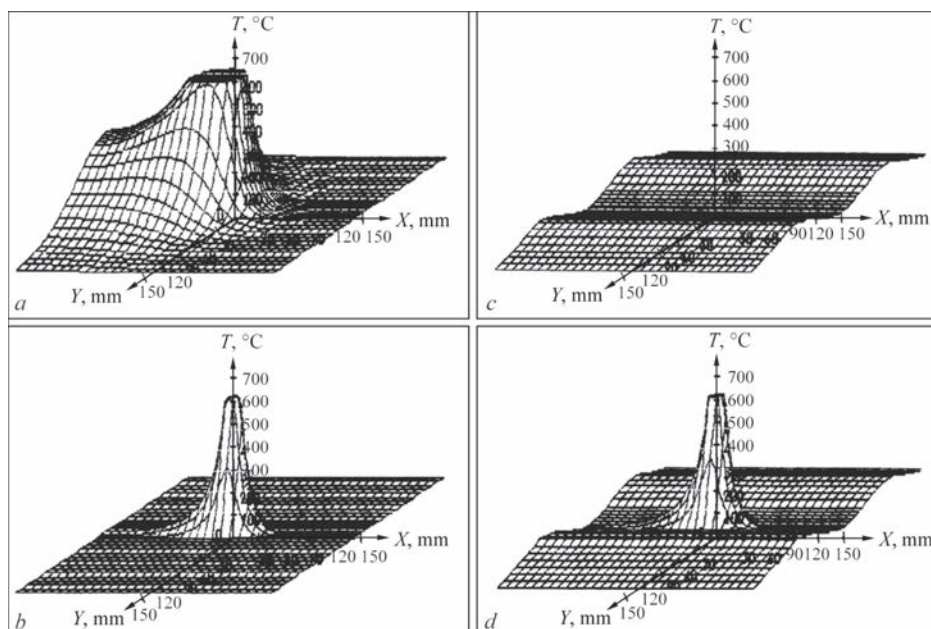


Fig. 6. Temperature fields on thin plate of conventional GTAW (a), GTAW on copper backing bar with intensive heat transfer (b), preset temperature field (c) and temperature field for LSND welding (d)

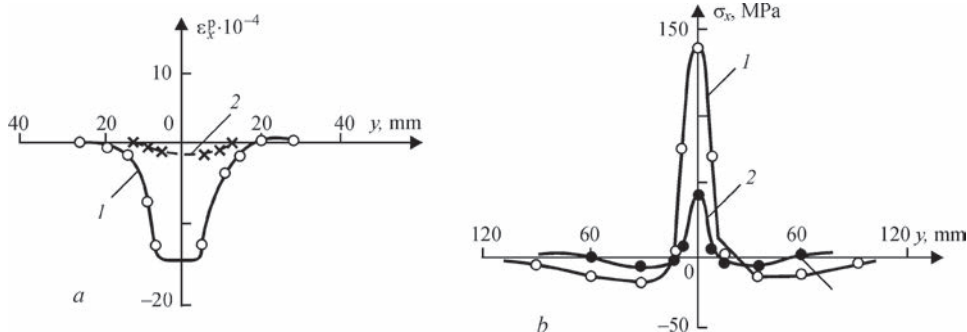


Fig. 7. Comparisons between experimentally measured inherent strains  $\varepsilon_x^p$  (a) and residual stresses  $\sigma_x$  (b) distributions after conventional GTAW (curve 1) and LSND welding (curve 2) of aluminum plate of 1.5 mm thick [3, 12]

The typical temperature field in GTA welding of thin plate is shown schematically in Fig. 6, a. Actually, in engineering practice, the GTAW of longitudinal weld on thin plate is performed in a longitudinal seam welder. Workpieces are rigidly fixed in a pneumatic finger-clamping system with copper backing bar on mandrel support. Owing to the intensive heat transfer from workpiece to copper backing bar, the temperature field is different from the normal shape and takes a narrowed distribution as shown in Fig. 6, b. To implement LSND welding, additional preset temperature field as shown in Fig. 6, c is formed by heating and cooling. Therefore, the LSND welding temperature field shown in Fig. 6, d results by superposition of the temperature fields of Fig. 6, b, c.

For clearer quantitative assessment of LSND welding technique, a systematic investigation was carried out [3, 12]. Fig. 7 shows comparisons between the experimentally measured inherent strain  $\varepsilon_x^p$  distributions (Fig. 7, a) and residual stress  $\sigma_x$  distributions (Fig. 7, b) after conventional GTAW (curve 1) and LSND welding (curve 2) of aluminum plate of 1.5 mm thick. Reductions of either  $\varepsilon_x^p$  or  $\sigma_x$

are obvious (as indicated by curve 2 in comparison with curve 1).

The photographs in Fig. 8 show that the specimens of either stainless steel (Fig. 8, a) or aluminum alloy (Fig. 8, b) welded conventionally (upper photo) are severely buckled in all cases. But the specimens welded by use of LSND welding (lower photo) are completely buckle-free and as flat as before welding.

Comparisons are also given in Fig. 8, c, d between the results of measured deflections  $f$  on specimens of 1.6 mm thick welded conventionally using GTAW and those welded using LSND welding technique for stainless steel (Fig. 8, c) and aluminum alloy (Fig. 8, d). Completely buckle-free ( $f=0$ ) results were achieved while the optimized technological parameters for LSND welding techniques were selected.

As demonstrated above, designers and manufacturers who suffer from problems of buckling could now adopt a new idea that buckling is no longer inevitable with LSND welding technique. Buckling can be prevented completely and residual stresses can be reduced significantly or controlled to a level lower than  $\sigma_{cr}$  at which buckling occurs.

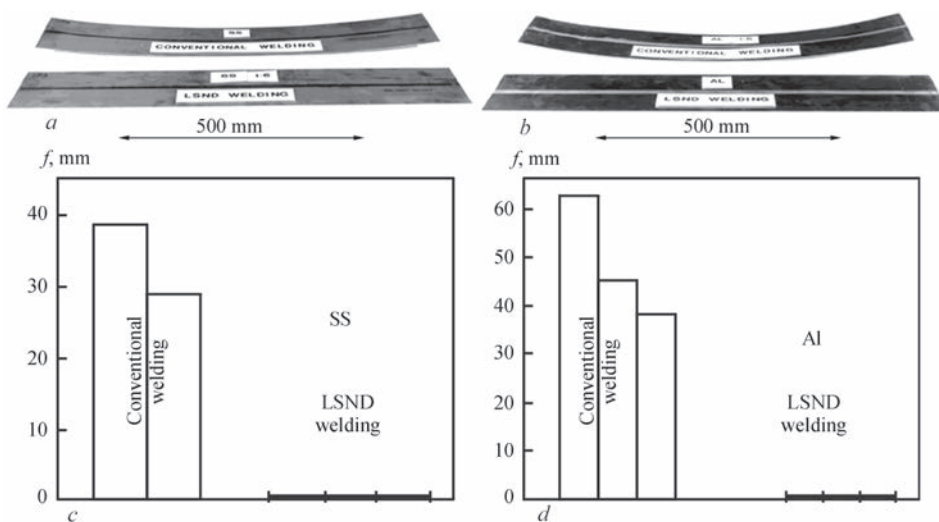


Fig. 8. Specimens of 1.6 mm thick, 1000 mm long, of stainless steel (a) and aluminum alloy (b) welded by conventional GTAW, severely buckled (upper), and welded by LSND welding, buckle-free (lower). Completely buckle-free results ( $f=0$ ) can be achieved using optimized LSND welding technique on both stainless steel (c) and aluminum alloy (d) specimens of 1.6 mm thick

Successful results in preventing buckling distortions were achieved in manufacturing thin-walled jet engine cases of nickel base alloys, stainless steels as well as rocket fuel tanks of aluminum alloys where the acceptable allowance of residual buckling deflections  $f$  at a weld length of  $L$  should be limited to the ratio of  $f/L < 0.001$  [18].

**Localized Thermal Tensioning — LSND Welding with a Trailing Spot Heat Sink.** Over the past 10 years, progress has been made in seeking active in-process control of welding buckling to exploit a localized thermal tensioning technique using a trailing spot heat sink. The heat sink moving synchronously with the welding arc creates an extremely high temperature gradient along the weld bead within a limited area of high temperature zone close to the weld pool (Fig. 4). This technique was entitled «Dynamically Controlled Low Stress No Distortion welding method» (DC-LSND) [5, 18, 19]. In this innovative method, the preset heating (as shown in Fig. 5, *a*) is no longer necessary. The formation of specific inverse plastically stretched inherent strains  $\varepsilon_x^p$  in the near arc zone behind the welding pool is dynamically controlled by a localized trailing thermal tensioning effect induced between the welding heat source and the spot heat sink along the weld bead (Fig. 4).

Device for engineering implementation of the DC-LSND welding technique was designed and further developed at BAMTRI as shown schematically in Fig. 9 [5].

With this device attached to the welding torch, an atomized cooling jet of the trailing spot heat sink impinges directly on the just solidified weld bead. Liquid coolant, such as  $\text{CO}_2$ , Ar,  $\text{N}_2$  or water, could be selected for atomized cooling jet. Atomizing the liquid coolant is essential to improve the efficiency of intensive cooling rather than using liquid jet directly impinging the weld bead. To protect the arc from the possible interference of the cooling media, there is a co-axial tube to draw the vaporized media

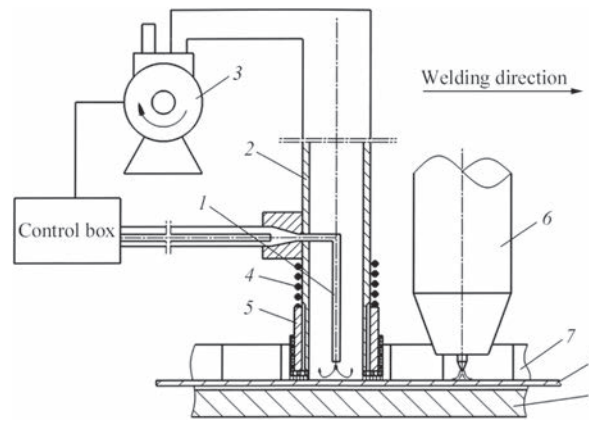


Fig. 9. Specially designed device for buckle-free DC-LSND welding of thin-walled elements [5]: 1 — nozzle for atomized cooling jet of liquid media; 2 — co-axial tube to draw the vaporized coolant; 3 — vacuum pump; 4 — spring; 5 — axle over-sleeve tube; 6 — GTA welding torch; 7 — clamping fingers; 8 — workpiece; 9 — beneath weld backing bar

out of the zone nearby the arc. The technological parameters for the trailing spot heat sink and all the welding procedures are automatically synchronously-controlled with the GTAW process. The dominating factors: the distance between the heat source and the heat sink, the intensity of the cooling jet can be selected properly to reach a buckle-free result.

In systematic investigations, finite element analysis with a model of cooling jet impinging the weld bead surface is combined with a series of experimental studies [19–21]. Comparisons between the temperature fields on conventional GTA welded titanium plate and on plate welded using DC-LSND technique are given in Fig. 10.

In this case, DC-LSND welding was carried out using the same parameters as in conventional GTA welding. The flow rate of cooling medium (atomized water) was selected at 2.5 ml/s. The distance between the arc and cooling jet were regulated from 80 mm to 25 mm. It can be seen clearly (Fig. 10, *b, d*) that in DC-LSND welding there is a deep temperature valley formed by the cooling jet behind the weld pool. An extremely high temperature gradient from the peak to

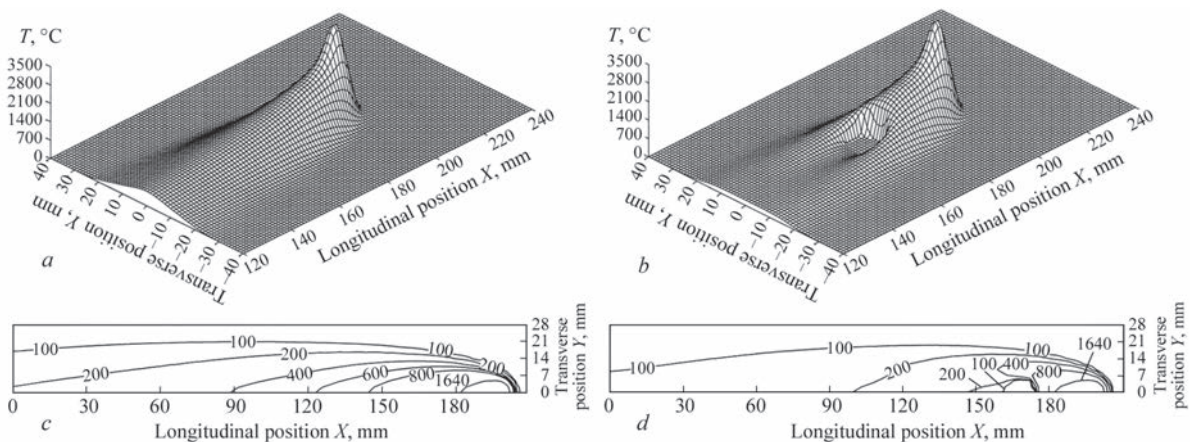


Fig. 10. Temperature fields and isotherms on Ti-6Al-4V (2.5 mm thick) plate [20], welding parameters: 200 A, 12 V, 12 m/h; *a, c* — conventional GTA welding on copper backing bar; *b, d* — DC-LSND welding



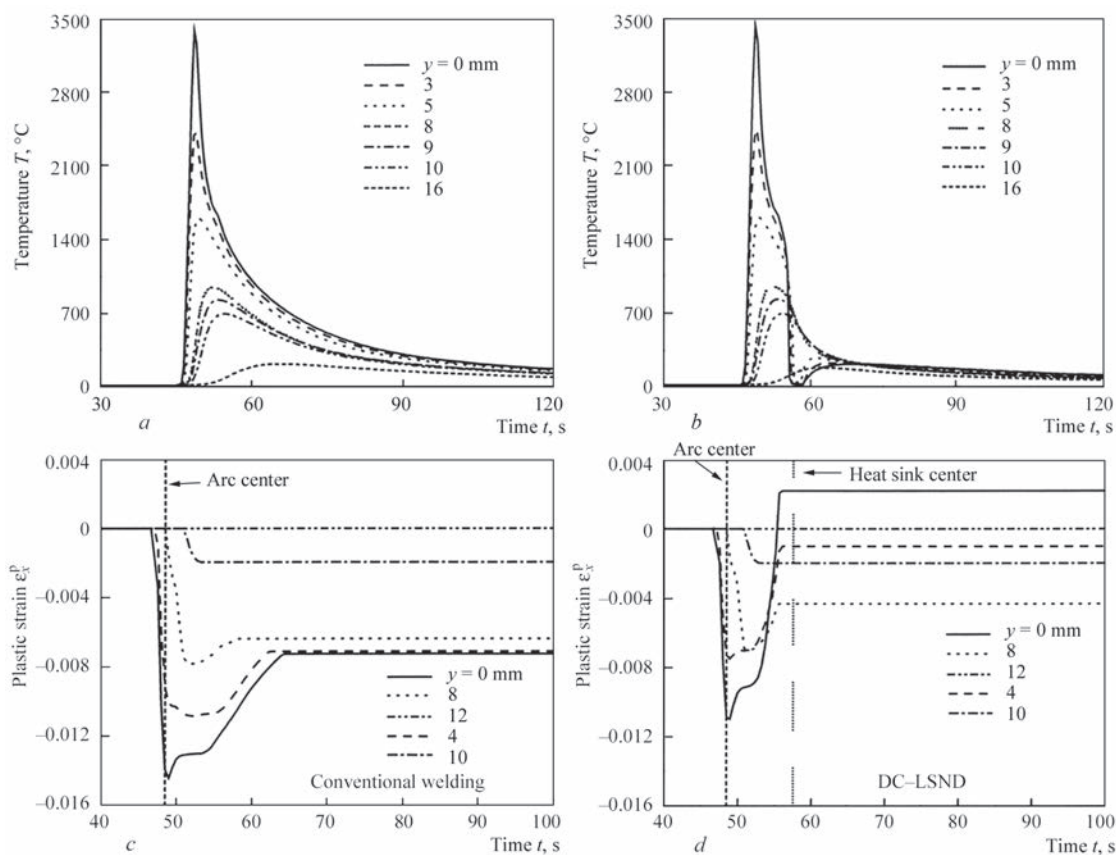


Fig. 11. Comparisons of thermal cycles (*a, b*) and transient plastic strain cycles (*c, d*) between conventional GTAW (*a, c*) and DC-LSND welding (*b, d*) [20]

the valley is created. The 800 °C and 400 °C isotherms in front of the heat sink are severely distorted pushing forward closer to the weld pool (Fig. 10, *d*).

The abnormal thermal cycles by DC-LSND welding (Fig. 11, *b*) produce correspondingly the abnormal thermo-elastic-plastic stress and strain cycles (Fig. 11, *d*) in comparison with the cycles formed by conventional GTAW (Fig. 11, *a, c*). Obviously, the localized thermal

tensioning effect is acting only within a limited zone behind the weld pool.

It can be seen also from Fig. 11, *d*, that behind the arc, the compressive plastic strains formed before in the just solidified weld zone can be compensated properly by the inherent tensile plastic strains in the area of temperature valley (Fig. 11, *d*).

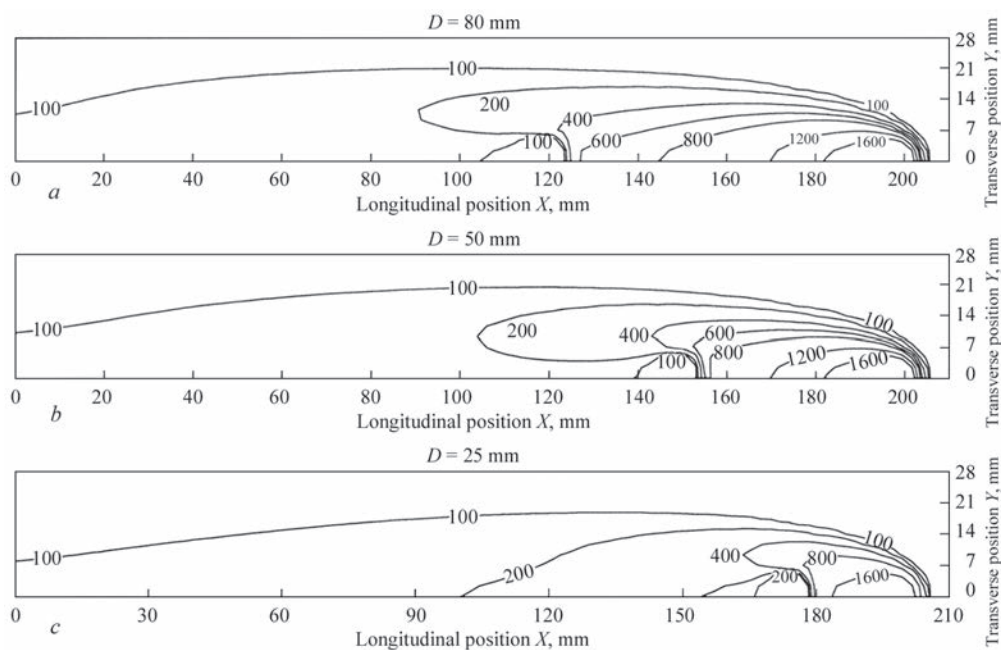


Fig. 12. Isotherms on titanium plate with different distance  $D$  between the arc center and the cooling jet center [20]

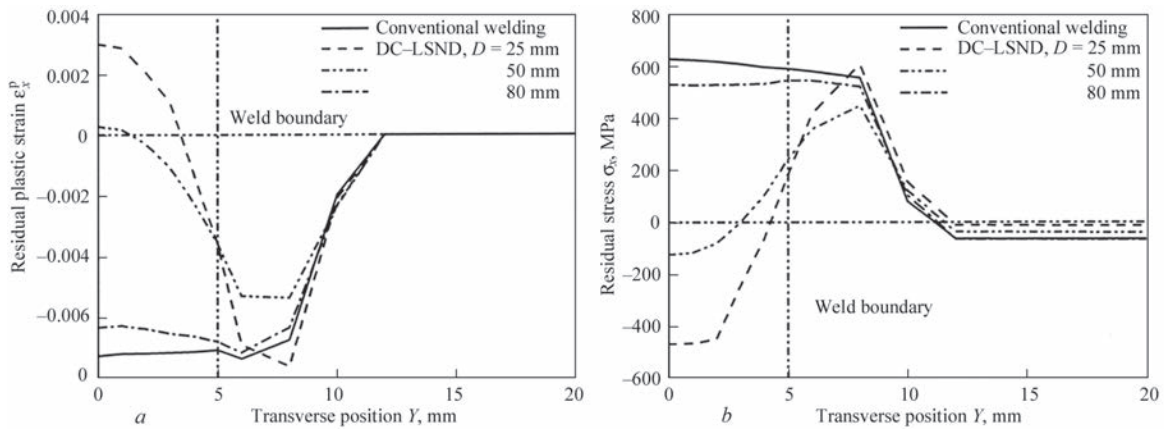


Fig. 13. Residual strain  $\varepsilon_x^p$  (a) and stress  $\sigma_x$  (b) distributions in cross-section of the weld on titanium plate welded conventionally and using DC-LSND welding technique [21]

In DC-LSND welding, both the value of inherent plastic strains and the width of its distribution can be controlled quantitatively by selecting the proper technological parameters: the distance  $D$  between the welding heat source and the heat sink (Fig. 12) as well as the intensity of the heat sink.

Fig. 13 shows the residual strain (a) and stress (b) distributions in cross-section of the weld on titanium plate. Comparisons are given between conventional welding (shown by solid line) and DC-LSND welding with different distance  $D = 25$  mm, 50 mm, 80 mm (Fig. 12). For a selected intensity of heat sink, the closer the heat sink to the heat source (the shorter the distance  $D$ ), the stronger is the localized thermal tensioning effect. For example, at the distance  $D = 25$ , the residual plastic inherent strain  $\varepsilon_x^p$  on the weld centerline even changes its sign from negative to positive (Fig. 13, a), and the residual stress on the weld centerline changes from tensile to compressive correspondingly (Fig. 13, b).

Fig. 14 gives some typical examples from the systematic investigation program. As shown in Fig. 14, a, the peak tensile stress in weld on mild steel plate welded using conventional GTAW reaches 300 MPa (curve 1) and the maximum compressive stress in the peripheral area is about 90 MPa which causes buckling with deflections more than 20 mm in the center of specimen of 500 mm long. In the case of DC-LSND welding the patterns of residual stress distribution (curves 2, 3, 4) alter dramatically with different technological parameters, even with the compressive residual stresses in the centerline of the weld. The reason is that the shrinkage induced by the great temperature gradient between the arc and the cooling jet tends not only to compensate the welding compressive plastic strains but also to alter the sign of residual strain to its opposite. Results show that the distance  $D$  has more significant influence on both  $\varepsilon_x^p$  and  $\sigma_x$  in controlling buckling on thin materials. After DC-LSND welding, the specimens are completely buckle-free and as flat as original before welding.

Similar results were obtained as shown in Fig. 14, b, c on stainless steel and aluminum plates. Based on the experimental investigations and FEA results, the recommended parameters for engineering application of DC-LSND welding are given in Fig. 15 (for the

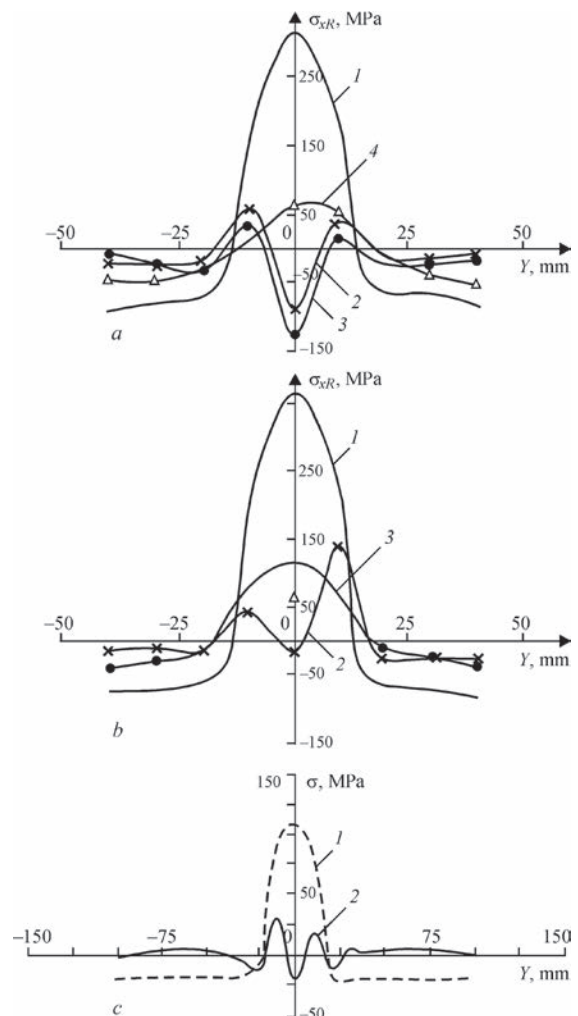


Fig. 14. Measured residual stress distributions on plates 1 mm thick mild steel (a), stainless steel (b) and 2 mm thick aluminum alloy (c) welded using conventional GTAW (curve 1) and by use of DC-LSND welding technique (2 —  $D = 25$  mm, 3 — 50 mm, 4 — 80 mm) [19]

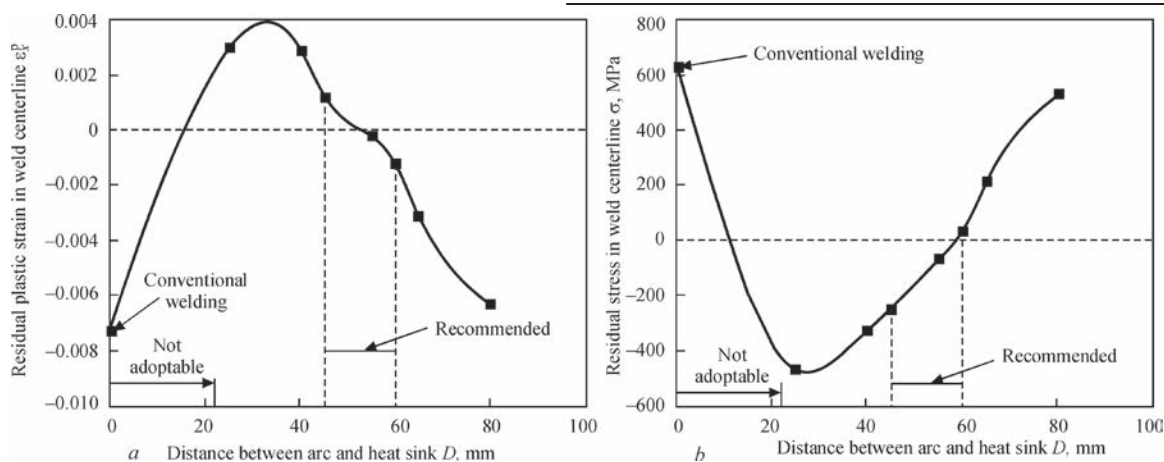


Fig. 15. The peak value of residual plastic strain  $\epsilon_x^p$  in weld centerline (a) and residual stress  $\sigma_x$  in weld centerline (b) as function of distance  $D$  (according to Fig. 13)

case of titanium plate examined according to Fig. 10) to achieve buckle-free results.

Metallurgical and mechanical examinations show that the cooling jet medium gives no noticeable influence on the titanium weld joint properties. Actually the cooling jet is impinging directly on the solidified weld bead at a temperature less than 400 °C as shown by the distorted abnormal isotherm of 400 °C in front of the heat sink.

Recent progress in numerical simulation of welding phenomena offers researchers powerful tools for studying in more detail of welding thermal and mechanical behaviors. These tools allow for the prediction of precise control of the abnormal temperature fields and therefore the abnormal thermal elastic-plastic cycles created by the possible variable combinations of the heat source-heat sink welding techniques. It is expected that a variety of coupled heat source-heat sink processes are feasible for not only welding distortion controlling but also defect-free welds. For example, the device for trailing spot heat sink can be attached not only to the GTAW torch but also could be coupled to other heat sources like laser beam or friction stir welding tool to control distortion, and to improve joint performances as well.

### Conclusions

1. LSND welding techniques for thin materials can be implemented using either the whole cross-sectional thermal tensioning effect or the localized thermal tensioning effect.

2. Basic principles and mechanism of LSND welding techniques are clarified through experimental studies and theoretical analyses with FEA.

3. For LSND welding using the whole cross-sectional thermal tensioning, the necessary condition is to create an adequate temperature profile coupled to the welding temperature field whereas its sufficient condition is to keep the thin plate elements in a plane position without any transient loss of stability during welding.

4. In executing DC-LSND welding technique using localized thermal tensioning, the dominating technological parameters are: the distance between the heat source and the heat sink and the intensity of the heat sink. For engineering solution and industrial application, optimized technological parameters are recommended based on FEA results.

5. Both LSND welding techniques have been applied successfully in sheet metal industries to satisfy the stringent geometrical integrity requirements especially to ensure dimensional consistent fabrication of aerospace components.

### Acknowledgments

This paper summarizes the main results of a series of research projects supported by the National Natural Science Foundation of China under Contract No. IX-85343 and the Foundation for Aerospace Science and Technology of China under Contracts No. 87625003, No. 98H25002. The author would like to express his gratitude to BAMTRI for the constant support to develop the LSND welding techniques and promote their industrial applications.

### References

1. Terai, K. (1978) Study on prevention of welding deformation in thin-skin plate structures. *Kawasaki Technical Review*. (61): 61-66.
2. Masubuchi, K. (1980) *Analysis of welded structures*. Oxford, Pergamon Press.
3. Guan, Q. (1999) A survey of development in welding stress and distortion control in aerospace manufacturing engineering in China, *Welding in the World*, 43(1): 14-24.
4. Guan, Q., Guo, D. L. et al. (1987) *Method and apparatus for low stress no-distortion welding of thin-walled structural elements*. Original Chinese patent 87100959.5. 1988. International patent specification No PCT/GB88/00136.
5. Guan, Q., Zhang, C. X. et al. (1993) *Dynamically controlled low stress no-distortion welding method and its facility*. Chinese patent 93101690.8.
6. Zhong, X. M., Murakawa, H. and Ueda, Y. (1995) Buckling behavior of plates under idealized inherent strain. *Transactions of JWRI*. 24(2): 87-91.
7. Michaleris, P. et al. (1999) Minimization of welding residual stress and distortion in large structures. *Welding Journal*. 78(11): 361-s to 366-s.

8. Deo, M. V., Michaleris, P. (2003) Mitigating of welding induced buckling distortion using transient thermal tensioning. *Science and Technology of Welding and Joining*. 8(1): 49-54.
9. Tsai, C. L. et al. (1999) Welding distortion of a thin-plate panel structure. *Welding Journal*. 78(5): 156-s to 165-s.
10. Paton, B. E. et al. (1989) Fabrication of thin-walled welded large panels of high strength aluminum alloys. *Avt. Svarka*. (10) (in Russian).
11. Radaj, D. (1992) *Heat effects of welding: temperature field, residual stress, distortion*. Berlin, Springer-Verlag.
12. Guan, Q. et al. (1990) Low stress no-distortion (LSND) welding — a new technique for thin materials. *Transactions of Chinese Welding Society*. 11(4): 231-237 (in Chinese).
13. Burak, Ya. I. et al. (1977) Controlling the longitudinal plastic shrinkage of metal during welding. *Avt. Svarka* (3): 27-29.
14. Burak, Ya. I. et al. (1979) Selection of the optimum for preheating plates before welding. *Avt. Svarka* (5): 5-9.
15. Mechaleris, P. et al. (1995) Analysis and optimization of weakly coupled thermo-elasto-plastic systems with application to weldment design, *Int. J. for Numerical Methods in Engineering*. 38:1259-1285.
16. Yang, Y. P., Dong, P., Zhang, J. and Tian, X. T. (2000) A hot-cracking mitigation technique for welding high-strength aluminum alloy. *Welding Journal*. 79(1): 9-s to 17-s.
17. Dong, P. et al. (1998) Analysis of residual stresses in Al-Li repair welds and mitigation techniques. *Welding Journal*. 77(11): 439-s to 445-s.
18. Guan, Q. et al. (1996) Low stress no-distortion welding for aerospace shell structures. *China Welding*. 5(1): 1-9.
19. Guan, Q., Zhang, C. X. et al. (1994) Dynamic control of welding distortion by moving spot heat sink. *Welding in the World*, 33(4): 308-313.
20. Li, J., Guan, Q., Shi, Y. W. et al. (2004) Studies on characteristics of temperature field during GTAW with a trailing heat sink for titanium sheet. *Journal of Materials Processing Technology*. 147(3): 328-335.
21. Li, J., Guan, Q., Shi, Y. W. and Guo, D. L. (2004) Stress and Distortion mitigation technique for welding titanium alloy thin sheet. *Science and Technology of Welding and Joining*, 9, 5, 451-458.

## ЗНИЖЕННЯ РІВНЯ БЕЗДЕФОРМАЦІЙНИХ ЗВАРЮВАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ ТЕРМІЧНИМ НАТЯГОМ

ГУАН ЦЯО

Китайська інженерна академія, Пекінський науково-дослідний інститут технології виробництва авіатехніки (BAMTRI).  
a/c 863, 100024, Пекін, Китай. E-mail: guanq@cal.cn

При виготовленні листових пластин, панелей і оболонок за допомогою зварювання деформації поздовжнього вигину стають істотними, особливо для аерокосмічних конструкцій з товщиною металу менше 4 мм. Для запобігання втрати стійкості розроблено методи зварювання з низькою напругою без деформацій. Ці інноваційні методи успішно застосовуються у виробництві аерокосмічних конструкційних компонентів. У статті докладно описано та узагальнено особливості методів зварювання з низькою напругою без деформацій з використанням або повного ефекту термічного натягу поперечного перерізу, або ефекту локального теплового натягу. Основна ідея цих методів зварювання полягає в тому, щоб виконувати активне управління процесом характерних пластичних (несумісних) деформацій та напружень при зварюванні для отримання результатів без деформацій, щоб не було потрібно дорогих операцій з повторної обробки після зварювання для корекції геометрії виробів. Особлива увага приділяється аналізу за методом кінцевих елементів для прогнозування і оптимізації локалізованого теплового натягу з теплоотводом, пов'язаним з джерелом зварювального тепла. Рекомендується вибрати параметри для інженерного рішення. Бібліогр. 21, табл. 1, рис. 15.

*Ключові слова:* залишкова напруга зварювання, низька напруга бездеформаційного зварювання, бухтиноватість, термічний натяг, температурні розтягування, метод кінцевих елементів

## СНИЖЕНИЕ УРОВНЯ БЕЗДЕФОРМАЦИОННЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ТЕРМИЧЕСКИМ НАТЯЖЕНИЕМ

ГУАН ЦЯО

Китайская инженерная академия, Пекинский научно-исследовательский институт  
технологии производства авиатехники (BAMTRI). a/я 863, 100024, Пекин, Китай. E-mail: guanq@cal.cn

При изготовлении листовых пластин, панелей и оболочек с помощью сварки деформации продольного изгиба становятся существенными, особенно для аэрокосмических конструкций с толщиной металла менее 4 мм. Для предотвращения потери устойчивости разработаны методы сварки с низким напряжением без деформаций. Эти инновационные методы успешно применяются в производстве аэрокосмических конструктивных компонентов. В статье подробно описаны и обобщены особенности методов сварки с низким напряжением без деформаций с использованием либо полного эффекта термического натяжения поперечного сечения, либо эффекта локального теплового натяжения. Основная идея этих методов сварки заключается в том, чтобы выполнять активное управление процессом характерных пластических (несовместимых) деформаций и напряжений при сварке для получения результатов без деформаций, чтобы не требовалось дорогостоящих операций по повторной обработке после сварки для коррекции геометрии изделий. Особое внимание уделяется анализу по методу конечных элементов для прогнозирования и оптимизации локализованного теплового натяжения с теплоотводом, связанным с источником сварочного тепла. Рекомендуется выбирать параметры для инженерного решения. Библиогр. 21, табл. 1, рис. 15.

*Ключевые слова:* остаточное напряжение сварки, низкое напряжение бездеформационной сварки, бухтиноватость, термическое натяжение, температурные растяжения, метод конечных элементов

Поступила в редакцию 15.05.2018

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАБОТ В ОБЛАСТИ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ, РАЗВИВАЕМЫЕ В ГНПО ПОРОШКОВОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

А. Ф. ИЛЬЮЩЕНКО, Е. Д. МАНОЙЛО, С. И. ЛОВЫГИН, А. И. ЛЕЦКО, А. А. РАДЧЕНКО

ГНУ «Институт порошковой металлургии».

220005, Республика Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41. E-mail: alexil@mail.belpak.by

В работе представлены перспективные направления и полученные результаты в области сварки и родственных технологий, развиваемые в Беларуси в ГНПО порошковой металлургии, в том числе: сварка трением с перемешиванием, аддитивные технологии, газопламенное напыление порошковых материалов и нанесение электроискровых покрытий. Комплексное развитие работ в области аддитивных технологий достигается применением оборудования, которое обеспечивает 3D-печать полимерами и металлами, производство металлических порошков и операции доуплотнения. Наряду с проведением исследований на данном оборудовании осуществляется выпуск продукции. Для проведения экспериментальных исследований и практического применения сварки трением с перемешиванием создана установка с системой регистрации параметров режимов сварки. При проведении исследований и разработке технологических процессов и конструкций инструмента используются программы компьютерного моделирования (Deform, Sysweld, Ansys и др.). На опытном производстве осуществляется выпуск инструмента, в том числе методами порошковой металлургии и аддитивных технологий. Получены новые научные и практические результаты по разработке процессов и оборудования газопламенного нанесения покрытий из порошковых материалов на детали различного функционального назначения с использованием струй высокой мощности (до 125 кВт). Проведены исследования и создано оборудование для формирования толстослойных (до 5000...7000 мкм) электроискровых покрытий с применением вибрации электрода-анода частотой 22 кГц. Библиогр. 18, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, аддитивные технологии, газопламенное напыление, компьютерное моделирование, производство инструментов, оборудование для электрошлакового нанесения покрытий

Направление исследований по изучению высокоэнергетических процессов обработки поверхностей и формированию порошковых покрытий развивается в ГНПО порошковой металлургии НАН Беларуси (ГНПО ПМ) в последние 20 лет [1–3]. Были выполнены поисковые работы по изучению влияния импульсно-периодического лазерного воздействия на частицы металлических порошков, а также на эти частицы и металлическую поверхность, на которой они находились [4]. Результатом исследований стало создание (2005 г.) совместно с Институтом физики НАН Беларуси перспективного образца установки порошковой лазерной стереолитографии [4, 5], которую можно считать [5, 6] аналогом современного металлургического 3D-принтера. В основе 3D-печати этого аналога использовалось селективное лазерное, как тогда представлялось, спекание частиц металлических порошков. Созданный аналог металлургического 3D-принтера, характеристики которого приведены ниже, позволил сместить акцент проводимых указанных выше исследований в направлении изучения процессов получения перспективных образцов пористых проницаемых материалов, в первую очередь, медицинского назначения (рис. 1). Результаты этих исследований показали [7, 8], что

существуют такие режимы импульсно-периодического лазерного излучения, при которых, как между частицами металлических порошков, так и между этими частицами и металлической основой в контактных зонах могут образовываться неразъемные соединения. Основным механизмом

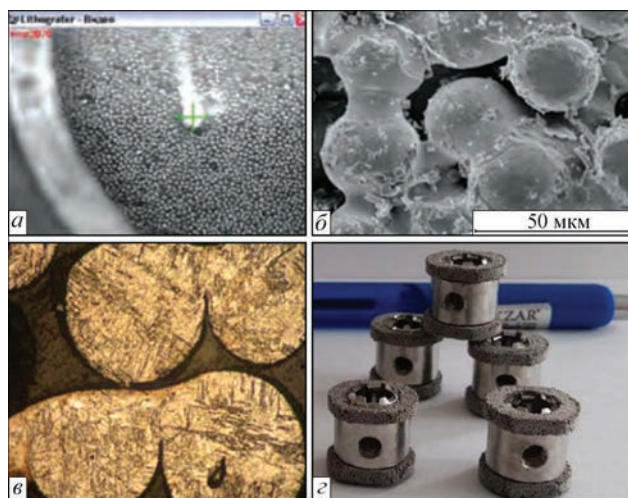


Рис. 1. Наблюдаемый системой контроля аналога 3D-принтера процесс импульсно-периодического лазерного воздействия (а), получаемая структура пористого материала (б) и контакта частиц (в) имплантата межжелудочкового спонделоза (г)

формирования таких соединений является жидкофазное спекание.

#### Показатели назначения аналога металлургического 3D-принтера

Твердотельный лазер	$P = 150$ Вт; $\lambda = 1064$ нм,
.....система управления и контроля	..... микропроцессорная
Система наложения слоев	Регулируемая,
.....система регулировки	..... микропроцессорная
Рабочая зона печати	$250 \times 250 \times 100$ мм
Минимальная зона построения	$x = 100$ мкм; $y = 100$ мкм; $z = 20$ мкм
Повторяемость	$x = 20$ мкм; $y = 20$ мкм; $z = 20$ мкм
Система загрузки	Ручная
Система сбора и возврата порошка	Ручная
Расходные материалы	Титановые сплавы,
.....сплавы цветных металлов	

Следует отметить, что не только селективное лазерное сплавление, используемое при 3D-печати отдельными типами металлургических 3D-принтеров, можно отнести к разновидности родственных сварке процессов. К ним также можно отнести [6, 9, 10] и такие используемые при 3D-печати процессы, как Fused Deposition Modeling или, как их еще называют «Fused Filament Fabrication», которые основаны на модельном послойном осаждении расплавленной полимерной нити. Вместе с ними к разновидности родственных сварке процессов следует также отнести и процессы Direct Metal Deposition, основанные на прямом послойном осаждении расплавленного под воздействием лазерного излучения или электрического тока металла, а также Electron Beam Melting, основанные на послойном селективном электронно-лучевом проплавлении порошкового слоя.

Аддитивные технологии, появившиеся во второй половине 1980-х гг. в виде быстрого прототипирования с использованием лазерных установок селективной фотополимеризации, к концу первого десятилетия XXI века, наряду с наноэлектроникой, оптоинформатикой, фотоникой, системами искусственного интеллекта, а также CALS-технологиями, вошли в основу складывающегося шестого технологического уклада, который определяет настоящее и будущее развития науки и промышленности во всем мире [6, 10, 11]. В ГНПО ПМ с 2015 г. проводятся целенаправленные работы по организации собственного аддитивного производства. При этом учитывается не только полученный ранее практический опыт, связанный с разработкой и изготовлением аналога металлургического 3D-принтера, а также получения на нем перспективных, в первую очередь для медицины, пористых проницаемых материалов, но и приобретенный опыт собственного производства металлических порошков со сферической формой частиц с использованием процессов плавки и распыления в газовом потоке металлических расплавов [1, 3]. В настоящее время осно-

ву организуемого в ГНПО ПМ аддитивного производства составляет следующее технологическое оборудование:

- собранный во Франции металлургический 3D-принтер ProX DMP 300 международной компании 3D-Systems (штаб-квартира США), в котором процесс 3D-печати осуществляется послойным селективным лазерным сплавлением металлических порошков;

- изготовленную в Китае вакуумно-индукционную установку JT-QWH-25KG;

- изготовленный компанией Ultimaker B.V. (Нидерланды) 3D-принтер Ultimaker 3 Extended, в котором процесс 3D-печати осуществляется послойным осаждением расплавленной полимерной нити;

- изготовленный компанией GOM (Германия) 3D-сканер ATOS Triple Scan 16M.

Характеристики указанного технологического оборудования приведены ниже.

#### Показатели назначения 3D-принтера ProX DMP 300

Оптоволоконный лазер	$P = 500$ Вт; $\lambda = 1070$ нм,
.....система управления и контроля	..... микропроцессорная
Система наложения слоев	Регулируемая,
.....система регулировки	..... микропроцессорная
Рабочая зона печати	$250 \times 250 \times 300$ мм
Минимальная зона построения	$x = 100$ мкм; $y = 100$ мкм; $z = 20$ мкм
Повторяемость	$x = 20$ мкм; $y = 20$ мкм; $z = 20$ мкм
Система загрузки	Автоматическая,
.....пневмомеханическая с микропроцессорной	..... системой контроля
Система сбора и возврата порошка	Автоматическая,
.....пневмомеханическая с микропроцессорной	..... системой контроля
Расходные материалы	Нержавеющая сталь,
.....инструментальная сталь, сплавы цветных металлов,	
..... жаропрочные сплавы, оксиды алюминия и титана,	
.....металлокерамика	

#### Показатели назначения вакуумно-индукционной установки JT-QWH-25KG

Максимальный объем загрузки, кг	25 (для стали)
Мощность индукционного среднечастотного нагревателя, кВт	100 (на частоте 4 кГц)
Максимальная температура, °C:	
в раздаточном тигле	$\leq 2200$
в плавильном тигле	$\leq 1850$
Рабочее давление вакуума, Па	$\leq 0,66$
Максимальное давление в распылительной камере, МПа	6
Используемые газы для распыления	Ar, N <sub>2</sub>

#### Показатели назначения 3D-принтера Ultimaker 3 Extended

Технология печати	Fused deposition modeling (FDM)
Количество экструдеров	2
Рабочая зона печати	$215 \times 215 \times 315$ мм (для одного экструдера)
.....	$197 \times 215 \times 315$ (для двух экструдеров)
Расходные материалы	ABS, PLA, PVA, HIPS, BATICON,
.....нейлон, поликарбонат	

### Показатели назначения 3D-сканера ATOS Triple Scan 16M

Количество захватываемых за одно сканирование с выделенной зоны точек поверхности ..... до 16 Мп  
 Параметры поля сканирования в выделенной зоне:  
 ..... 320×240×200 мм;  
 ..... 535×400×320 мм  
 Точность сканирования в выделенной зоне для поля сканирования:  
 320×240×200 мм ..... не хуже 7 мкм  
 535×400×320 мм ..... не хуже 19 мкм

На аддитивном производстве проводятся работы по созданию технологий получения как путем 3D-печати перспективных для машиностроения и медицины образцов изделий (рис. 2, *а, б*) из титановых и жаропрочных металлических сплавов, так и самих порошков (рис. 2, *з*) жаропрочных сплавов. При этом планируется использовать данные порошки в качестве расходного материала не только для металлической 3D-печати, но и для традиционной газопламенной и плазменной наплавки.

Следует отметить, что исследование структуры (рис. 2, *в*) получаемых после 3D-печати на металлургическом 3D-принтере ProX DMP 300 перспективных для машиностроения образцов изделий, позволяет сделать вывод о том, что основным механизмом импульсно-периодического лазерного сплавления является микросварка, при которой может образовываться наплавочная ванна с размерами, превышающими диаметр исходных порошковых частиц в несколько раз.

На аддитивном производстве также проводятся работы по освоению выпуска отечественных медицинских имплантатов (рис. 3, *а, б*) и эндопротезов (рис. 3, *в, з*), наиболее точно учитывающих индивидуальные анатомические особенности пациентов для нужд здравоохранения Беларуси.

На аддитивном производства, кроме перспектив совершенствования создаваемых аддитивных технологий, также планируется создавать и совершенствовать основанные на использовании 3D-сканера технологии, как автоматизированного технического контроля качества по точности изготовления выпускаемых изделий, так и реинжиниринга. При создании и совершенствовании технологий реинжиниринга планируется делать акцент на снижении, в итоге, себестоимости получаемой на аддитивном производстве продукции. В рамках развития этого производства также планируется создавать и совершенствовать технологии быстрого прототипирования и получения с использованием процессов модельного послойного осаждения расплавленной полимерной нити, а также совершенствовать уже имеющиеся в ГНПО ПМ технологии по термической обработке и горячему изостатическому прессованию порошковых материалов, включая технологии по лазерной и

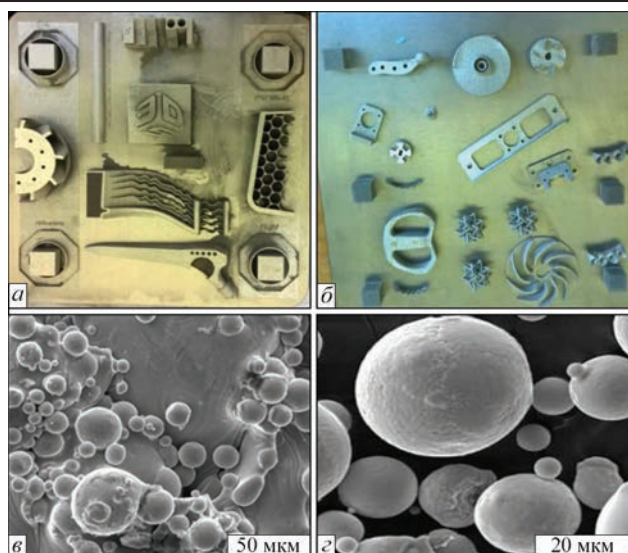


Рис. 2. Тестовые (*а*) и перспективные (*б*) образцы изделий, их структура (*в*) и предлагаемые порошки для 3D-печати (*з*)

электроэрозионной резке. Использование указанных технологии в аддитивном производстве будет способствовать повышению эффективности его функционирования и повышению при этом физико-механических и прочностных свойств выпускаемых изделий.

Одним из наиболее динамично развивающихся направлений в области сварки в последние десятилетия является сварка трением с перемешиванием (СТП).

С 1991 г., после патентования этого способа сварки трением в твердой фазе (Friction Stir Welding — FSW) Британским институтом сварки (TWI), активно ведутся научные исследования в этой области, создается оборудование и инструмент. Техничко-экономические преимущества процесса позволяют ему активно внедряться в производство, вытесняя традиционные способы сварки плавлением. К основным преимуществам СТП относятся:

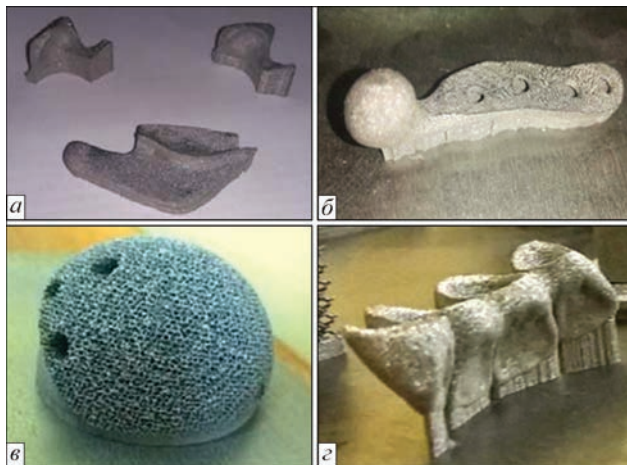


Рис. 3. Образцы отечественных имплантатов в виде: *а* — височно-нижнечелюстного сустава; *б* — нижнечелюстной минипластины; эндопротезов в виде: *в* — чашки тазобедренного сустава; *з* — зубных коронок

– высокие стабильность качества шва, прочность и выносливость сварных соединений (ударная вязкость, временное сопротивление, угол сгиба, циклическая прочность и некоторые другие показатели) при отсутствии короблений и термических деформации без пор, включений и трещин;

– уменьшение производственного цикла на 50...70 % по сравнению с обычными способами сварки, например, дуговой;

– возможность сварки деталей из разнородных материалов, не свариваемые традиционными способами;

– возможность автоматизации и применения активного контроля качества в режиме реального времени (при наличии специальной оснастки и инструмента может выполняться на обычном металлорежущем оборудовании) на универсальных фрезерных станках и станках с ЧПУ, а также с использованием робототехнических систем;

– низкое потребление энергии (2,5 % энергии, потребляемой при лазерной сварке, 10 % энергии, потребляемой при дуговой сварке);

– быстрая окупаемость, обусловленная низким потреблением энергии и отсутствием расходных материалов, необходимости обеспечения санитарных и экологических мероприятий;

– высокая гигиеничность сварки, так как отсутствуют брызги раскаленного металла, выделения вредных веществ (сварочных аэрозолей и газов), нет ультрафиолетового излучения, электромагнитных полей.

К недостаткам процесса следует отнести:

– необходимость больших капитальных затрат на внедрение сложного современного наукоемкого оборудования с максимальной комплексной автоматизацией и роботизацией;

– необходимость специализированной оснастки для базирования и жесткого закрепления деталей перед сваркой, в несколько раз большее, чем при сварке плавлением;

– необходимость применения выводных планок или многократного усложнения конструкции инструмента.

Для успешного применения СТП требуется комплексный подход, включающий проведение исследований, разработку технологии, оборудования, инструмента и их производство. В ГНПО ПМ с 2014 г. проводятся исследования процессов СТП, разрабатывается и производится инструмент. Исследуются и разрабатываются технологические процессы сварки однородных и разнородных сплавов на основе алюминия, железа и меди толщиной от 0,5 до 10 мм, ведутся работы по 3D-наплавке.

Для проведения экспериментальных исследований и практического применения СТП создана лабораторная установка с программируемой автоматической системой управления (ЧПУ) технологическим процессом и системой регистрации параметров режимов сварки.

При проведении исследований и разработке технологических процессов и конструкций инструмента используются программы компьютерного моделирования (Deform, Sysweld, Ansys и др.).

На опытном производстве осуществляется выпуск инструмента методами порошковой металлургии и 3D-печати. Сегодня выпускается инструмент из инструментальных сталей для сварки алюминиевых сплавов толщиной от 0,3 до 10 мм, и из твердых сплавов и WRe для сварки материалов толщиной от 0,8 до 6,0 мм. На рис. 4 представлен выпускаемый инструмент.

Проводятся работы по разработке и организации производства в Республике Беларусь оборудования для СТП. Одно из направлений работ в области сварки и родственных технологий, получившее дальнейшее развитие в научном и практическом плане в ГНПО ПМ — технологии газопламенного нанесения покрытий.

Газопламенное нанесение покрытий из самораспространяющихся сплавов, созданных фирмой «Wall



Рис. 4. Примеры инструмента, выпускаемого методами порошковой металлургии и 3D-печати



Colmonoy Corporation» (США) в 1945 г., до настоящего времени широко применяется при поверхностном упрочнении изделий различного назначения, как правило, небольших габаритных размеров, например, выхлопные клапана, рычаги и толкатели газораспределительного механизма двигателей внутреннего сгорания, детали различных машин. С увеличением габаритных размеров и, соответственно, массы изделий, для нанесения покрытий недостаточно количества тепла, выделяющегося при работе существующих стандартных аппаратов.

С учетом недостатков существующих методов, нами был разработан новый процесс — непрерывного газопламенного нанесения покрытий из самофлюсующихся никелевых сплавов (НГНП) и оборудование для его осуществления. В соответствии с процессом, предварительный подогрев напыляемой поверхности детали до требуемой температуры, нанесение слоя покрытия, нагрев его и поверхности детали до температуры плавления материала покрытия — оплавление, производится без перерывов между операциями, одним газопламенным аппаратом ТЕНА-ГНпм высокой мощности (рис. 5).

Важной особенностью аппарата ТЕНА-ГНпм является обеспечение безопасной работы при нанесении покрытий, что достигнуто благодаря оригинальной системе смешения газов и газовым соплам. В качестве горючего газа используется синтетический газ МАФ по ТУ 38.102.1267-89 (метилацетилен-алленовая фракция), производство которого осуществлено в Республике Беларусь, работы по газопламенному нанесению покрытий производятся при его расходе от 1,0 до 3,5 м<sup>3</sup>/ч (максимальная тепловая мощность пламени — более 100 кВт). Широкие пределы регулирования мощности аппарата ТЕНА-ГНпм позволяют наносить покрытия на детали различных размеров и массы с производительностью от 1 до 8 кг/ч [12].

Аморфные газопламенные покрытия в настоящее время применяются для восстановления и упрочнения различных деталей: коренных и шатунных шеек коленчатых валов, опорных шеек

распределительных валов, коленчатых и эксцентриковых валов холодильного оборудования, что позволило увеличить ресурс их работы в 1,3...1,6 раза по сравнению с новыми деталями без покрытия. Покрытие чугунных поршневых колец аморфизированным покрытием позволило повысить их износостойкость по сравнению с гальваническим хромом в 1,6...2,5 раза, при этом наблюдается снижение в 1,5...1,6 раза коэффициента трения и снижение в 1,4...2,4 раза износа гильзы [13].

Нами разработан новый процесс газопламенного порошкового напыления и аппарат ТПпм-18, для нанесения покрытий высокого качества из широкой номенклатуры материалов, включая металлические сплавы, оксидные керамики, аморфные материалы, специальные композиты и т. п. Аппарат снабжен новой системой смешения газов и специальными многосопловыми наконечниками, обеспечивающими безопасную работу (без обратных ударов) при высокой мощности (до 100 и более кВт). Важным отличием аппарата ТЕНА-Ппм18 является оснащение его воздушными соплами, образующими камеру сгорания (диаметром около 15 мм, длиной от 25 до 120 мм), а также кольцевым распределителем воздуха, устанавливаемым на воздушное сопло, что позволило сконцентрировать (сжать) вдоль оси двухфазную струю, повысить ее давление и температуру, увеличить длину высокотемпературной зоны струи более, чем в 3 раза, эффективный КПД нагрева порошка и снизить тепловое воздействие на изделие.

Новый процесс был использован для ремонта изношенной рабочей поверхности барабана флексографической печати (диаметр 1250...1600 мм, ширина 250...350 мм) напылением слоя покрытия порошком аморфного сплава БХМ [14]. Дистанция напыления составляла 250 мм, время напыления покрытия толщиной 0,6 мм — 90 мин, расход порошка 11200 г, производительность 7,5 кг/ч.

#### Режимы работы аппарата

Порошок .....	БХМ
Размер частиц, мкм .....	20...40
Расход, г/мин (кг/ч) .....	100 (7,5)
Давление газов, МПа	
воздух .....	0,4



Рис. 5. Аппарат ТЕНА-ГНпм

МАФ .....	0,2
O <sub>2</sub> .....	0,6
Расход газов, м <sup>3</sup> /ч	
воздух .....	27,6
МАФ .....	3,3
O <sub>2</sub> .....	8,25
Мощность N, кВт .....	81,36

Эксплуатационные испытания показали, что аморфное покрытие рабочей поверхности барабана порошком БХМ, при трехсменном режиме, в течение двух лет обеспечивает нормальную работу барабана (без следов износа), при высоком качестве печати. Газопламенное напыление покрытия из аморфного материала БХМ было также использовано для упрочнения алюминиевого корпуса двигателя Ванкеля. Для сравнения на рис. 6 представлены процессы напыления аморфного покрытия порошком БХМ аппаратом ТПпм-18 на барабан машины флексографической печати и покрытия WC-12Co аппаратом сверхзвукового напыления Jet Kote фирмы Delogo на вал. Из рис. 6 видно, что при осуществлении обоих процессов струи подобны. Твердость аморфного покрытия нанесенного аппаратом ТЕНА-ТПпм-18 составляет *HRC* 70...74, а покрытия WC-12Co, нанесенного аппаратом Jet Kote, *HRC* 62...68, при этом производительность напыления в первом случае в три раза выше, чем во втором.

Разработана новая технология газопламенного нанесения толстослойных (2...4 мм) покрытий из наноструктурированных ферритовых порошков со специальным комплексом свойств, в частности, обеспечивающим широкодиапазонное микроволновое поглощение, и изготовлено технологическое оборудование для ее осуществления [15]. Сущность предлагаемой технологии заключается в том, что порошкообразный ферромагнитный материал с размерами частиц (-53,0 + 5,0) мкм подают в струю газопламенного аппарата-распылителя ТЕНА-Ппм, движущуюся со скоростью 300...750 м/с, энергией которой переносят и осаждают частицы порошка на закрепленные на оправ-

ке подложки. Расход горючего газа МАФ при работе аппарата составляет 3500 л/ч, а кислорода — 8750 л/ч. Процесс и аппаратура переданы заказчику по контракту.

Экономия энергетических ресурсов и сокращение трудозатрат на производство находятся на первом месте в деятельности каждого машиностроительного или ремонтного предприятия. В этих условиях, для восстановления утраченных в процессе эксплуатации служебных свойств деталей машин и механизмов, улучшения эксплуатационных характеристик, повышения ресурса применяют методы с использованием концентрированных потоков энергии, к числу которых относится электроискровое легирование (ЭИЛ). Метод ЭИЛ позволяет наносить покрытия на обрабатываемую поверхность компактным электродом из любого токопроводящего материала, характеризуется малой энергоемкостью. Сформированные электроискровые покрытия отличаются высокой прочностью сцепления с материалом основы, однако одним из недостатков метода является малая толщина наносимого покрытия (до 300...500 мкм), что ограничивает сферу его применения [16, 17].

В настоящее время проблема увеличения толщины электроискровых покрытий находит свое решение. В ФГБНУ ГОСНИТИ (Россия) были получены толстослойные покрытия повышенной сплошности способом применения чередующихся циклов нанесения грубых покрытий с высокой неровностью профиля поверхности и циклов оплавления для выравнивания профиля поверхности с уменьшением высоты этих неровностей не менее чем на 50 %. При этом оплавление неровностей профиля осуществлялось с использованием электродных материалов с повышенными теплопроводностью и эрозионной стойкостью по отношению к электродному материалу, формирующему покрытие. Формирование толстослойных покрытий осуществлялось на режимах низкочастотного электроискрового легирования с

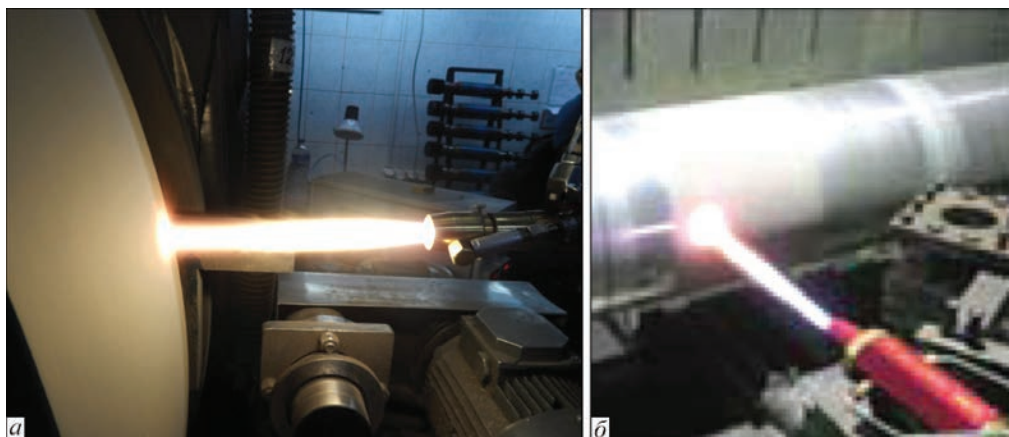


Рис. 6. Процессы напыления: а — аморфного покрытия порошком БХМ аппаратом ТПпм-18; б — покрытия WC-12Co аппаратом Jet Kote фирмы Delogo

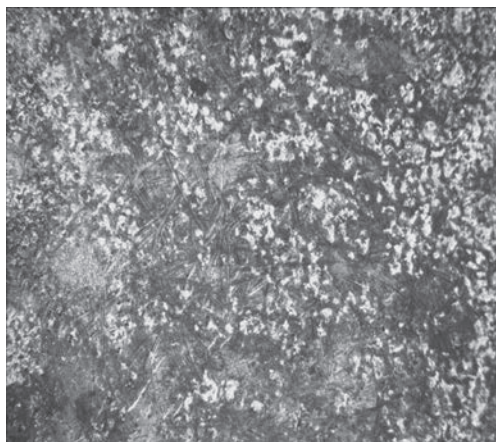


Рис. 7. Покрытие, сформированное при частоте колебаний анода 22 кГц ( $\times 20$ )

максимальной частотой вибрации легирующего электрода 600 Гц [18].

В ГНПО ПМ был проведен комплекс исследовательских работ с применением экспериментального оборудования для высокочастотного электроискрового легирования с целью определения влияния ультразвукового воздействия на процесс формирования электроискровых покрытий увеличенной толщины и сплошности. По результатам проводимых ранее исследований установлено, что ультразвуковое воздействие частотой 20,4...23,6 кГц, применяемое до начала и по окончании основной электроискровой обработки активно влияет на рост массы и толщины покрытия. Увеличение массы покрытия в первом случае в три раза больше, а втором — в два раза больше, чем в случае, когда дополнительное УЗВ не применялось [19].

Исследования выполняли с использованием установки «Alieg-55» и ультразвукового устройства, разработанного в секторе электрофизических покрытий ОХП ИСЗП, состоящего из генератора, блока питания и ультразвукового пьезопреобразователя.

Для проведения экспериментальных работ были выбраны следующие энергетические режимы установки «Alieg-55»: нанесение покрытий производилось с энергией импульсов 4,3 Дж и частотой их следования 100 Гц; оплавление покрытия производилось комбинированным способом — рабочие импульсы с энергией 10 Дж частотой следования 50 Гц получали от установки «Alieg-55», а частота колебаний электрода-анода частотой 20,4...23,6 кГц задавалась генератором ультразвукового устройства, причем периодическое контактирование «оплавляющего» электрода с нанесенным грубым слоем покрытия, осуществляемое с ультразвуковой частотой 20,4...23,6 кГц, обуславливало высокую дисперсацию выступов грубого слоя покрытия с перемещением диспергированных частиц во впадины рельефа, обеспе-

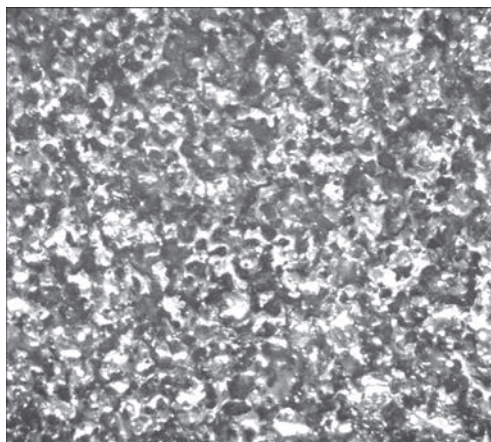


Рис. 8. Покрытие, сформированное при частоте колебаний анода 600 Гц ( $\times 20$ )

чивая выравнивание покрытия и возрастание его сплошности до 85...90 % и толщины до 5000 мкм.

Топография поверхности катода (сталь 45) после обработки электродом-анодом из титановольфрамкобальтового сплава Т15К6 с частотой вибровозбудителя 22 кГц показана на рис. 7. Сформированное покрытие имеет структуру с размером элементов до 10 мкм. Покрытие, после обработки электродом-анодом с частотой вибровозбудителя 600 Гц, показано на рис. 8. Сформированное покрытие имеет структуру с размером элементов до 100 мкм.

Таким образом, экспериментально установлено, что использование в операциях оплавления ультразвукового преобразователя с частотой вибрации электрода-анода 22 кГц позволяет производить оплавление и измельчение материала выступов покрытия до величин на порядок меньших, чем при использовании вибровозбудителя со стандартной частотой колебаний в 600 Гц. При этом происходит более полное перемещение оплавленного материала выступов во впадины и сплошность покрытия возрастает.

Определено, что энергетические режимы установки «Alieg-55» мощностью 4,3 и 10 Дж, обеспечивающие жидко-капельный характер массопереноса и оплавление неровностей профиля, а также ультразвуковое воздействие частотой 20,4...23,6 кГц, создают в процессе нанесения покрытия и оплавления вершин выступов термодинамические явления, сходные по характеру действия на материал катода, с местным отжигом.

Это способствует уменьшению значений растягивающих (остаточных) напряжений, образующихся в легированном слое покрытия в процессе электроискрового легирования, и отодвигает порог хрупкого разрушения материала, что создает благоприятные условия для монотонного и непрерывного роста толщины электроискровых покрытий до величин, на порядок больших, чем при использовании стандартных приемов ЭИЛ.

По результатам исследований в настоящее время разрабатывается оборудование для формирования толстослойных (до 5000...7000 мкм) электроискровых покрытий с применением вибрации электрода-анода частотой 20,4...23,6 кГц.

### Список литературы

1. Дорошкевич Е. А. (ред.). (2000) *40 лет порошковой металлургии в Республике Беларусь*. Минск, Ковчег.
2. Ильющенко А. Ф. и др. (2007) *Высокоэнергетическая обработка плазменных покрытий*. Минск, Бестпринт.
3. Ильющенко А. Ф. и др. (2010) *50 лет порошковой металлургии Беларуси: История, достижения, перспективы*. Минск, Диатэкс.
4. Белявин К. Е. и др. (2008) О припекании сферических порошков титана под воздействием твердотельного лазера. *Порошковая металлургия*, **7/8**, 155–160.
5. Ильющенко А. Ф. (2016) Эффективный инструмент современного машиностроения. *Наука и инновации*, **2(156)**, 16–20.
6. Довбыш В. М., Забеднов П. В., Зленко М. А. (2014) *Аддитивные технологии и изделия из металла*. Москва, Препринт, НАМИ.
7. Белявин К. Е. и др. (2006) Исследование влияния мощности импульсно-периодического лазерного излучения на устойчивость жидкометаллических контактов между частицами порошка при селективном лазерном спекании. *Порошковая металлургия*, **29**, 268–272.
8. Быков Р. П. и др. (2010) Исследование процесса селективного припекания импульсным лазером сферических порошков титана. *Литье и металлургия*, **4(58)**, 137–140.
9. Ильющенко А. Ф., Савич В. В. (2017) История и современное состояние аддитивных технологий в Беларуси, порошки металлов и сплавов для них. *Космична наука і технологія*, **23**, **4**, 33–45.
10. Степанова Е. Ю. (2015) *Аддитивные технологии, как прорывные инновации ресурсосбережения 21 века*. Режим доступа: [http://oreluniver.ru/file/science/confs/2015/ee/publ/s\\_7\\_Stepanova\\_E\\_YU.doc](http://oreluniver.ru/file/science/confs/2015/ee/publ/s_7_Stepanova_E_YU.doc).
11. Ilushchenko A. F., Manylo E. D., Andreev M. A., Onashchenko F. E. (2017) Flame spraying of coatings of self-fluxing alloys. *Welding International*, **31**, **11**, 887–891.
12. Борисов Ю. С., Коржик В. Н. (1995) Аморфные газотермические покрытия. Теория и практика (Обзор). *Автоматическая сварка*, **4**, 3–11.
13. Манойло Е. Д., Онащенко Ф. Е., Суша Г. К. (2018) К вопросу о газопламенном напылении аморфных покрытий. *Симпозиум «Технологии. Оборудование. Качество» в рамках «Белпромфорума», 30 мая – 1 июня 2018 г., Минск*.
14. Ильющенко А. Ф., Манойло Е. Д., Онащенко Ф. Е. (ВУ) ГНУ «Институт порошковой металлургии» (2012) *Способ формирования покрытия из порошкообразного ферромагнитного материала на металлической подложке.*, РБ, Пат. 15869, 2012.06.30. МПК C23C 24/08 (2006.01). Заявка № а 20101456, 08.10.2010.
15. Гитлевич А. Е., Перканский Н. Я., Игнатков Д. А. (1981) Об ограничении толщины слоев, формируемых в процессе электроискрового легирования. *Электронная обработка материалов*, **3**, 25–29.
16. Иванов В. И., Бурумкулов Ф. Х., Верхотуров А. Д. и др. (2012) Формирование поверхностного слоя низкоуглеродистой стали при электроискровой обработке. *Сварочное производство*, **11**, 36–40.
17. Иванов В. И., Бурумкулов Ф. Х. (2014) Об электроискровом способе нанесения толстослойных покрытий повы-

шенной сплошности. *Электронная обработка материалов*, **50(5)**, 7–12.

18. Ловыгин С. И. (2017) Влияние очередности ультразвукового воздействия при электроискровой обработке на кинетику массопереноса легирующих анодов и размерные характеристики покрытий. *Порошковая металлургия*, **0**, 201–206.

### References

1. (2000) *40 years of powder metallurgy in Belarus Republic*. Ed. by E.A. Doroshkevich. Minsk, Kovcheg [in Russian].
2. Ilyushchenko, A.F. et al. (2007) *High-energy treatment of plasma coatings*. Minsk, Bestprint [in Russian].
3. Ilyushchenko, A.F. et al. (2010) *50 years of powder metallurgy in Belarus: History, achievements, perspectives*. Minsk, Diateks [in Russian].
4. Belyavin, K.E. et al. (2008) On sintering of titanium spherical powders under action of solid-state laser. *Poroshk. Metallurgiya*, **7/8**, 155-160 [in Russian].
5. Ilyushchenko, A.F. (2016) Efficient tool of modern mechanical engineering. *Nauka i Innovatsii*, **2(156)**, 16-20 [in Russian].
6. Dovbysh, V.M., Zabednov, P.V., Zlenko, M.A. (2014) *Additive technologies and products from metal*. Moscow, NAMI [in Russian].
7. Belyavin, K.E. et al. (2006) Examination of effect of power of pulse-periodic laser radiation on stability of liquid-metal contacts between particles powder in selective laser sintering. *Poroshk. Metallurgiya*, **29**, 268-272 [in Russian].
8. Bykov, R.P. et al. (2010) Examination of laser selective sintering process of spherical titanium powders. *Litio i Metallurgiya*, **4(58)**, 137-140 [in Russian].
9. Ilyushchenko, A.F., Savich, V.V. (2017) History and current state of additive technologies in Belarus, powders of metals and alloys for them. *Kosmichna Nauka i Tekhnologiya*, **23(4)**, 33-45 [in Russian].
10. Stepanova, E.Yu. *Additive technologies as break through innovations of resource saving of 21st century*. [http://oreluniver.ru/file/science/confs/2015/ee/publ/s\\_7\\_Stepanova\\_E\\_YU](http://oreluniver.ru/file/science/confs/2015/ee/publ/s_7_Stepanova_E_YU).
11. Ilushchenko, A.F., Manylo, E.D., Andreev, M.A., Onashchenko, F.E. (2017) Flame spraying of coatings of self-fluxing alloys. *Welding Intern.*, **31(11)**, 887-891.
12. Borisov, Yu.S., Korzhik, V.N. (1995) Amorphous gas-thermal coatings. Theory and practice (Review). *Avtomatich. svarka*, **4**, 3-11.
13. Manylo, E.D., Onashchenko, F.E., Susha, G.K. (2018) To problem of flame spraying of amorphous coatings. In: *Proc. of Symp. on Technologies. Equipment. Quality in frame of Belpromforum (30 May – 1 June 2018, Minsk)* [in Russian].
14. Ilushchenko, A.F., Manylo, E.D., Onashchenko, F.E. *Method of coating material on metallic substrate*. Pat. 15869, RB, 2012.0630, Int. Cl. C23C 24/08 (2006.01). Application a 20101456, 08.10.2010 [in Russian].
15. Gitlevich, A.E., Perkansky, N.Ya., Ignatkov, D.A. (1981) On limitation of thickness of layers formed during spark alloying process. *Elektronnaya Obrab. Materialov*, **3**, 25-29 [in Russian].
16. Ivanov, V.I., Burumkulov, F.Kh., Verkhotur, A.D. et al. (2012) Formation of surface layer of low-alloy steel in spark treatment. *Svaroch. Proizvodstvo*, **11**, 36-40 [in Russian].
17. Ivanov, V.I., Burumkulov, F.Kh. (2014) About spark deposition of three-layer coatings of higher density. *Elektron. Obrabotka Materialov*, **50(5)**, 7-12 [in Russian].
18. Lovygin, S.I. (2017) Influence of sequence of ultrasonic action during spark treatment on kinetics of mass transfer of alloying anodes and dimensional characteristics of coatings. *Poroshk. Metallurgiya*, **0**, 201-206 [in Russian].

## ПЕРСПЕКТИВНІ НАПРЯМКИ РОБІТ В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ, ЩО РОЗВИВАЮТЬСЯ В ДНВО ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

О. Ф. ІЛЮЩЕНКО, Є. Д. МАНОЙЛО, С. І. ЛОВИГІН, А. І. ЛЕЦКО, О. А. РАДЧЕНКО

ДНУ «Інститут порошкової металургії».

220005, Республіка Білорусь, м. Мінськ, вул. Платонова, 41. E-mail: alexil@mail.belpak.by

В роботі представлено перспективні напрямки та отримано результати в галузі зварювання та споріднених технологій, що розвиваються в Білорусі в ДНВО порошкової металургії, в тому числі: зварювання тертям з перемішуванням, адитивні технології, газополуменеве напилення порошкових матеріалів і нанесення електроіскрових покриттів. Комплексний розвиток робіт в галузі адитивних технологій досягається застосуванням обладнання, яке забезпечує 3D-друк полімерами і металами, виробництво металевих порошків та операції доущільнення. Поряд з проведенням досліджень на даному обладнанні здійснюється випуск продукції. Для проведення експериментальних досліджень і практичного застосування зварювання тертям з перемішуванням створена установка з системою реєстрації параметрів режимів зварювання. При проведенні досліджень і розробці технологічних процесів і конструкцій інструменту використовуються програми комп'ютерного моделювання (Deform, Sysweld, Ansys та ін.). На дослідному виробництві здійснюється випуск інструменту, в тому числі методами порошкової металургії та адитивних технологій. Отримано нові наукові і практичні результати в розробці процесів та обладнання газополуменевого нанесення покриттів з порошкових матеріалів на деталі різного функціонального призначення з використанням струменів високої потужності (до 125 кВт). Проведено дослідження та створено обладнання для формування товстошарових (до 5000 ... 7000 мкм) електроіскрових покриттів із застосуванням вібрації електрода-анода частотою 22 кГц. Бібліогр. 18, рис. 8.

*Ключові слова:* зварювання тертям з перемішуванням, адитивні технології, газополуменеве напилення, комп'ютерне моделювання, виробництво інструментів, обладнання для електрошлакового нанесення покриттів

## PROMISING DIRECTIONS OF WORKS IN THE FIELD OF WELDING AND RELATED TECHNOLOGIES AT SSPA «POWDER METALLURGY»

A.F. ILYUSHCHENKO, E.D. MANOJLO, S.I. LOVYGIN, A.I. LETSKO and A.A. RADCHENKO

SSI «Powder Metallurgy Institute». 41 Platonov Str., 220005, Minsk, Belarus. E-mail: alexil@mail.belpak.by

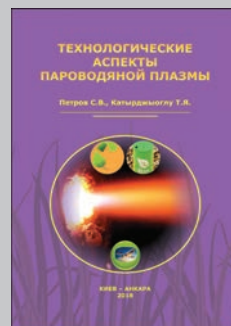
The paper presents the promising directions and obtained results in the fields of welding and related technologies, pursued in Belarus at SSPA «Powder Metallurgy», including friction stir welding, additive technologies, flame spraying of powder materials and electrospark coating. Comprehensive development of works in the field of additive technologies is achieved by application of equipment, which ensures polymer and metal 3D-printing, production of metal powders and additional compaction operations. Alongside research performance, this equipment is used for product manufacturing. A unit with a system of recording the welding mode parameters was developed for conducting experimental studies and practical application of friction stir welding. Computer modeling programs (Deform, Sysweld, Ansys, etc.) are used during performance of investigations and development of technological processes and tool designs. Tool manufacture is performed in experimental production, in particular by the methods of powder metallurgy and additive technologies. New scientific and practical results were obtained on development of processes and equipment for flame deposition of coatings from powder materials on parts of various functional purposes, using high power jets (up to 125 kW). Investigations were performed and equipment was developed for forming thick-layer (up to 5000 – 7000 μm) electrospark coatings with application of electrode-anode vibration of 22 kHz frequency. 18 Ref., 8 Fig.

*Keywords:* friction stir welding, additive technologies, flame spraying, computer modeling, tool manufacture, equipment for electrospark coating deposition

Поступила в редакцію 02.07.2018

Петров С.В., Катырджюглу Т.Я. **Технологические аспекты пароводяной плазмы.** — Киев—Анкара, 2018. — 528 стр.

В монографии обобщены многочисленные материалы относительно развития, становления и применения пароводяной плазмы в плазмохимических технологиях. Освещены вопросы теории и практики генерирования пароводяной плазмы и её использования для переработки материалов в различных агрегатных состояниях. Рассмотрен современный уровень представлений о процессах в плазме и её взаимодействии с различными веществами в жидком, твердом и газообразном состояниях. Основное внимание уделено перспективе промышленного применения процессов с использованием пароводяной плазмы как в небольших мобильных установках, так и в крупнотоннажном производстве. Изложены методики инженерных расчетов пароводяных плазмотронов. Показаны возможности использования пароводяной плазмы в процессах конверсии углеводородных материалов и обезвреживания опасных и вредных отходов. Для научных и инженерно-технических работников, специализирующихся в области высокотемпературных химических процессов, плазмохимии, плазмохимического аппаратостроения. Полезна студентам и преподавателям вузов соответствующих специальностей. Табл. 70. Ил. 231. Библиогр. 683.



## ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА И ПАЙКА РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УПРАВЛЯЕМЫМ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННЫМ СОСТОЯНИЕМ

В. В. КВАСНИЦКИЙ<sup>1</sup>, В. Ф. КВАСНИЦКИЙ<sup>2</sup>, CHEN HEXING<sup>3</sup>, М. В. МАТВИЕНКО<sup>2</sup>, Г. В. ЕРМОЛАЕВ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НТУУ «Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского».

03056, г. Киев, просп. Победы, 37. E-mail: kvas69@ukr.net

<sup>2</sup>Национальный университет кораблестроения имени адмирала Макарова.

54025, г. Николаев, просп. Героев Украины, 9. E-mail: welding@nuos.edu.ua

<sup>3</sup>Guangdong Academy of Sciences. No.9, Building, 100 Xianlie Rd. Guangzhou, P. R. China.

E-mail: chenhexing@gdas.gd.cn

Исследовано напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке в вакууме и пайке разнородных материалов с учетом пластических деформаций мгновенной пластичности и ползучести. Рассмотрена роль пластических деформаций в формировании соединений и остаточных напряжений при диффузионной сварке в вакууме разнородных металлов, в том числе металлов с неметаллами, а также однородных материалов с промежуточными прослойками. Применение температурного нагружения совместно с внешней нагрузкой при диффузионной сварке в вакууме разнородных металлов позволяет создать в стыке объемное напряженное состояние с формированием осевых, радиальных, окружных, касательных напряжений, способствующее локализации пластических деформаций в зоне стыка и развитию деформаций сдвига, а соответственно интенсификации процессов образования физического контакта, активации поверхностей и развитию диффузионных процессов. Управление напряженно-деформированным состоянием при соединении металлов с неметаллами позволяет регулировать релаксационные процессы при охлаждении и предотвратить разрушение соединений. Библиогр. 12, рис. 9.

*Ключевые слова:* диффузионная сварка, пайка, напряжения, деформации, моделирование, структура, механические свойства, диффузия

Изготовление деталей и узлов из разнородных материалов позволяет повысить эффективность машин, устройств и новой техники, так как при этом сочетаются различные свойства материалов, которые нельзя обеспечить в однородных конструкциях. Номенклатура материалов, которые используются в комбинированных конструкциях, весьма разнообразна. Созданы новые материалы, например, композиционные, получаемые методами порошковой металлургии, жаропрочные никелевые литейные суперсплавы, интерметаллидные материалы и другие, которые не допускают нагрева до температуры плавления. В таких случаях используют сварку в твердом состоянии, например, диффузионную сварку в вакууме (ДСВ), сварку трением и другие [1]. При соединении металлов с неметаллами часто используют также пайку, но проблемы, связанные с различием физико-механических свойств (ФМС) соединяемых материалов и возникновением остаточных напряжений (ОН), остаются [2, 3].

Проблемой при ДСВ разнородных материалов является неравномерность распределения пластических деформаций по площади стыка, а соответственно и процессов образования физического контакта, активации поверхностей и объемного взаимодействия (диффузии, рекристаллизации).

В работе [3] нами показано, что одним из перспективных способов управления напряженно-деформированным состоянием (НДС) и распределения пластических деформаций является ДСВ с термоциклированием.

Целью настоящей работы было усовершенствование технологии ДСВ и пайки разнородных материалов путем управления формированием НДС с учетом пластических деформаций. Механика соединений при диффузионной сварке, пайке и напылении разнородных материалов в условиях упругости рассмотрена в работе [4].

Для установления принципиальной возможности управления формированием пластических деформаций в зоне стыка разнородных материалов и его закономерностей при ДСВ с термоциклированием проведено моделирование НДС в наиболее распространенных узлах типа цилиндр-цилиндр (Ц-Ц), втулка-втулка (В-В) и втулка-фланец (В-Ф) при нагреве и охлаждении на 100 °С. Для моделирования НДС использовали метод конечных элементов и программный комплекс ANSYS. Адекватность результатов моделирования подтверждена аналитическими решениями и данными, полученными экспериментально методом спекл-интерферометрии, описанными в работе

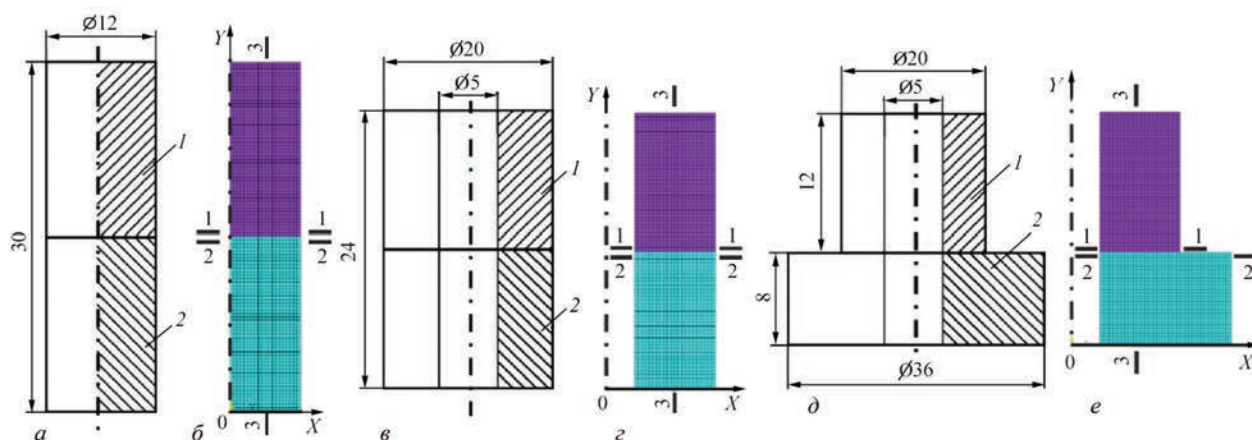


Рис. 1. Общий вид (а, в, д) и сечение конечно-элементных моделей (б, г, е) узлов Ц-Ц, В-В и В-Ф, соответственно

[5]. Общий вид и сечения конечно-элементных моделей узлов Ц-Ц, В-В и В-Ф приведены на рис. 1.

Моделирование НДС узлов с учетом пластических деформаций мгновенной пластичности показали, что принципиальные закономерности формирования НДС цилиндрических узлов, установленные в работах [3, 4] для упругого состояния, сохраняются, но уровень напряжений существенно снижается. При моделировании модули упругости принимали одинаковыми, предел текучести в узлах Ц-Ц и В-В меньше в детали 1, в узле В-Ф пределы текучести как одинаковые, так и меньше у втулки или меньше у фланца. Температурные коэффициенты линейного расширения (ТКЛР) приняты отличающимися в два раза, кроме модели для ДСВ по традиционной схеме (при постоянной температуре) при разных пределах текучести.

Установлено, что при традиционной схеме ДСВ узлов Ц-Ц и В-В в материале с меньшим пределом текучести в момент появления пластических деформаций в зоне стыка эквивалентные напряжения уменьшаются и при дальнейшем нагружении пластически деформируется часть детали, удаленная от стыка (рис. 2, а, б). Стык на рис. 2, а, б показан стрелочкой. В узле В-Ф при одинаковых пределах текучести и меньшим у

втулки поля деформаций аналогичны полям в узлах Ц-Ц и В-В с заметным увеличением у концентратора напряжений (рис. 2, в, г). При меньшем пределе текучести материала фланца пластические деформации в нем развиваются в очень узкой зоне вблизи концентратора (точка А, рис. 2, д).

Моделирование с учетом пластических деформаций ползучести показало, что характер полей деформаций не изменяется. При традиционной схеме ДСВ пластические деформации на большей части стыка также отсутствуют. При ДСВ с термоциклированием (нагрев или охлаждение на 100 °С) без внешнего нагружения сжатием после схватывания поверхностей узлов Ц-Ц и В-В из материалов с равными пределами текучести и разными ТКЛР обеспечивается идеальная локализация пластических деформаций в зоне соединения с захватом обоих соединяемых материалов симметрично относительно стыка (рис. 3, а–г). В узле В-Ф при одинаковых пределах текучести материалов втулки и фланца поля деформаций не симметричны (рис. 3, д, е). И при нагреве, и при охлаждении они сосредоточены вблизи стыка, в большей степени со стороны втулки. Зона пластических деформаций со стороны фланца значительно меньше. Появление пластических дефор-

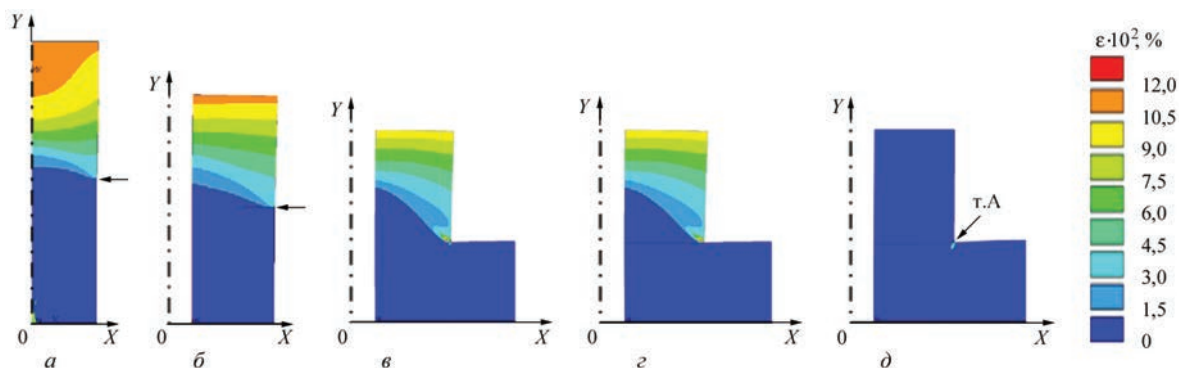


Рис. 2. Поля мгновенных пластических деформаций узлов Ц-Ц (а), В-В (б) при меньшем пределе текучести детали 1, В-Ф при равных пределах текучести (в), меньшим у втулки (г) и меньшим у фланца (д) при традиционной схеме ДСВ с учетом деформаций мгновенной пластичности

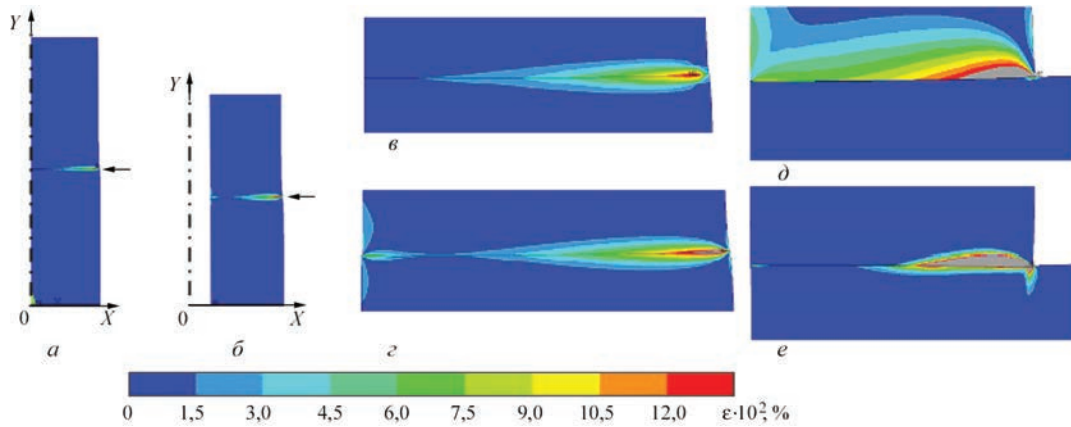


Рис. 3. Поля эквивалентных мгновенных пластических деформаций в узлах Ц-Ц (*a*, *в*), В-В (*б*, *г*) и В-Ф (*д*, *е*) с одинаковыми пределами текучести и меньшим ТКЛР деталей 1 и втулки по всему узлу (*a*, *б*) и вблизи стыка (*в*–*е*) при термическом нагружении без внешнего давления после схватывания поверхностей

маций уменьшает пики всех напряжений в точке концентрации.

При одновременном силовом (сжатию) и термическом (нагрев–охлаждение) нагружении и равных пределах текучести пластические деформации увеличиваются во всех узлах и распределяются более равномерно в узлах В-Ф. В узлах Ц-Ц и В-В они появляются поочередно в материале с меньшим ТКЛР при нагреве и с большим ТКЛР при охлаждении. Если пределы текучести разные, то в условиях моделирования при нагреве деформировался только материал с меньшим пределом текучести и меньшим ТКЛР.

Особенностью полей и эпюр распределения пластических деформаций при термоциклировании как без внешнего давления, так и с давлением является наличие в стыке зоны, где эквивалентные напряжения и пластические деформации имеют минимальное значение, а касательные напряжения и деформации сдвига переходят через нуль. Точку с нулевыми касательными напряжениями и окружающую зону вблизи нее с минимальными эквивалентными напряжениями и деформациями предложено называть точкой и зоной деформационного застоя. Отсутствие деформаций сдвига усложняет возможность активации соединяемых поверхностей. В узле Ц-Ц эта зона находится в его центре, в узлах В-В и В-Ф — вблизи внутренней поверхности на расстоянии около 0,23...0,25 толщины втулки. От этой зоны к внутренней и внешней поверхности пластические деформации постепенно увеличиваются.

Для расширения возможностей регулирования НДС исследовали влияние пластических деформаций ползучести. Это было третьим этапом моделирования НДС (первый этап для упругого состояния, второй этап с учетом деформаций мгновенной пластичности). При этом рассматривали три цикла нагрева и охлаждения на 100 °С в течение 60 с с выдержкой 60 с в каждом цикле

при давлении сжатия 15 МПа. Величина и распределение пластических деформаций после каждого цикла показаны на рис. 4.

В процессе термоциклирования напряжения и пластические деформации изменяются по величине, но характер распределения вдоль стыка сохраняется. Ползучесть материала увеличивает значение пластических деформаций, что способствует образованию физического контакта, акти-

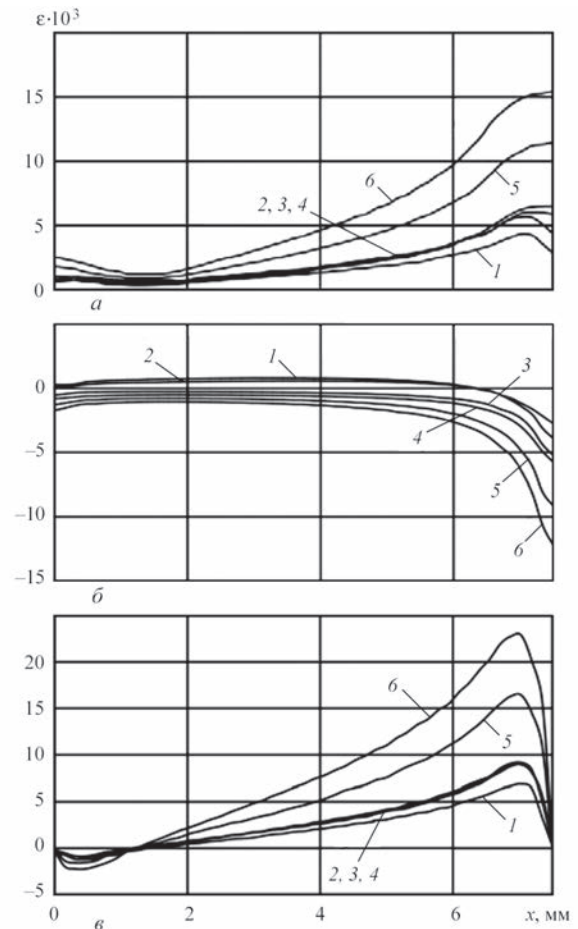


Рис. 4. Эпюры эквивалентных (*a*), осевых (*б*) и сдвиговых (*в*) деформаций при ДСВ через 60 (1), 120 (2), 180 (3), 240 (4), 480 (5) и 720 с (6) после начала термоциклирования узла В-В



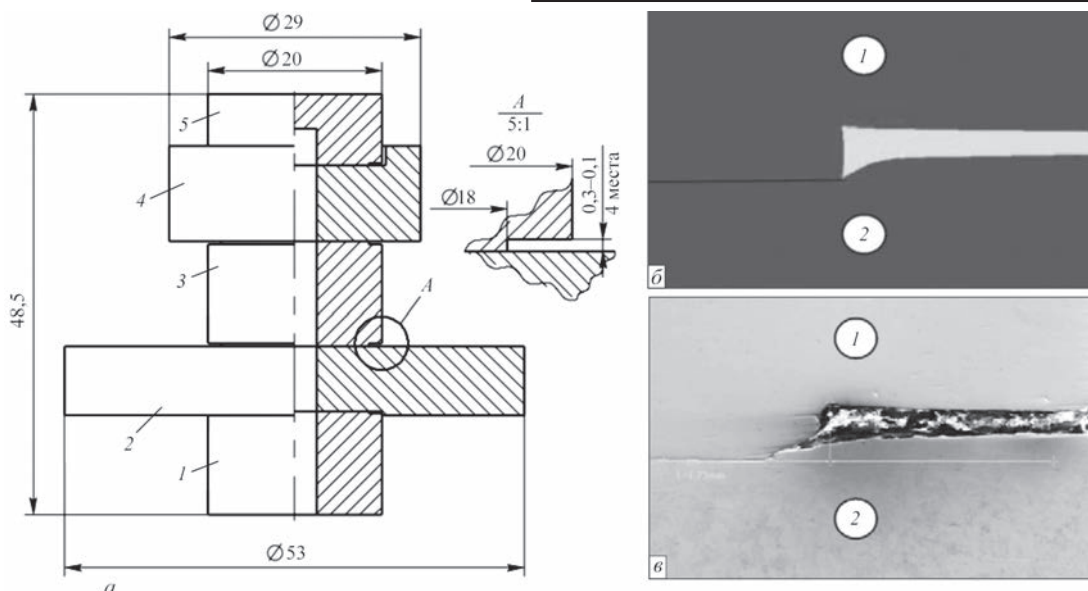


Рис. 5. Сварная заготовка корпуса электромагнитного клапана (а) и характер деформирования заготовки после ДСВ в узле А соединения втулки 1 и фланца 2 по результатам моделирования (б) и фактически (в): 1, 3, 5 — сталь 12Х18Н10Т; 2, 4 — сталь 10895

вации соединяемых поверхностей и развитию рекристаллизационных и диффузионных процессов, в отличие от традиционной схемы ДСВ, в условиях которой главную роль играют медленно протекающие диффузионные процессы [6]. ДСВ в условиях совместного сжатия и наложения теплосмен является более благоприятной для распределения пластических деформаций, обеспечивая их локализацию в зоне стыка, более равномерное распределение по площади соединения и интенсивное развитие процессов образования соединения.

Моделирование НДС было использовано при разработке технологии ДСВ корпусов электромагнитных клапанов, в которых свариваются одновременно четыре стыка сталей 12Х18Н10Т (три детали) и 10895 (две детали). Сварная заготовка клапана показана на рис. 5.

Сварка проводилась при общем нагреве токами высокой частоты при трех циклах нагрева и охлаждения. Как и было установлено предварительными исследованиями на моделях, деформация проходила только при нагреве в зоне стыка менее

прочной стали 10895. После ДСВ проводили обмеры и анализ результатов моделирования.

Для проведения моделирования НДС были определены модули упругости, пределы текучести, коэффициенты Пуассона, дилатограммы нагрева и охлаждения, кривые, параметры и уравнения ползучести соединяемых материалов в функции от температуры. Сталь 10895 при нагреве переходит из  $\alpha$ -фазы в  $\gamma$ -фазу с изменением физико-механических свойств (ФМС), в частности, изменением ТКЛР, о чем свидетельствуют дилатограммы нагрева и охлаждения стали 10895, а также ТКЛР этой же стали (рис. 6). Это позволило в процессе термоциклирования использовать не только температурные, но и структурные деформации.

Зависимость предела текучести от температуры, использованная при моделировании, и кривые ползучести стали 10895 приведены на рис. 7. В интервале термоциклирования 750...1050 °С скорость ползучести стали 12Х18Н10Т очень мала по сравнению со сталью 10895 и ее деформацией можно пренебречь.

Параметры ползучести стали 10895 определяли экспериментально с применением установки Gleeble-3800 и модернизированной установки для диффузионной сварки в вакууме. Для обработки результатов использовали уравнение, описывающее ползучесть на первой и второй стадиях:

$$\varepsilon = C_1 p^{C_2} \frac{t^{C_3+1}}{C_3+1} \times \exp\left(-\frac{C_4}{T}\right) + C_5 p^{C_6} t \exp\left(-\frac{C_7}{T}\right),$$

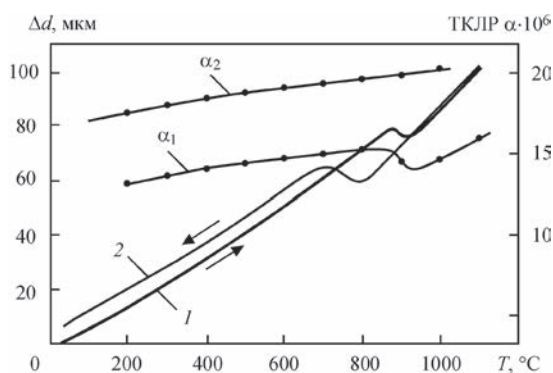


Рис. 6. Дилатограммы нагрева (1) и охлаждения (2) стали 10895 и ТКЛР стали 10895 ( $\alpha_1$ ) и стали 12Х18Н10Т ( $\alpha_2$ )

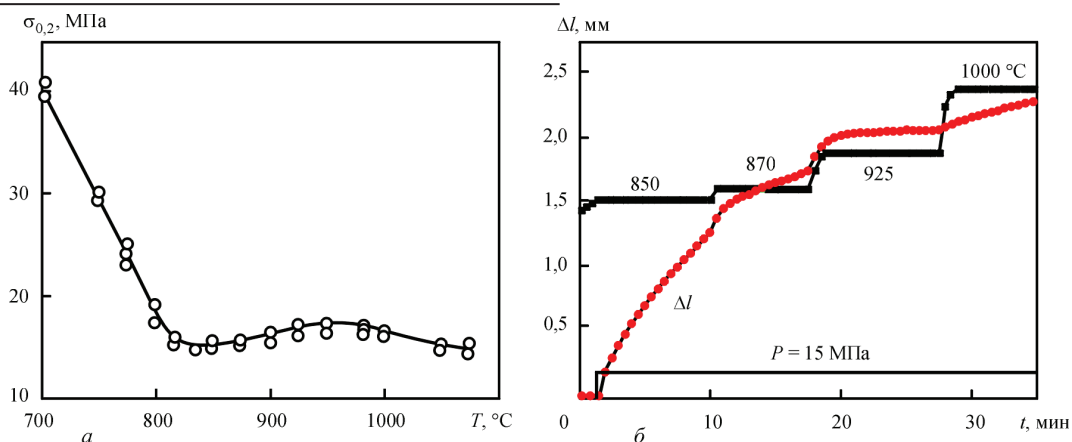


Рис. 7. Влияние температуры на предел текучести (а) и циклограмма испытаний на ползучесть стали 10895 с изменением длины образца  $\Delta l$  при температурах 850, 870, 925, 1000 °С и давлении 15 МПа (б)

где  $\varepsilon$  — величина деформации;  $C_1 \dots C_7$  — коэффициенты, определяемые по экспериментальным кривым ползучести, при этом  $C_1 > 0$ ;  $C_3 < 0$ ;  $C_5 > 0$ ;  $C_4 = (\Delta H_{n(1)}/R)$ ;  $C_7 = (\Delta H_{n(2)}/R)$ ;  $\Delta H_{n(1)}$  и  $\Delta H_{n(2)}$  — энергия активации ползучести на первой и второй стадиях, соответственно;  $C_2$  и  $C_6$  — постоянные, соответственно для первой и второй стадий.

Коэффициенты определены из серии кривых, полученных для разных температур и давлений:  $C_1 = 4,99 \cdot 10^{-24}$ ;  $C_2 = 4,59 \dots 4,65$ ;  $C_3 = -0,32 \dots -0,52$ ;  $C_4 = 32700 \dots 39800$ ;  $C_5 = 1,641 \cdot 10^{-25}$ ;  $C_6 = 4,49 \dots 4,65$ ;  $C_7 = 32700 \dots 39800$ .

Сравнение результатов моделирования и экспериментальных результатов подтвердило адекватность моделирования. Например, на рис. 5, а показана конфигурация заготовки в зоне соединения втулки 3 с фланцем 2 в узле А (см. рис. 5, б, в). Характер деформирования заготовки при моделировании и в реальной детали одинаковы, а количественные значения деформаций имеют удовлетворительную сходимость.

Для экспериментальной оценки влияния термоциклирования на качество сварных соединений проводили также механические испытания. Установлено, что при сварке без термоциклирования образцы при испытаниях на растяжение разрушились при напряжениях до 255 МПа. Поверхность разрушения имела до 40 % площади «слипания», а также форму воронки, что свидетельствует о начале разрушения в центре образца. При сварке с термоциклированием достаточно трех термоциклов для обеспечения равнопрочности соединений со сталью 10895 (более 360 МПа). При испытаниях на ударный изгиб цилиндрические образцы диаметром 15 мм при угле загиба 90° не разрушались. При испытании образцов, имитирующих изделие, разрушение проходило по стали 10895 и напряжениях (363...398)/383 МПа (в знаменателе среднее значение).

Для изучения структуры металла в зоне стыка использовали метод электронного просвечивания фольги при увеличениях до 50000 и локальный рент-

геноспектральный микроанализ с определением тонкой структуры, диффузионных процессов и распределения плотности дислокаций по площади стыка, которая обусловлена значением и интенсивностью пластических деформаций. Результаты этих исследований приведены в работах [1, 7, 8]. Ширина диффузионной зоны даже в центре цилиндра, определяемая по распределению хрома, никеля и железа, составила около 10 мкм, что существенно превышает принятый в литературе критерий прочности по ширине диффузионной зоны 3...5 мкм [6]. При стендовых испытаниях изделия разрушались с многократным запасом нормативной прочности. Результаты экспериментальных исследований подтвердили эффективность использования не только температурных, но и структурных деформаций для управления формированием НДС в процессе сварки. Структурные деформации использованы также при ДСВ дисперсионноупрочняющих жаропрочных никелевых сплавов для соединения деталей, одна из которых находилась в аустенизированном, другая в состаренном состоянии, а термоциклирование проводили в температурном интервале 1000...1175 °С, в котором происходит выпадение и растворение упрочняющей фазы и, как следствие, изменение удельного объема (структурные деформации), что способствует развитию в стыке пластических деформаций.

Главной проблемой создания металлокерамических узлов является формирование остаточного НДС, связанного с различием ФМС металла и керамики. При этом определяющую роль играют конструкция узла и процессы релаксации напряжений, которые возникают даже в согласованных спаях при высокотемпературной пайке. Моделирование НДС позволило создать металлокерамические узлы без металлизации керамики с применением высокотемпературной пайки (рис. 8).

Определены оптимальная толщина ковара, наиболее опасные зоны соединения, влияние деформаций мгновенной пластичности и ползучести



Рис. 8. Металлокерамические узлы, полученные высокотемпературной пайкой без металлизации керамики

на снижение уровня остаточных напряжений до безопасного и режим охлаждения. Аналогичные проблемы решены при создании металлографитовых конструкций [9, 10].

При пайке металлов с неметаллами, жаропрочных никелевых сплавов или других однородных материалов мы имеем соединение с промежуточной прослойкой, свойства и толщина которой также влияют на НДС и работоспособность узла.

Известно, что НДС влияет на механические свойства материала, его прочность (предел текучести) и пластичность (относительное удлинение) [11]. Для оценки этого влияния на свойства соединяемых материалов и прослойки в зоне соединения удобно использовать коэффициент жесткости напряженного состояния  $K_{ж}$ , равный отношению максимальных по модулю главных напряжений к эквивалентным,  $K_{ж} = \sigma_{1(3)}/\sigma_{эkv}$ . Величина коэффициента  $K_{ж}$  определяет степень разупрочнения ( $K_{ж} < 1$ ) или упрочнения ( $K_{ж} > 1$ ) материала в той или иной зоне узла по сравнению с линейным напряженным состоянием, в условиях которого проводятся стандартные испытания материалов на прочность. Прослойки разделяют на «жесткие» и «мягкие». В пластической стадии работы к мягким относятся прослойки с меньшим пределом текучести  $\sigma_{т пр}$ , чем у основного металла ( $\sigma_{т пр} < \sigma_{т о.м}$ ), к жестким прослойки с большим  $\sigma_{т пр}$  ( $\sigma_{т пр} > \sigma_{т о.м}$ ). При работе в упругой стадии критерием жесткости являются модули упругости: мягкие при  $E_{пр} < E_{о.м}$ , жесткие при  $E_{пр} > E_{о.м}$ .

Компьютерное моделирование НДС цилиндрических узлов с прослойками на растяжение и сжатие показало, что как при жесткой, так и при мягкой прослойках в небольшой зоне их соединения с основным металлом вблизи поверх-

ности в прослойке и прилегающих участках основного металла шириной около двух толщин прослойки формируется объемное НДС с радиальными, окружными, осевыми и касательными напряжениями.

При растяжении в мягкой прослойке, которая начнет деформироваться раньше основного металла, действуют растягивающие радиальные, окружные и осевые напряжения, в то время как в более прочном основном металле — растягивающие осевые и сжимающие радиальные и окружные. При этом уровень эквивалентных напряжений в прослойке снижается по сравнению с приложенной нагрузкой, а в основном металле возрастает, т. е. проявляется эффект разгрузки или упрочнения прослойки и догрузки или разупрочнения основного металла [12].

В узлах с жесткой прослойкой осевое растяжение в ней сочетается со сжатием в радиальном и окружном направлениях. При этом эквивалентные напряжения в прослойке возрастают, т. е. проявляется эффект догрузки прослойки или ее разупрочнения [12]. Поэтому хрупкие прослойки в паяных соединениях не допускаются.

Компьютерное моделирование показало, что в упругой стадии деформирования мягкой прослойки коэффициенты жесткости напряженного состояния и соответственно упрочнение мягкой прослойки и разупрочнение более прочного основного металла зависят только от соотношения модулей упругости и коэффициентов Пуассона основного металла и прослойки и не зависят от величины приложенной осевой нагрузки. В пластической стадии они зависят также от степени перегрузки прослойки, т. е. отношения приложенного напряжения к пределу текучести материала прослойки:  $K_{пер} = \sigma_{нагр}/\sigma_{т}$ , где  $K_{пер}$  — коэффициент перегрузки прослойки,  $\sigma_{нагр}$  — действующая нагрузка на узел,  $\sigma_{т}$  — предел текучести материала прослойки.

Вблизи образующей узла равномерность распределения напряжений резко нарушается. Эпюры осевых напряжений вдоль внешней поверхности в зоне стыка прослойки и основного металла при различных осевых нагрузках в упругой стадии показаны на рис. 9, а, а в упругопластической на рис. 9, б.

Осевые напряжения вблизи стыка распределены неравномерно. В упругой стадии работы прослойки они изменяются от 70 до 120 МПа в прослойке и от 100 до 175 МПа в основном металле, а в упругопластической от 90 до 120 МПа в прослойке и от 140 до 255 МПа в основном металле. Максимальные осевые напряжения существенно превышают уровень приложенной внешней нагрузки и находятся в основном металле рядом со стыком. Вследствие этого при достаточном упроч-

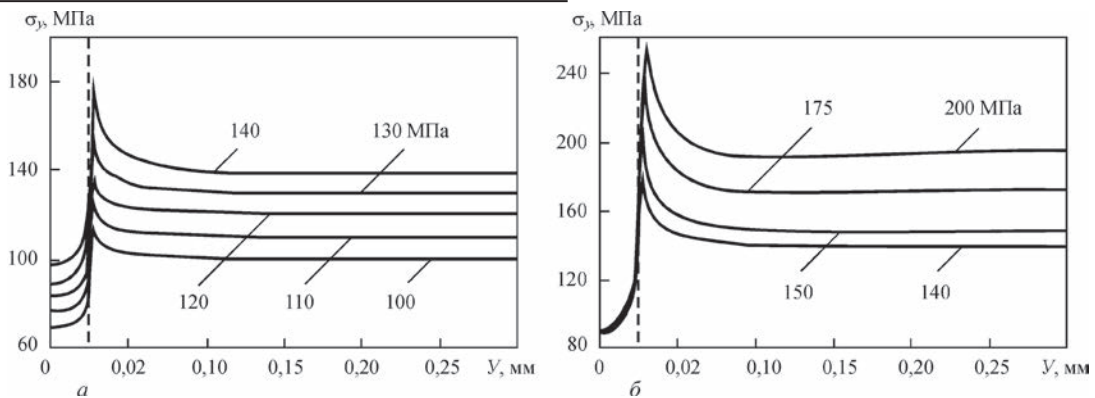


Рис. 9. Эпюры осевых напряжений вдоль образующей в зоне стыка прослойки и основного металла при осевых нагрузках 100...130 МПа (а) и 140...200 МПа (б)

нении мягкой прослойки и разупрочнении основного металла разрушение может произойти по более прочному основному металлу на стыке с прослойкой, что подтверждается известными экспериментами по пайке армко-железа медью с толщиной медной прослойки около 0,05 мм [2].

### Выводы

1. При ДСВ с термоциклированием разнородных материалов вследствие появления радиальных, осевых, окружных и касательных напряжений формируется объемное напряженное состояние с развитием деформации сдвига, что обеспечивает локализацию пластических деформаций в зоне стыка, активацию соединяемых поверхностей и их активное взаимодействие по всей площади. Характер и уровень НДС в наибольшей мере определяются внешним давлением сжатия, различием ТКЛР, интервалом изменения температуры и структурными деформациями. Например, пластическая деформация локализуется в зоне стыка при ДСВ дисперсионно-упрочняемых жаропрочных никелевых сплавов, находящихся в состаренном и аустенизированном состояниях, переходах  $\alpha$ - в  $\gamma$ -фазу и других.

2. При высокотемпературной пайке неметаллизированной керамики с коваром деформации мгновенной пластичности в интервале высоких температур и ползучести при более низких температурах позволяют снизить остаточные напряжения в металлокерамических узлах ниже предела прочности керамики на разрыв. Релаксации напряжений способствует режим охлаждения под давлением.

3. В соединениях однородных металлов с мягкой прослойкой при нагружении осевой нагрузкой в зоне стыка формируется объемное НДС, изменяющее характеристики прочности и пластичности металла, полученные при испытаниях в условиях линейного напряженного состояния, что способствует появлению эффекта упрочнения металла прослойки и разупрочнению основного более прочного металла. Максимальные осевые напряжения возникают в основном металле рядом

со стыком, что в сочетании с разупрочнением может привести к разрушению соединения по более прочному основному металлу.

### Список литературы

1. Кривцун І. В., Квасницький В. В., Максимов С. Ю., Єрмолаєв Г. В. (2017) *Спеціальні способи зварювання*. Патон Б. С. (ред.). Миколаїв, НУК.
2. Єрмолаєв Г. В., Квасницький В. В., Квасницький В. Ф. та ін. (2015) *Паяння матеріалів*. Хорунов В. Ф., Квасницький В. Ф. (ред.). Миколаїв, НУК.
3. Махненко В. І., Квасницький В. Ф. (2009) Особенности формирования напряженно-деформированного состояния соединений разнородных материалов, полученных диффузионной сваркой. *Автоматическая сварка*, **8**, 1–16.
4. Квасницький В. В., Єрмолаєв Г. В., Матвієнко М. В. (2017) *Механіка з'єдинень при дифузійній сварці, пайці та напыленні разнородних матеріалів в умовах уругості*. Николаєв, НУК.
5. Квасницький В. В., Золотий Ю. Г., Лабарткава А. В. и др. (2008) Экспериментальное исследование деформации сварного узла типа втулка-втулка из разнородных материалов. *Зб. наук. праць НУК*. Миколаїв, НУК, **4**, сс. 65–73.
6. Казаков Н. Ф. (1976) *Диффузионная сварка материалов*. Москва, Машиностроение.
7. Лобанов Л. М., Єрмолаєв Г. В., Квасницький В. В. та ін. (2016) *Напруження та деформації при зварюванні і паянні*. Лобанов Л. М. (ред.). Миколаїв, НУК.
8. Квасницький В. В., Квасницький В. Ф., Маркашова Л. І., Матвієнко М. В. (2014) Влияние напряженно-деформированного состояния на структуру и свойства соединений при диффузионной сварке разнородных металлов. *Автоматическая сварка*, **8**, 10–16.
9. Емельянов В. М., Квасницький В. В., Єрмолаєв Г. В. и др. (2009) Оптимизация конструкции металлографитовых подшипников скольжения на основе анализа остаточных напряжений в паяных узлах. *Вестник Херсонского национального технического университета*, **3**, сс. 42–46.
10. Ermolaev G. V., Martynenko V. A., Oleksenko S. V. et al. (2017) Effect of the Rigid interlayer Thickness on the Stress-Strain of Metal-Grafitе Assemblies Under Thermal Loading. *Strengs of Materiale*, May, **49**, **3**, pp. 422–428.
11. Копельман Л. А. (2010) *Основы теории прочности сварных конструкций*. Санкт-Петербург, Лань.
12. Квасницький В. В., Квасницький В. Ф., Dong Chunlin и др. (2018) Напряженно-деформированное состояние сварных и паяных узлов из однородных материалов с мягкой прослойкой при осевой нагрузке. *Автоматическая сварка*, **4**, 7–13.

### References

1. Krivtsun, I.V., Kvasnytskyi, V.V., Maksymov, S.Yu., Ermolayev, H.V. (2017) *Special methods of welding*. Ed. by B.E. Paton. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].

2. Ermolayev, H.V., Kvasnytskyi, V.V., Kvasnytskyi, V.F. et al. (2015) *Brazing of materials*. Ed. by V.F.Khorunov et al. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
3. Makhnenko, V.I., Kvasnitsky, V.F. (2009) Peculiarities of formation of stress-strain state in diffusion bonds between dissimilar materials. *The Paton Welding J.*, **8**, 7-11.
4. Kvasnytskyi, V.V., Ermolayev, H.V., Matvienko, M.V. (2017) *Mechanics of joints in diffusion welding, brazing and spraying of dissimilar materials under elasticity conditions*. Nikolaev, NUK [in Russian].
5. Kvasnitsky, V.V., Zolotoj, Yu.G., Labartkava, A.B. et al. (2008) Experimental investigation of deformation of welded assembly of bush-bush type from dissimilar materials: *Transact. NUK, Mykolaiv, NUK*, **4**, 65-73 [in Russian].
6. Kazakov, N.F. (1976) *Diffusion welding of materials*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Lobanov, L.M., Ermolayev, H.V., Kvasnytskyi, V.V. et al. (2016) *Stresses and strains in welding and brazing*. Ed. by L.M. Lobanov. Mykolaiv, NUK [in Ukrainian].
8. Kvasnitsky, V.V., Kvasnitsky, V.F., Markashova, L.I., Matvienko, M.V. (2014) Effect of stress-strain state on structure and properties of joints in diffusion welding of dissimilar metals. *The Paton Welding J.*, **8**, 8-14.
9. Emelyanov, V.M., Kvasnytskyi, V.V., Ermolayev, H.V. et al. (2009) Optimization of structure of metal-graphite slide-bearings on the base of residual stresses analysis in brazed assemblies. *Vestnik Khersonsk. NTU. Kherson, KhNTU*, **3**, 42-46 [in Russian].
10. Ermolaev, G.B., Martynenko, V.A., Olekseenko, S.V. et al. (2017) Effect of the rigid interlayer thickness on the stress-strain of metal-graphite assemblies under thermal loading. *Strength of Materials*, May, **49(3)** 422-428.
11. Kopelman, L.A. (2010) *Principles of theory of strength of welded structures*. St.-Petersburg, Lan [in Russian].
12. Kvasnytskyi, V.V., Kvasnytskyi, V.F., Dong Chunlin, Matvienko, M.V. et al. (2018) Stressed state of welded and brazed assemblies from similar materials with a soft interlayer under axial loading. *The Paton Welding J.*, **4**, 6-10.

## ДИФУЗІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТА ПАЯННЯ РІЗНОРІДНИХ МАТЕРІАЛІВ З КЕРОВАНИМ НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНИМ СТАНОМ

**В. В. КВАСНИЦЬКИЙ<sup>1</sup>, В. Ф. КВАСНИЦЬКИЙ<sup>2</sup>, CHEN HEXING<sup>3</sup>, М. В. МАТВІЄНКО<sup>2</sup>, Г. В. ЄРМОЛАСЬ<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського».

03056, м.Київ, просп. Перемоги, 37, корп. 23. E-mail: kvas69@ukr.net

<sup>2</sup>Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова.

54025, м.Миколаїв, просп. Героїв України, 9. E-mail: welding@nuos.edu.ua

<sup>3</sup>Guangdong Academy of Sciences. No.9, Building, 100 Xianlie Rd. Guangzhou, P. R. China.

E-mail: chenhexing@gdas.gd.cn

Досліджено напружено-деформований стан при дифузійному зварюванні у вакуумі і паянні різнорідних матеріалів з урахуванням пластичних деформацій миттєвої пластичності і повзучості. Розглянуто роль пластичних деформацій у формуванні з'єднань і залишкових напружень при дифузійному зварюванні у вакуумі різнорідних металів, в тому числі металів з неметалами, а також однорідних матеріалів з проміжними прошарками. Застосування температурного навантаження спільно з зовнішнім навантаженням при дифузійному зварюванні у вакуумі різнорідних металів дозволяє створити в стикі об'ємний напружений стан з формуванням осевих, радіальних, окружних, дотичних напружень, що сприяє локалізації пластичних деформацій в зоні стиків і розвитку деформацій зсуву, а відповідно інтенсифікації процесів утворення фізичного контакту, активації поверхонь і розвитку дифузійних процесів. Управління напружено-деформованим станом при з'єднанні металів з неметалами дозволяє регулювати релаксаційні процеси при охолодженні і запобігти руйнуванню з'єднань. Бібліогр. 12, рис. 9.

*Ключові слова*: дифузійне зварювання, паяння, напруження, деформації, моделювання, структура, механічні властивості, дифузія

## DIFFUSION WELDING AND BRAZING OF DISSIMILAR MATERIALS WITH CONTROLLED STRESS-STRAIN STATE

**V.V. KVASNITSKY<sup>1</sup>, V.F. KVASNITSKY<sup>2</sup>, CHEN HEXING<sup>3</sup>, M.V. MATVIENKO<sup>2</sup>, G.V. ERMOLAYEV<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>NTTU «Igor Sikorskii Kiev Polytechnic Institute». 37 Pobedi, 03056, Kiev, Ukraine. E-mail: kvas69@ukr.net

<sup>2</sup>Adm. Makarov National Shipbuilding University 9 Heroev Ukraini Prosp., 54025, Nikolaev, Ukraine.

E-mail: welding@nuos.edu.ua

<sup>3</sup>Guangdong Academy of Sciences. No.9, Building, 100 Xianlie Rd. Guangzhou, P. R. China.

E-mail: chenhexing@gdas.gd.cn

Stress-strain state in vacuum diffusion welding and brazing of dissimilar materials was studied, allowing for plastic deformations of instantaneous plasticity and creep. The role of plastic deformations in joint formation and residual stresses in vacuum diffusion welding of dissimilar metals, in particular of metals with non-metals, as well as similar metals with interlayers is considered. Application of temperature loading simultaneously with external load at vacuum diffusion welding of dissimilar metals allows creating a bulk stressed state in the butt joint, with formation of axial, radial, circumferential, tangential stresses, promoting localization of plastic deformations in the butt joint zone and development of shear deformations, and intensification of the processes of formation of physical contact, activation of the surfaces and development of diffusion processes. Control of stress-strain state at joining of metals with non-metals allows regulation of relaxation processes at cooling and prevention of joint fracture. 12 Ref., 9 Fig.

*Keywords*: diffusion welding, brazing, stresses, strains, modeling, structure, mechanical properties, diffusion

Поступила в редакцію 30.03.2018

# EFFECT OF PLATE THICKNESS ON WELD SPEED IN FRICTION STIR WELDING OF AA6061-T6 AL-ALLOY PLATES

G. İPEKOĞLU<sup>1</sup>, Ö. AKÇAM<sup>2</sup>, G. ÇAM<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Iskenderun Technical University, 31200 Iskenderun-Hatay, Turkey. E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr, gurel.cam@iste.edu.tr

<sup>2</sup> GSI SLV-TR Kaynak Teknolojisi Test ve Mesleki Gelişim Merkezi Ltd. Şti., Çiğdem Mah., Gökkuşluğu Sitesi, Mavi Blok No:37-38, 06520 Balgat, Çankaya, Ankara, Turkey. E-mail: ozgur.akcam@gsi.com.tr

In this study, it was aimed to determine the weld speeds required in order to obtain defect-free joints in AA6061-T6 alloy plates with two different thicknesses (namely 3,0 and 6,2 mm) by friction stir welding at a constant rotational rate of 1000 rev.min<sup>-1</sup>. For this purpose, two different stirring tools (one tool for each plate thickness) have been obtained and used to determine suitable weld speed for each plate thickness. The microstructures of the joints obtained were investigated in both macro- and micro-scale, and their mechanical properties were determined by conducting microhardness measurements and tensile testing. The current study clearly indicated that AA6061-T6 alloy plates with different thicknesses can be successfully FS welded provided that suitable stirring tool and weld parameters are used. Moreover, it was also observed that the joint performance value of the thicker plates was somewhat lower than that of the thinner plates. This can be attributed to higher heat inputs required in order to obtain defect-free joints in thicker plates and lower cooling rates after the joining in the case of thicker plates. 42 Ref., 2 Tabl., 7 Fig.

*Keywords: friction stir welding, AA6061-T6, plate thickness, microstructure, mechanical properties*

**Introduction.** Friction stir welding (FSW) is a novel solid state joining technique used for welding low melting materials, particularly Al-alloys. In this joining method, the heat generated from the resistance of the material to plastic deformation is utilized to produce the joint. The workpieces to be joined are held against each other and a stirring tool rotating at a high rate is plunged into the workpieces and moved along the joint line. The workpieces does not melt but plasticizes by the heat generated from the resistance between the shoulder as well as the surface of the tip of the stirring tool. The plasticized workpieces are mixed together by the stirring tool as it travels along the joint line producing the joint [1–8].

This novel welding technique is at present widely employed for joining Al-alloys in industrial applications [6]. Furthermore, the method is also capable of being used in joining of Cu-alloys [9–11], Mg-alloys [12–14], Pure Pb [15], and even for higher temperature structural materials such as steels [16–19] and Ti-alloys [4] provided that the limitations on suitable stirring tools that can withstand temperatures above 1000 °C. The problems originating from the melting are not encountered in this joining technique since the workpieces do not melt during welding. These difficulties encountered in fusion joining include porosity formation and cracking in weld zone [20–26]. Moreover, it is desirable to obtain comparable mechanical properties in weld zone of a joint to those of the base plate [1]. However, the loss of strength in the weld region, both in weld nugget in the HAZ, takes place in this joining method due to dissolution and coarsening of strengthening

precipitates, respectively. Nevertheless, the loss of strength is much lower in FSW than that occurring in the fusion joining due to the lower heat inputs involved in FSW.

AA6061 Al-alloy exhibits a very good corrosion resistance. Owing to its good corrosion performance coupled with its high strength and light weight, this alloy is widely used in industrial applications. Thus, numerous studies have been conducted on friction stir weldability of these alloys [27–31]. In this study, AA6061-T6 alloy plates with two different thicknesses, namely 3,0 and 6,2 mm thick, have been friction stir welded using a different stirring tool for each. In these weld trials, the rotational rate (i.e., 1000 rev. min<sup>-1</sup>) chosen from the literature has been employed for both plate thickness. Thus, it was aimed to find out the influence of plate thickness on weld speed at a constant rotational rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup>.

**Experimental procedure.** AA6061-T6 plates with two different thicknesses, namely 3,0 and 6,2 mm, were used in this study. In order to conduct the weld trials, a welding fixture was designed and produced. This fixture is needed to hold the work pieces to be welded in a fixed position on CNC table throughout the joining process. Fig. 1 illustrates the designed welding fixture, which was used in friction stir welding of the plates. Moreover, two FSW stirring tools with different geometries and tip lengths (namely 2,8 and 6,0 mm) were purchased and used in the welding of plates, Fig. 2.

The rotational rate, i.e. 1000 rev. min<sup>-1</sup>, used in the FSW of the AA6061-T6 plates in this study is determined based on the reports existing in the literature [32–39]. This rotational rate was chosen as

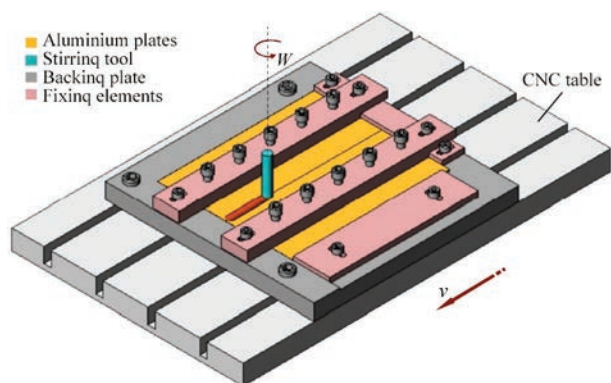


Fig. 1. The fixture designed and produced to be used in weld trials and the welding procedure

it was reported that defect-free joints produced at this rotational rate by FSW for both AA6061 and AA7075 Al-alloys plates. Furthermore, two different weld speeds were used for each plate thickness, namely 100 mm/min and 150 mm/min for the plate thickness of 3,0 mm and 50 mm/min and 75 mm/min for the plate thickness of 6,2 mm. Thus, it was aimed to determine the optimum traverse speed at the constant rotational rate of 1000 rev.min<sup>-1</sup> for each plate thickness. A tilting of stirring tool was used for both plate thickness, i.e., 0,7° for 3,0 mm thick plates and 0,5° for 6,2 mm thick plates. The weld parameters used were given in detail in Table 1.

A metallography specimen and three tensile test specimens were extracted from each joint produced in order to evaluate microstructural and hardness variations within the weld region and to determine tensile properties, i.e. weld performance values. Metallography specimens were ground and polished



Fig. 2. The FSW stirring tools used in this study (1 — pin length is 2,8 mm and shoulder diameter is 10 mm; 2 — pin length is 6,0 mm and shoulder diameter is 15 mm) [38]

Table 1. The weld parameters used for FSW of AA6061-T6 alloy plates with two different thicknesses

Plate thickness $t$ , mm	Shoulder diameter $d$ , mm	Rotational rate, rev. min <sup>-1</sup>	Weld speed, mm/min	Tool tilting, Degrees
3,0	10	1000	100	0,7
			150	
6,2	15		50	0,5
			75	

and then etched for 120 s using Keller's reagent for microstructural investigations and microhardness measurements. A detailed optical microscopy was conducted along the cross-sections of the joints produced in order to evaluate the microstructural alterations taking place within the weld regions. Several macro- and micrographs were taken from different regions of each joint and used to correlate the microstructure and the mechanical properties of the joints. Thus, it was aimed to determine the effect of weld speed on the microstructure and in turn on the mechanical behavior of the joints. Vickers microhardness measurements were conducted across the joint cross-sections using a load of 200 g, loading time being 10 s. The geometry of the tensile specimens tested was given in a previous publication [32]. All tensile tests were conducted using a loading rate of 0,1 mm/min.

**Results and discussion.** 1. *Microstructural Aspects.* Macrographs taken from the welded joints produced (3,0 mm and 6,2 mm thick plates) are given in Fig. 3, 4, respectively. As seen from Fig. 3, both joints produced on 3,0 mm thick plates using different weld speeds, namely 100 mm/min and 150 mm/min, did not exhibit any weld defects, such as porosity or tunnel-like void. Similarly, all the joints produced on 6,2 mm thick plates with different weld speeds (i.e., 50 mm/min and 75 mm/min) also did not display any weld defects, Fig. 4. These results indicate that defect-free joints were successfully produced for both plates with different thickness using suitable tools and weld parameters.

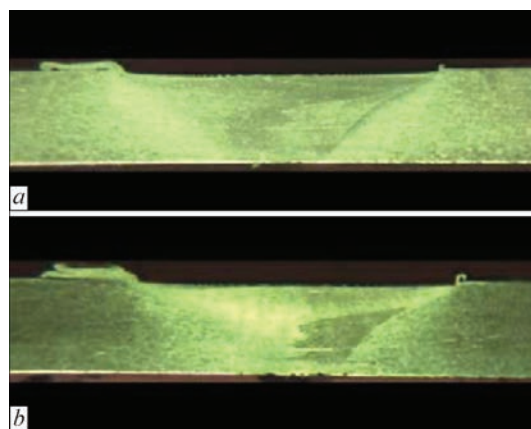


Fig. 3. Macrographs taken from the FSWed joints produced on 3,0 mm thick plates using a rotational rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup>: a — 100 mm/min; b — 150 mm/min

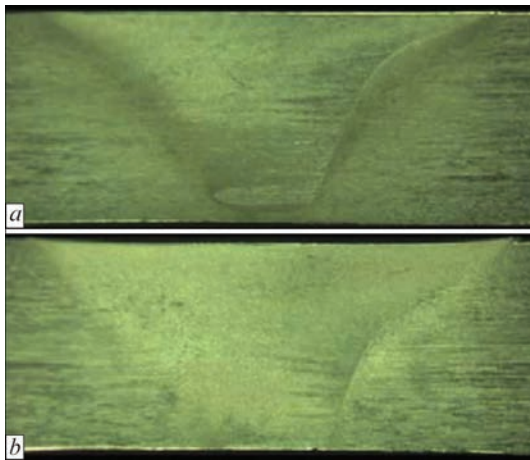


Fig. 4. Macrographs taken from the FSWed joints produced on 6,2 mm thick plates using a rotational rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup>: *a* — 50 mm/min; *b* — 75 mm/min

Moreover, it was also clearly observed that the weld regions of the joints obtained on thicker plates were wider than those exhibited by the joints produced on thinner plates. These results were not surprising since the shoulder and pin diameters of the stirring tool used in FSW of thicker plates are larger. These results also indicate that the rotational rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup> can be used for both plate thicknesses.

The microstructures of both AA6061-T6 base plates with two different thicknesses (i.e., 3,0 and 6,2 mm) used in this study are shown in Fig. 5, *a* and 6, *a*, respectively. As seen from these micrographs, both base plates exhibit a microstructure consisting of alpha grains containing randomly distributed large particles which are readily visible in optical microscopy. As reported in earlier publications [33, 34], the particles randomly oriented in alpha matrix are script-like Fe<sub>3</sub>SiAl<sub>12</sub> particles and round Mg<sub>2</sub>Si particles. Alpha grains existing in the microstructures of both base plates are coarse-grained and no clear difference was observed in the alpha grain size between the microstructures of the plates with different plate thicknesses. The microstructure of AA6061 alloy also contains very fine grained Mg<sub>2</sub>Si precipitates homogeneously distributed within the alpha grains, which result in strengthening in T6 temper condition of this alloy. However, these strengthening precipitates are extremely fine, so that they are not visible under optical microscope, and even in scanning electron microscopy.

As clearly seen from Fig. 5, grain refinement took place within the dynamically recrystallized zones (DXZs) of the joints produced on 3,0 mm thick AA6061-T6 plates using two different weld speeds, namely 100 and 150 mm/min. Moreover, it was also observed that the joint obtained using slower weld speed (i.e., 100 mm/min) exhibited coarser grains in the microstructure of the DXZ (Fig. 5, *b*) than

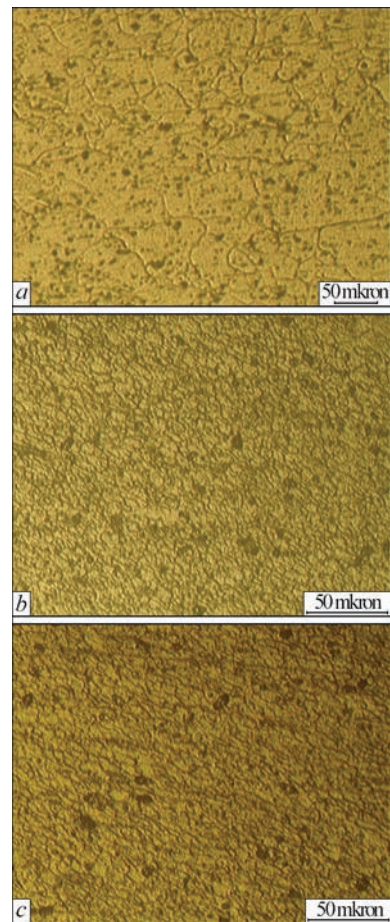


Fig. 5. Optical micrographs of 3,0 mm thick base plate and DXZs of the joints produced on this plate: *a* — base plate; *b* — DXZ of the joint produced using a weld speed of 100 mm/min; *c* — DXZ of the joint produced using a weld speed of 150 mm/min

those of the joint produced at higher weld speed (i.e., 150 mm/min), Fig. 5, *c*. This indicates that the extent of grain refinement was lower in the joint obtained at slower weld speed, which is attributed to the higher heat input involved in this case leading to grain coarsening.

Similar results were also observed in the joints obtained on thicker plates, i.e. 6,2 mm, using two different weld speeds (namely 50 and 75 mm/min), Fig. 6. Grain refinement also occurred within the DXZs of these joints as well and finer alpha grains were observed in the microstructures of the DXZs than those in the microstructure of the base plate. When the grain sizes of the microstructures of these joints are compared it can be seen that the joint produced at higher welding speed displayed finer grains than those of the joint obtained at lower weld speed, Figs. 6, *b*, *c*. This result is again attributed to the lower heat input involved in the case of higher weld speed resulting in finer grains within the DXZ.

Furthermore, the extent of the grain refinement taking place in the DXZs of the joints produced on thinner plates (i.e., 3,0 mm) is higher than that occurring in the DXZ of the joints obtained on thicker plates (i.e., 6,2 mm). In other words, the grains in



the DXZs of the thinner joints are finer than those in DXZs of thicker joints, Fig. 5, 6. This is believed to be due to the fact that heat input involved in FSW of thinner plates are in general much lower than those involved in FSW of thicker plates resulting from the use of larger stirring tools for thicker plates, as well as lower cooling rates involved in thicker plates after the welding.

**2. Mechanical Properties.** Vickers microhardness measurements ( $HV_{0,2}$ ) were taken across the weld cross-section from numerous locations on a line in the mid-thickness of the welded joint using a load of 200 g in order to determine the hardness profiles of all the joints produced in this study. Fig. 7 illustrates

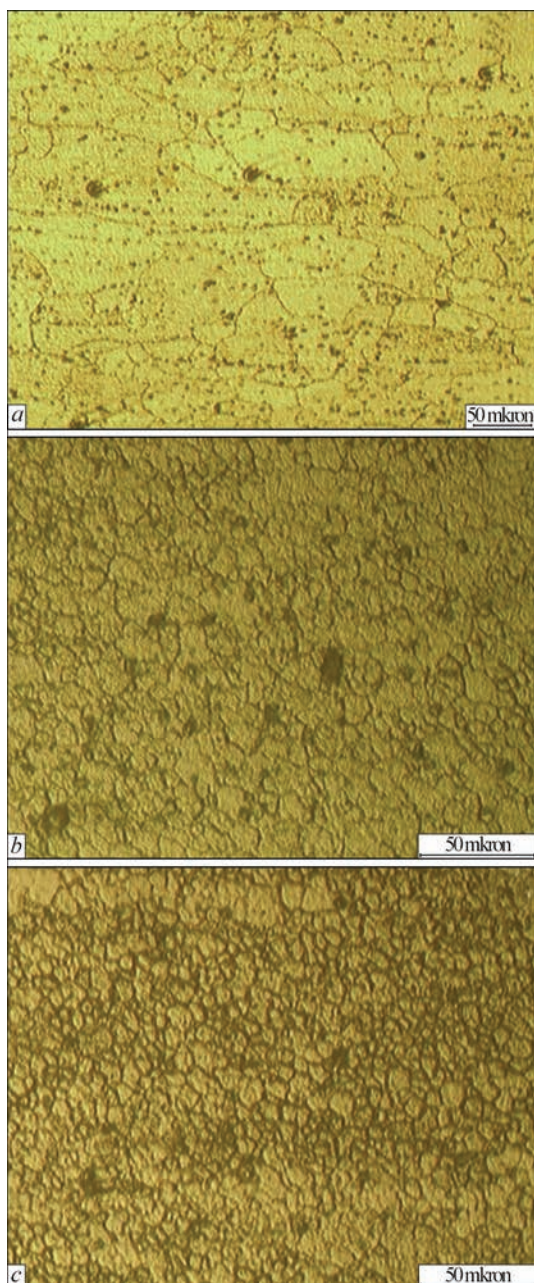


Fig. 6. Optical micrographs of 6,2 mm thick base plate and DXZs of the joints produced on this plate: *a* — base plate; *b* — DXZ of the joint produced using a weld speed of 50 mm/min; *c* — DXZ of the joint produced using a weld speed of 75 mm/min

the obtained hardness profiles from both joints with different plate thicknesses, namely 3,0 and 6,2 mm, produced using different weld speeds. These hardness profiles clearly indicate that a hardness loss took place in all the joints. On the other hand, metallographic investigations displayed that grain refinement occurred within the weld nugget of all the joints, Fig. 5, 6. It was expected that this grain refinement would increase the hardness in the weld region. However, the base plate used in this study is in the artificially aged temper condition (i.e., T6) and the strength in this temper condition originates mainly from very fine homogeneously distributed strengthening precipitates within the alpha grains. When this alloy is exposed to heat after aging, such as welding, dissolution or coarsening of the strengthening precipitates takes place depending on the level of temperature involved, thus resulting in a loss in hardness. This hardness loss occurs both in heat affected zone (HAZ) and in the weld nugget. The reason of the hardness loss in the weld nugget is the dissolution of the strengthening precipitates whereas the hardness loss in the HAZ is due to the coarsening of the precipitates as a result of overaging [40].

The hardness minimum lies within the overaged HAZ regions on both sides of the weld nugget since hardness loss in the weld nugget is partly recovered by the grain refinement taking place there, giving rise to a W-shaped hardness profile (Fig. 7). This type of hardness profile is very typical of this alloy as the case in fusion welding [5, 6, 20, 22, 23]. Moreover, a less significant hardness loss in the weld region was displayed by the joints produced at higher weld

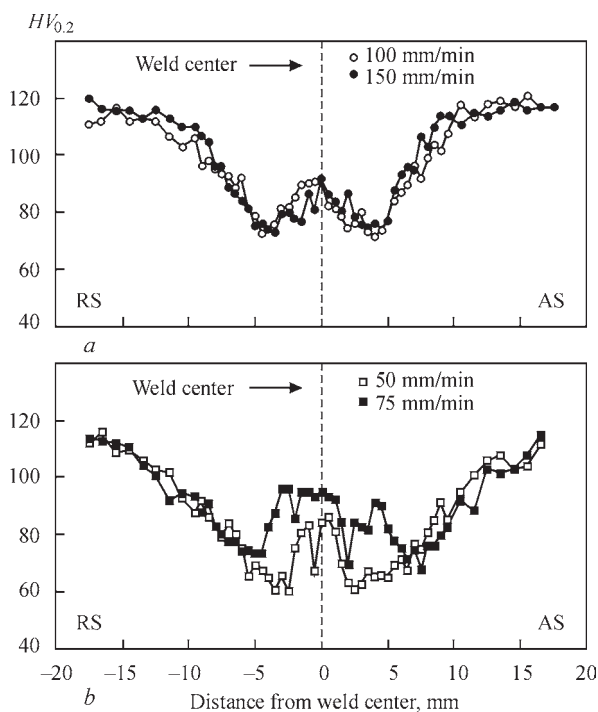


Fig. 7. Hardness profiles of the joints produced: *a* — 3,0 mm thick joint; *b* — 6,2 mm thick joint

Table 2. Tensile test results

Specimen	Weld speed, mm/min	%0,2 Proof stress, MPa	Tensile strength, MPa	Elongation, %	Proof stress performance, %	Tensile strength performance, %	Elongation performance, %
BM	--	276*	310*	12*	---	---	---
FSWed joint (3,0 mm)	100	170; 161; 162 (164)	220; 220; 221 (220)	4,2; 4,3; 4,1 (4,2)	59	71	35
	150	178; 183; 181 (181)	224; 233; 230 (229)	4,5; 4,2; 4,4 (4,4)	66	74	37
FSWed joint (6,2 mm)	50	140; 146; 147 (144)	200; 211; 210 (207)	3,9; 4,1; 4,1 (4,0)	52	67	33
	75	148; 148; 150 (149)	211; 210; 212 (211)	4,9; 5,3; 4,6 (4,9)	54	68	41

Note: Average values are given in bold and parenthesis. \*These mechanical properties of the base plate are taken from the literature.

speeds than those obtained at lower speeds for both plate thickness as seen from Fig. 7. This is attributed to lower heat inputs involved in the welds conducted at higher weld speeds.

It was also observed that the joints produced on 6,2 mm thick plates exhibited a more significant hardness loss within the weld region than the joints obtained on thinner plates, particularly the joint produced using a weld speed of 50 mm/min, Fig. 7, *b*. The lowest hardness observed within the weld region of the 6,2 mm thick joint produced at a welding speed of 50 mm/min was about 60 *HV*, while the minimum hardness in the 3,0 mm thick joints was 72 *HV*. This result is in good agreement with the metallographic investigations which indicated a more significant grain refinement within the weld nugget of the 3,0 mm thick joints than the joints produced on thicker plates, Fig. 5, 6. As discussed in the microstructural aspects section earlier, the reason for this is the higher shoulder and tip diameter of the stirring tool used for joining thicker plates, thus leading to higher heat input during welding, as well as lower cooling rates involved in the thicker plates after joining. Moreover, the width of the weld region where a hardness loss occurred is larger in the case of the thick plate joints (approximately 15 mm wide, Fig. 7, *b*) than thin plate joints (being about 10 mm wide, Fig. 7, *a*). This result is also in good agreement with the macrographs taken from the joints, Fig. 3, 4.

The tensile test results of the joints are summarized in Table 2. Three tensile test were conducted for each joint and the average of these three test results were calculated, and the average values calculated are given in Table in bold and parenthesis. These average values were used in the calculations of the joint performance values. Three joint performance values, namely proof stress performance, tensile strength performance and ductility performance, were determined for all the joints produced. The minimum tensile properties were taken from the tensile data existing in the literature for AA6061-T6 plates and used in the calculation of performance values. Three

performance values were determined as explained below:

Proof stress performance (%) = (%0,2 Proof stress of welded joint / %0,2 Proof stress of base plate) × 100

Tensile strength performance (%) = (Tensile strength of welded joint / tensile strength of base plate) × 100

Elongation performance (%) = (% Elongation of welded joint / % Elongation of base plate) × 100

As seen from Table 2, high weld performance values (i.e., proof stress and tensile strength performance values) have been obtained from all the joints produced on both plate thicknesses at a rotational rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup> using tools with different geometries (Fig. 2) and two different weld speeds. However, the joint produced with higher weld speed at each plate thickness exhibited higher weld strength performance values. The maximum proof stress and tensile strength performance values obtained from the specimens extracted from the 3,0 mm thick joints were displayed by the joint produced at a welding speed of 150 mm/min, which are 66 % and 74 %, respectively.

On the other hand, the maximum strength performance values were exhibited by the 6,2 mm thick joints produced at a welding speed of 75 mm/min, which are 54 % and 68 %, respectively. These values are lower than those obtained from the 3,0 mm thick joints. These results are in good agreement with the hardness profiles of the joints, Fig. 7. As seen from Fig. 7, the hardness loss in the weld regions of the 6,2 mm thick joints were more significant than those observed in the 3,0 mm thick joints. Moreover, the ductility performance values exhibited by all the joints are relatively low, ranging from 33 % to 41 %. This can be attributed to the strength undermatching in the weld region. Since the strength is much lower within the weld region than that of the base plate the elongation takes place only within the weld region section of the transverse tensile test specimens and the base plate sections do not yield (it is in the elastic region throughout the test) and thus do not contribute to the total elongation. In the case of strength undermatching joints, the stress concentration and, thus, fracture take place in the lower strength

weld metal region (confined plasticity), leading to an increase of constraint within the weld region and, thus, significantly lower ductility levels. This confined plasticity is also quite common in fusion welded or diffusion bonded joints with a strength undermatching weld region [20–26, 41, 42].

**Conclusions.** In this study, AA6061-T6 Al-alloy plates with two different thicknesses, i.e., 3,0 and 6,2 mm, have been successfully friction stir welded at a rotation rate of 1000 rev. min<sup>-1</sup>. The following conclusions have been withdrawn from this experimental work:

- it was observed that the tool geometry plays an important role on the heat input the workpieces experience during FSW. The shoulder and tip diameters of the tool used for FSW thicker plates are larger. Thus, the total surface area of the tool is larger which in turn results in higher frictional heat. As a result of this, a higher heat input is applied to the workpieces to be welded, leading to wider weld width in the thicker joints;

- a grain refinement was observed in the weld nuggets of all the joints produced due to dynamic recrystallization. The grains in the weld nugget are finer in general in thinner joints than those of the thicker joints due to the lower heat input involved in FSW of thinner plates. For each plate thickness, the joint produced using higher weld speed exhibited finer grains due the lower heat input involved at higher weld speeds;

- a more significant hardness decrease took place within the weld regions of the thicker joints. This can also be attributed to the higher heat inputs involved;

- due to the lower heat involved, the specimens extracted from the thinner joints displayed in general higher proof stress and tensile strength performances;

- on the other hand, ductility performances of all the joints are low, the maximum value being 41%. This is not surprising since lower ductility levels are obtained from the transverse tensile specimens extracted from the joints with strength undermatching weld zone due to confined plasticity.

## References

1. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Murch, M.G., Temple-Smith, P., and Dawes, C.J., December 1991. International Patent Application No. PCT/GB92/02203
2. Mishra, R.S., and Ma, Z.Y. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005, 50, pp. 1-78.
3. Nandan, R., DebRoy, T., and Bhadeshia, H.K.D.H. *Progress in Materials Science*, 2008, 53 (6):pp. 980-1023.
4. Çam, G. *International Materials Reviews*, 2011, 56, pp. 1-48.
5. Çam, G., and Mistikoğlu, S. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2014, 23 (6), pp. 1936-1953.
6. Çam, G., and İpekoğlu, G. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 91 (5-8), pp. 1851-1866.
7. Çam, G., İpekoğlu, G., Küçükömeroğlu, T., and Aktarer, S.M. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering (JAMME)*, 2017, 80 (2), pp. 65-85.
8. Kashaev, N., Ventzke, V., and Çam, G. to be published in *J. Manuf. Proc.*, 2018.
9. Çam, G., Mistikoğlu, S., and Pakdil, M. *Welding Journal*, 2009, 88 (11), pp. 225s-232s.
10. Çam, G., Serindağ, H.T., Çakan, A., Mistikoğlu, S., and Yavuz, H. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 2008, 39 (6), pp. 394-399.
11. Küçükömeroğlu, T., Şentürk, E., Kara, L., İpekoğlu, G., and Çam, G. *Journal of Materials Engineering and Performance (JMEPEG)*, 2016, 25 (1), pp. 320-326.
12. Yang, J., Xiao, B.L., Wang, D., and Ma, Z.Y. *Materials Science and Engineering A*, 2010, A527 (3), pp. 708-714.
13. Zhang, D., Suzuki, M., and Maruyama, K. *Scripta Materialia*, 2005, 52 (9), pp. 899-903.
14. Lim, S.G., Kim, S.S., Lee, C.G., Yim C.D., and Kim, S.J. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2005, 36A (6), pp. 1609-1612.
15. Günen, A., Kanca, E., Demir, M., Çavdar, F., Mistikoğlu, S., and Çam, G. *Indian Journal of Engineering & Materials Sciences*, 2018, 25 (1), pp. 26-32.
16. Thomas, W.M., Threadgill, P.L., and Nicholas, E.D. *Science and Technology of Welding and Joining*, 1999, 4 (6), pp. 365-372.
17. Ueji, R., Fujii, H., Cui, L., Nishioka, A., Kunishige, K., and Nogi, K. *Materials Science and Engineering A*, 2006, A423, pp. 324-330.
18. Miyazawa, T., İwamoto, Y., Maruko, T., and Fujii, H. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2012, 17 (3), pp. 213-218.
19. Küçükömeroğlu, T., Aktarer, S.M., İpekoğlu, G., and Çam, G. to be published in *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 2018
20. Pakdil, M., Çam, G., Koçak, M., and Erim, S. *Mater. Sci. Eng. A*, 2011, 528 (24), pp. 7350-7356.
21. Çam, G. and Koçak, M. *J. Mater. Sci.*, 2007, 42 (17), pp. 7154-7161.
22. Çam, G., Ventzke, V., dos Santos, J.F., Koçak, M., Jennequin, G., and Gonthier-Maurin, P. *Sci. Technol. Weld. Join.*, 1999, 4 (5), pp. 317-323.
23. Çam, G., Ventzke, V., dos Santos, J.F., Koçak, M., Jennequin, G., Gonthier-Maurin, P., Penasa, M., and Rivezla, C. *Prakt. Metallogr.*, 1999, 36 (2), pp. 59-89.
24. Çam, G., Güçlüer, S., Çakan, A., and Serindağ, H.T. *Mat-wiss. u. Werkstofftech.*, 2009, 40 (8), pp. 638-642.
25. Dos Santos, J., Çam, G., Torster, F., Insfran, A., Riekehr, S., Ventzke, V., and Koçak, M. *Welding in the World*, 2000, 44 (6), pp. 42-64.
26. Von Strombeck, A., Çam, G., Dos Santos, J.F., Ventzke, V., and Koçak, M. 'A comparison between microstructure, properties, and toughness behavior of power beam and friction stir welds in Al-alloys', *Proc. of the TMS 2001 Annual Meeting Aluminum, Automotive and Joining (New Orleans, Louisiana, USA, February 12-14, 2001)*, eds: S.K. Das, J.G. Kaufman, and T.J. Lienert, pub.: TMS, Warrendale, PA, USA, 2001, pp. 249-264.
27. Trueba, L., Heredia, G., Rybicki, D., and Johannes L.B. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 219, pp. 271-277.
28. Cao, J.Y., Wang, M., Kong, L., Zhao, H.X., and Chai, P. *Materials Characterization*, 2017, 128, pp. 54-62.
29. Liu, H.J., Hou, J.C., Guo H. *Materials & Design*, 2013, 50, pp. 872-878.
30. Elangovan, K., and Balasubramanian, V. *Materials Characterization*, 2008, 59 (9), pp. 1168-1177.
31. Feng, A. H., Chen, D. L., and Ma, Z. Y. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2010, 41A, pp. 2626-2641.
32. İpekoğlu, G., Kırıl, B. G., Erim, S., and Çam, G. *Materali in Tehnologije*, 2012, 46 (6), pp. 627-632.
33. İpekoğlu, G., Erim, S., Kırıl, B. G., and Çam, G. *Kovove Materijali*, 2013, 51 (3), pp. 155-163.
34. İpekoğlu, G., Erim, S., and Çam, G. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, 45A (2), pp. 864-877.

35. İpekoğlu, G., Erim, S., and Çam, G. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2014, 70 (1), pp. 201-213.
36. İpekoğlu, G., and Çam, G. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45A (7), pp. 3074-3087.
37. Çam, G., İpekoğlu, G., and Serindağ, H.T. Science and Technology of Welding and Joining, 2014, 19 (8), pp. 715-720.
38. İpekoğlu, G., Akçam, Ö., and Çam, G. 'Effect of plate thickness on weld speed in friction stir welding of AA6061-T6 Al-alloys plates', Proc. of the 10th Welding Technology National Congress and Exhibition, 17-18 November 2017, Ankara, Turkey, pp. 63-75 (in Turkish).
39. Woo, W., Choo, H., Brown, D.W., and Feng, Z. Metallurgical and Materials Transactions A, 2007, 38A, pp. 69-76.
40. İpekoglu G., Akçam Ö., and Çam G. Afyon Kocatepe University Journal of Science and Engineering (AKU J. Sci. Eng.), 2018, 18 (1), 015901, pp. 324-335 (in Turkish)
41. Koçak, M., Pakdil, M., and Çam, G. Sci. Technol. Weld. Join., 2002, 7 (4), pp. 187-196.
42. Çam, G., Koçak, M., Dobi, D., Heikinheimo, L., and Siren, M. Science and Technology of Welding and Joining, 1997, 2 (3), pp. 95-101.

## ВПЛИВ ТОВЩИНИ ПЛАСТИН З АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ AA6061-T6 НА ШВИДКІСТЬ ЗВАРЮВАННЯ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

Ж. ІПЕКОГЛУ<sup>1</sup>, О. АККАМ<sup>2</sup>, Ж. КАМ<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Технічний університет Іскендерун. 31200 Іскендерун-Хатай, Туреччина.

E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr, gurel.cam@iste.edu.tr

<sup>2</sup> GSI SLV-TR Kaynak Teknolojisi Test ve Mesleki Gelişim Merkezi Ltd. Şti., Çiğdem Mah., Gökkuşuğu Sitesi, Маві Блок №: 37-38, 06520 Балгат, Чанкая, Анкара, Туреччина. E-mail: ozgur.akcam@gsi.com.tr

Робота спрямована на визначення швидкості зварювання, необхідної для отримання бездефектних з'єднань пластин з алюмінієвого сплаву AA6061-T6 товщиною 3,0 та 6,2 мм при зварюванні тертям з перемішуванням (швидкість обертання інструменту 1000 об / хв.). Для цього було використано два різних інструменти (для кожної товщини пластини). Мікроструктура металу з'єднань була досліджена як в макро-, так і в мікромасштабному вигляді, а їх механічні властивості були визначені шляхом проведення вимірювань мікротвердості та випробувань на розтягування. У дослідженні чітко встановлено, що пластини зі сплаву AA6061-T6 з різною товщиною можуть бути успішно з'єднані за умови, що використовуються відповідні інструменти і параметри зварювання. Крім того, було також відзначено, що продуктивність зварювання більш товстих пластин була дещо нижчою, ніж у більш тонких пластин. Це можна пояснити більш високими витратами тепла, необхідними для отримання бездефектних з'єднань більш товстих пластин і більш низькими швидкостями охолодження після з'єднання в разі більш товстих пластин. Бібліогр. 42, табл. 2, рис. 7.

*Ключові слова*: зварювання тертям з перемішуванням, AA6061-T6, товщина пластини, мікроструктура, механічні властивості

## ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ ПЛАСТИН ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА AA6061-T6 НА СКОРОСТЬ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Ж. ИПЕКОГЛУ<sup>1</sup>, О. АККАМ<sup>2</sup>, Ж. КАМ<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Технический университет Искендерун. 31200 Искендерун-Хатай, Турция.

E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr, gurel.cam@iste.edu.tr

<sup>2</sup> GSI SLV-TR Kaynak Teknolojisi Test ve Mesleki Gelişim Merkezi Ltd. Şti., Çiğdem Mah., Gökkuşuğu Sitesi, Маві Блок №: 37-38, 06520 Балгат, Чанкая, Анкара, Турция. E-mail: ozgur.akcam@gsi.com.tr

Работа направлена на определение скорости сварки, необходимой для получения бездефектных соединений пластин из алюминиевого сплава AA6061-T6 толщиной 3,0 и 6,2 мм при сварке трением с перемешиванием (скорость вращения инструмента 1000 об/мин). При этом были использованы два разных инструмента (для каждой толщины пластин). Микроструктура металла соединений была исследована как в макро-, так и в микромасштабном виде, а их механические свойства были определены путем проведения измерений микротвердости и испытаний на растяжение. В исследовании четко установлено, что пластины из сплава AA6061-T6 с различной толщиной могут быть успешно соединены при условии, что используются подходящие инструменты и параметры сварки. Кроме того, было также отмечено, что производительность сварки более толстых пластин была несколько ниже, чем у более тонких пластин. Это можно объяснить более высокими затратами тепла, необходимыми для получения бездефектных соединений более толстых пластин и более низкими скоростями охлаждения после соединения в случае более толстых пластин. Библиогр. 42, табл. 2, рис. 7.

*Ключевые слова*: сварка трением с перемешиванием, AA6061-T6, толщина пластини, микроструктура, механические свойства

Поступила в редакцию 05.09.2018

# ПЕРСПЕКТИВЫ СОЗДАНИЯ СВАРНЫХ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. А. ЗАДЕРИЙ, И. С. ГАХ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА

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

Жаропрочные никелевые сплавы с монокристаллической структурой применяются в таких отраслях производства, как турбостроение, авиационно-космическая техника и энергетика. Однако их дальнейшее освоение сдерживается сложностью, а иногда — и невозможностью, получения элементов конструкций больших размеров и развитой геометрии. Производство, как и ремонт, традиционными способами монокристаллических изделий с развитой геометрией таких, например, как длинномерные или охлаждаемые лопатки газовых турбин и др., представляет собой сложную технологическую задачу. Изготовление узлов, деталей, конструкций подобного рода путем их сварки из отдельных элементов или наращивания часто представляется более рациональным и позволяет создавать изделия с монокристаллической структурой на принципиально новой основе. Целью представленной работы является развитие новых подходов применительно к производству монокристаллических сварных конструкций ответственного назначения с повышенными механическими характеристиками и эксплуатационными параметрами. Приведены результаты исследований и примеры опытных сварных конструкций такого рода, полученных в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Библиогр. 30, рис. 9.

*Ключевые слова:* жаропрочные никелевые сплавы, монокристаллы, сварные конструкции сложной геометрии, электронно-лучевая сварка, лопатки газовых турбин, условия формирования монокристаллической структуры

Развитие авиакосмической, энергогенерирующей и др. отраслей промышленности требует применения материалов, которые могут выдерживать комплекс высоких эксплуатационных нагрузок с увеличением сроков и надежности эксплуатации. Особенно высокие требования предъявляются к материалам деталей горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) и установок по жаропрочности, пластичности, высокой сопротивляемости разрушению при термической и малоцикловой усталости, а также повышенной стойкости к воздействию рабочей среды [1, 2].

Этим требованиям, в определенной мере, отвечают жаропрочные никелевые сплавы (ЖНС) с поли- и монокристаллической структурой [3]. Однако заметное повышение механических и эксплуатационных характеристик за счет многокомпонентного легирования и формирования монокристаллической структуры приводит к ухудшению технологичности материалов, в том числе к снижению свариваемости [4–8].

Наиболее широко применяются ЖНС при изготовлении элементов горячего тракта ГТД — рабочих и сопловых лопаток турбин, в некоторой степени камер сгорания, створок поворотных сопел и др. Особо ответственными и термонагруженными из них являются рабочие лопатки турбины высокого давления. Использование ЖНС с монокристаллической структурой для их изготовления позволяет значительно повысить способность

выдержать весь комплекс нагрузок, эксплуатационные параметры ГТД, их работоспособность и надежность. Больше чем на 15 % возрастает при этом основная характеристика сплава — жаропрочность [9, 10].

Несмотря на успехи технологии выращивания монокристаллов [11 и др.] литьем по выплавляемым моделям, изготовление таких изделий представляет собой не совсем простую техническую задачу. Особенно остро встают проблемы изготовления таких деталей, как охлаждаемые монокристаллические лопатки со сложной системой внутренних каналов и выходом их на поверхность, а также длинномерных и разнотолщинных лопаток. Технология изготовления изделий подобного рода методом направленной кристаллизации характеризуется значительной сложностью, трудоемкостью, невысоким процентом выхода готовой продукции.

Становится очевидным, что изготовление подобных изделий путем сварки или наращивания отдельных их составляющих является более рациональным, что позволит создавать принципиально новые конструкции. Так, например, компания Rolls-Royce производит пустотелые сварные поликристаллические титановые лопатки ГТД [12], что позволяет снизить массу лопатки, повысить ее аэродинамические характеристики и термодинамическую эффективность турбины в целом.

Замена роторов ГТД с замковым креплением лопаток на цельносварные типа «блиск» позволяет снизить до 25 % от исходного вес конструкции, повысить ресурс изделия [13].

Ставится вопрос разработки технологии изготовления, выращивания, формирования конструкций сложной геометрии из ЖНС с монокристаллической структурой с использованием способов сварки, наплавки, нанесения покрытий, как наиболее отработанных в технологическом плане.

Однако до настоящего времени неизвестны ни теоретические (формирование и сохранение монокристаллической структуры), ни практические (технология, конструкция) разработки и рекомендации по созданию именно такого типа сварных конструкций.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины активно ведутся работы в этом направлении [14–24]. Выполнены комплексные исследования свариваемости промышленных литейных сплавов ЖС26, ЖС32, ЖС36, ЦНК8 с монокристаллической структурой.

Основными критериями оценки качества сварных соединений являлись:

- ориентационная однородность металла шва и зоны термического влияния с основным металлом;
- отсутствие трещин и дефектов формирования шва;
- отсутствие зерен случайной ориентации (ЗСО);
- уровень механических свойств сварных соединений.

Оценка основных параметров кристаллизации на фронте затвердевания сварочной ванны — тем-

пературного градиента ( $G$ ) и скорости перемещения фронта ( $R$ ), ответственных за совершенство монокристаллической структуры, выполнялась с использованием методики локальной термометрии расплава сварочной ванны и анализа термикинетических кривых [14].

Исследование особенностей структуры сварных соединений в зависимости от температурно-временных условий формирования шва проводили с использованием микрорентгеноспектрального анализа, металлографии, рентгеновской дифрактометрии и EBSD-анализа.

Исходные кристаллографические параметры сборки сварного соединения задавались ориентированием с помощью рентгеновского метода. О кристаллографической ориентации металла шва, наличии и количестве ЗСО, их относительной площади судили, исходя из анализа полюсных фигур. Плотность дислокаций и их распределение оценивали по ширине, форме и однородности распределения интенсивности рентгеновских рефлексов  $I_{\varphi\perp}$ .

В результате комплексных исследований определены закономерности формирования монокристаллической структуры при сварке монокристаллов ЖНС толщиной 0,5...5,0 мм. Изучено влияние технологических факторов на кристаллографические и температурно-временные параметры процесса формирования структуры металла шва, которые определяют совершенство монокристаллической структуры.

Результаты влияния технологических факторов на кристаллографические параметры процесса формирования структуры металла шва иллюстрирует рис. 1–3. На рис. 1 показано образование ЗСО и изменение кристаллографической ориентации металла шва (рис.2) при несоответствии кри-

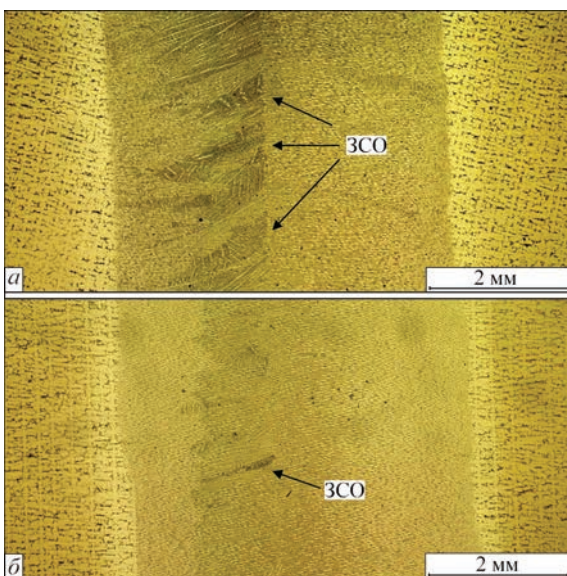


Рис. 1. Структура сварных соединений с разным отклонением кристаллографической ориентации поверхности кромок стыка от  $\{001\}$ :  $a$  —  $20^\circ$  (множественное формирование ЗСО);  $b$  —  $5^\circ$  (одиночные ЗСО)

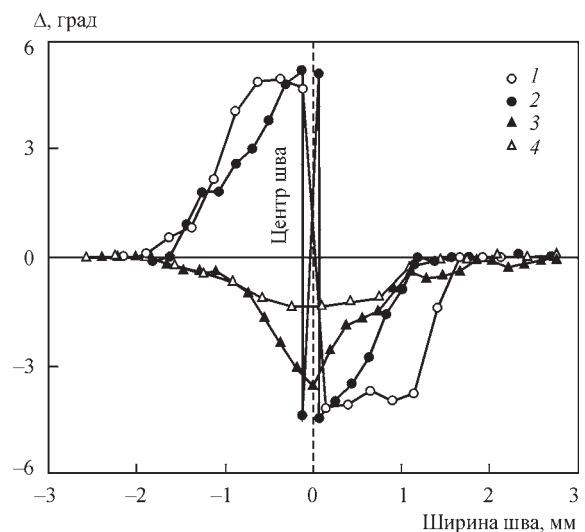


Рис. 2. Отклонение ориентации по сечению шва в зависимости от кристаллографической ориентации кромок стыка: 1 — кромка стыка  $\{111\}$ ; 2 —  $\{112\}$ ; 3 —  $\{011\}$ ; 4 —  $\{001\}$ . Ширина швов примерно 3,5...3,8 мм

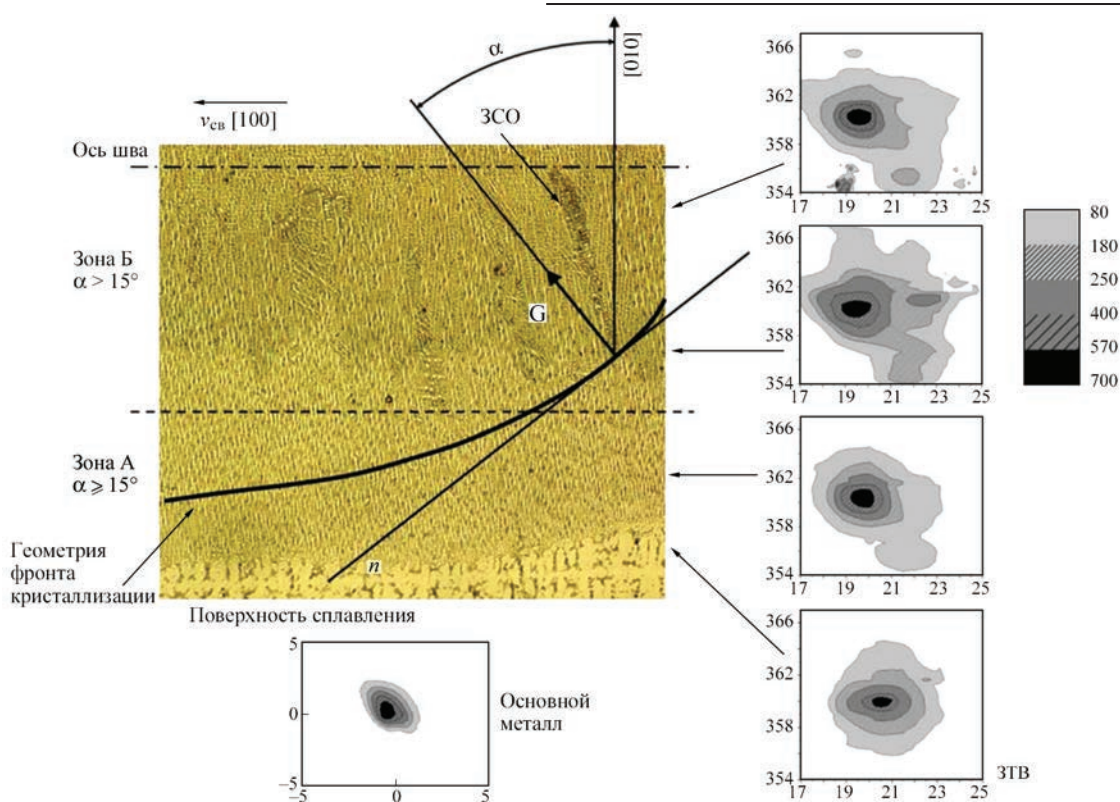


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 100$ ) и изоинтенсивные линии распределения  $I_{\perp}$  отдельных участков металла шва, отвечающих разному отклонению максимального температурного градиента по фронту кристаллизации сварочной ванны:  $\alpha$  — угол отклонения максимального температурного градиента  $G$  от направления преимущественной кристаллизации

сталлографической ориентации свариваемых кромок высокой симметрии. Установлено, что даже при строгом соблюдении указанных условий симметрии в шве возможно появление до 10 % зерен случайной ориентации. Такие нарушения монокристалличности сварного шва могут быть связаны с тем, что сварочная ванна имеет кривизну и поэтому по фронту кристаллизации направление максимального температурного градиента ( $G$ ) изменяется по отношению к направлению преимущественного роста кристаллов  $\langle 001 \rangle$  (рис. 3). Это влечет за собой нарушение одного из основных условий направленной кристаллизации, а именно, ориентационного влияния подложки на рост монокристалла. Нарушение кристаллографической ориентации и монокристаллической структуры в основном концентрируется на тех участках металла шва, где направление максимального температурного градиента на фронте кристаллизации сварочной ванны отклоняется от ориентации преимущественного роста на углы более  $15^\circ$  (зона Б) (рис. 3). Это позволило установить допустимую разориентацию, которая обеспечивает формирование шва с монокристаллической структурой.

Рис. 4 является обобщением комплекса исследований температурно-временных условий формирования структуры металла шва. Расчетно-экспериментальным путем [14] установлена зависимость между основными темпера-

турно-временными параметрами процесса  $G/R$  на фронте затвердевания жидкой ванны, характером формирующейся структуры и величиной отклонения кристаллографической ориентации сварного соединения от высокой симметрии кристалла. Показано, что формирование направленной ячеисто-дендритной и дендритной структуры с ограничением возникновения зерен другой ориентации при сварке монокристаллов ЖНС возможно при отклонении кристаллографической ориентации, превышающей установленные допуски.

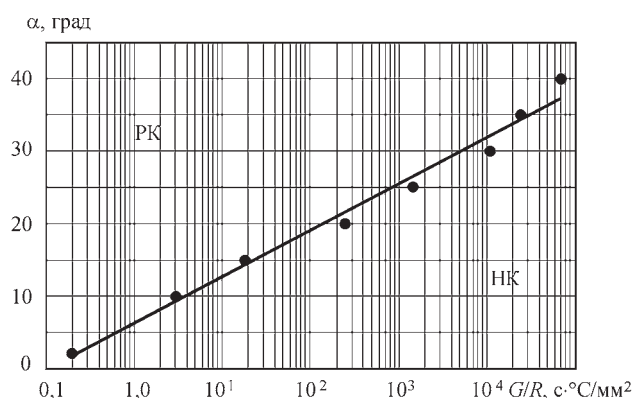


Рис. 4. Расчетно-экспериментальная зависимость допустимых отклонений  $\alpha$  направления максимального температурного градиента  $G$  от ориентации преимущественного роста кристалла  $\langle 001 \rangle$  по фронту затвердевания сварочной ванны при ЭЛС сплава ЖС26 от величины  $G/R$ : НК — область направленной кристаллизации; ПК — область нарушения направленной кристаллизации

Сложность технической реализации такого подхода заключается в необходимости ограничения сварочных напряжений, деформаций и выполнении общих требований, предъявляемых к качеству формирования бездефектных соединений. Особенно это проявляется при сварке конструкций сложной геометрии.

Таким образом, показано, что получение швов с совершенной монокристаллической структурой и кристаллографической ориентацией, соответствующей исходному металлу, достигается за счет:

- обеспечения исходной кристаллографической ориентации в месте соединения в пределах отклонения от направления осей высокой симметрии монокристалла не более пяти градусов (рис. 1, 2);

- поддержания соотношения направления максимального теплоотода по фронту кристаллизации сварочной ванны и направлением  $\langle 100 \rangle$  (легкого роста) с отклонением не более пятнадцати градусов (рис. 3);

- создания температурно-временных условий ( $G/R$ ) направленной кристаллизации согласно рис. 4 для разной исходной кристаллографической ориентации и режимов сварки. Контролируются  $G$  — температурный градиент на фронте кристаллизации сварочной ванны и  $R$  — скорость кристаллизации.

Несоблюдение одного из этих условий способствует образованию структурного дефекта сварного шва — ЗСО и, как следствие, трещин. Рис. 1–3 в обобщенном виде демонстрируют нарушение совершенства монокристаллической структуры в результате отступления от каждого из указанных условий при выполнении простых стыковых соединений пластин небольшой толщины.

Анализ промышленных конструкций из ЖНС свидетельствует о том, что при переходе к изготовлению их из монокристаллических заготовок с помощью сварки будут возникать проблемы с выполнением указанных условий, связанные с разной геометрией, произвольной кристаллографической ориентацией, разноименностью сплавов и др.

На основе анализа особенностей конструкции изделий из монокристаллов ЖНС и экспериментов по сварке модельных образцов, а также учитывая основные теоретические и принципиальные технологические условия получения совершенной монокристаллической структуры швов, был определен круг исследований, необходимых для создания таких конструкций. Основные из них заключались в изучении влияния технологических факторов на температурно-временные и кристаллографически-ориентационные характеристики

процесса формирования шва, и, соответственно, на качество монокристаллической структуры. По результатам исследований выбирали метод, схему, режимы и приемы сварки.

Основное внимание было уделено энергетическим и технологическим особенностям сварки. Принимая во внимание высокую удельную мощность, прецизионность, мобильность источника нагрева, наиболее перспективными в этом плане являются такие способы сварки, как электронно-лучевая и лазерная. При сварке электронным лучом в вакууме обеспечивается надежная защита металла шва от загрязнений примесями, которые не только вызывают ухудшение основных свойств ЖНС, но могут инициировать нарушение совершенства монокристаллической структуры.

Реализация установленных физических условий формирования монокристаллической структуры и сохранения исходной кристаллографической ориентации осуществляется путем управления параметрами режима, применением соответствующих схем и приемов сварки. При этом выполнялось регулирование температуры металла сварочной ванны и его градиента на фронте затвердевания, скорости кристаллизации и остывания, времени существования расплава, геометрии макрофронта кристаллизации сварочной ванны. В результате достигаются лучшие показатели структуры ЖНС — измельчение дендритов;  $\gamma'$ -фазы, карбидов, размера эвтектики и др. фаз, уменьшается химическая неоднородность. Это способствует улучшению как механических свойств, так и служебных характеристик [1, 3].

Следует заметить, что проблемы создания конструкций сложной геометрии, в том числе из ЖНС с привлечением сварочных технологий, в последние годы активно решаются методами трехмерной печати (3D) или аддитивного производства (АП) [25–29].

Сообщается [29], что фирма Siemens успешно провела стендовые испытания экспериментальных лопаток ГТД, напечатанных на 3D принтере. Испытания проводились в составе двигателя в условиях полной нагрузки при температуре выше 1250 °С. Материал лопаток — поликристаллический никелевый суперсплав. Фирма General Electric начала использование аддитивных технологий в производстве элементов газовых турбин [30] из поликристаллических ЖНС.

Несмотря на достоинства указанных технологий, следует обратить внимание на ряд недостатков, которые затрудняют их использование при изготовлении монокристаллических конструкций сложной геометрии из ЖНС.

Во-первых, для получения монокристаллического изделия понадобится наличие стартовой мо-



нокристаллической заготовки, отсутствие которой считается одним из преимуществ 3D-технологии. Во-вторых, очевидно, что на протяжении всего процесса осложняется поддержание необходимых для формирования монокристаллической структуры ЖНС сплавов условий, в том числе соотношение  $G/R$ . Необходимы порошки соответствующего состава, к которым предъявляются очень высокие требования по гранулометрическому и химическому составу, текучести, условиям производства и хранения. Уже незначительные отклонения от техпроцесса АП приводят к изменению геометрии объекта, неравномерности структуры, в том числе нарушению монокристалличности, неудовлетворительному качеству поверхности, частичным несплавлениям и наплывам, что в комплексе затрудняет изготовление конструкций сложной геометрии методом 3D-печати.

Альтернативной методу 3D-печати при производстве монокристаллических конструкций сложной геометрии может служить технология, основанная на дискретном и последовательном оплавлении заготовки определенного состава концентрированным источником энергии. В настоящее время технология находится на стадии доработки в части установления тепловых, деформационных и ориентационных условий и закономерностей формирования структуры.

При создании сварных конструкций сложной геометрии с монокристаллической структурой были предложены и опробованы технологические схемы, базирующиеся на:

- дозированном тепловложении при сварке элементов конструкции разных толщин или разного химического состава, осуществляемым за счет дискретного асимметричного сканирования с регулированием частоты, амплитуды, времени задержки луча;

- регулируемом тепловложении по глубине сварочной ванны при сварке элементов конструкции толщиной до 10 мм, осуществляемом, в основном, за счет дискретного сканирования луча в сочетании с высокой скоростью сварки;

- созданием температурной обстановки в месте последовательного локального оплавления и квазистационарного теплового поля, при которых будет проходить направленная кристаллизация и формирование монокристаллической структуры;

- обеспечении определенного соотношения  $G/R$  при соединении элементов разной кристаллографической ориентации (рис. 5), толщины и разных марок свариваемых сплавов в месте соединения за счет оптимального для каждого случая соотношения параметров режима сварки.

Рис. 6–9 иллюстрируют некоторые из результатов использования таких схем.

Рис. 6 иллюстрирует возможность создания крупноразмерных монокристаллов и конструкций путем ЭЛС заготовок, полученных методом направленной кристаллизации. Путем ориентиро-

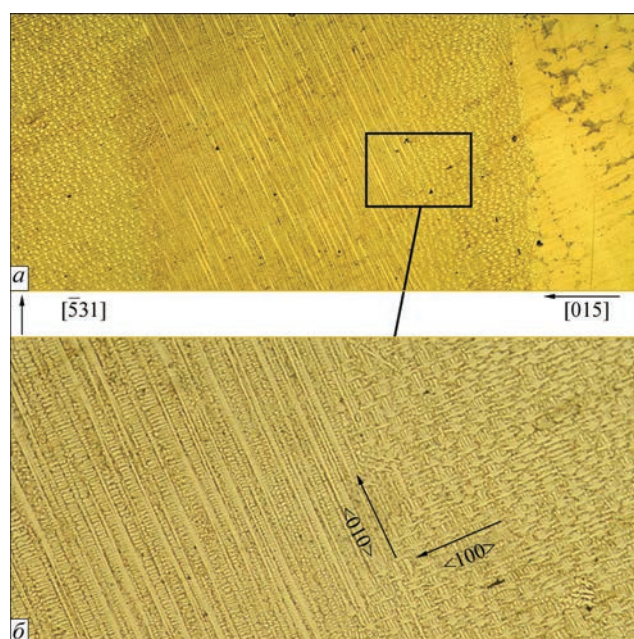


Рис. 5. Микроструктура металла шва с исходной несимметричной кристаллографической ориентацией сварного соединения, выполненного с управлением температурно-скоростными параметрами кристаллизации сварочной ванны: а —  $\times 30$ ; б —  $\times 50$

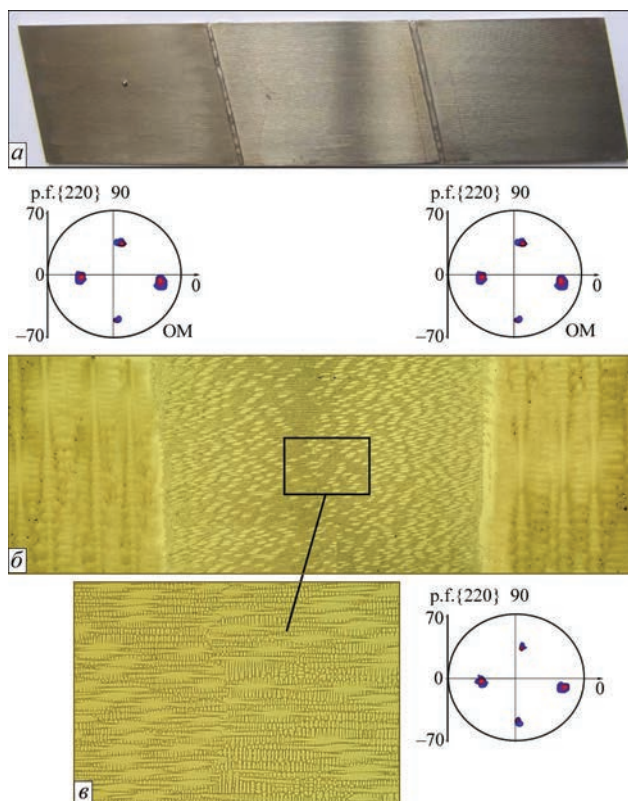


Рис. 6. Пример укрупнения монокристалла из заготовок сплава ЖС32 толщиной 2 мм путем ЭЛС. Общий вид (а), микроструктура (б —  $\times 50$ ; в —  $\times 100$ ) и полюсные фигуры  $\{220\}$  сварного соединения

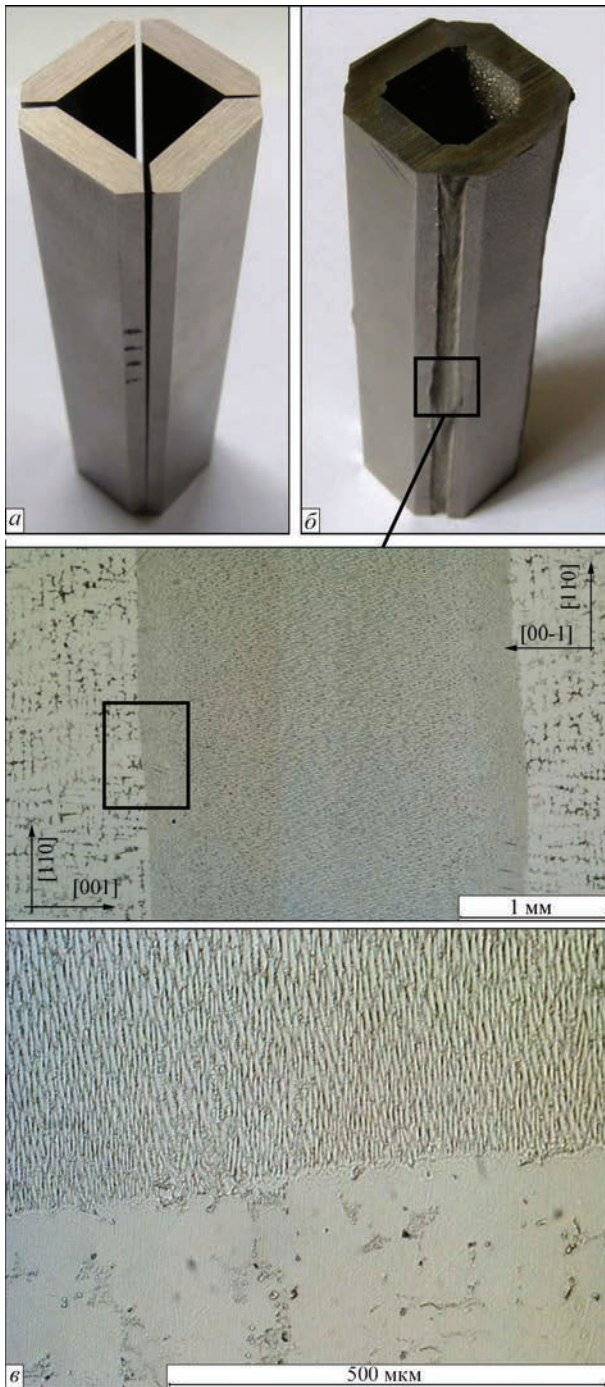


Рис. 7. Вариант сварной монокристаллической конструкции из заготовок сплава ЖС32, полученной с использованием ЭЛС: *a* — исходные монокристаллические заготовки толщиной 5 мм; *б* — сварной элемент; *в* — микроструктура соединения

ванной вырезки заготовок и сборки их под сварку обеспечивалось симметричное строение соединения с отклонением кристаллографической ориентации не более двух градусов. Кроме сохранения исходной кристаллографической ориентации, разработанная технология позволяет избежать деформации протяженного сварного соединения.

На рис. 7 показана монокристаллическая полая заготовка квадратного сечения, сваренная электронным лучом из монокристаллических пластин

толщиной 5 мм. Как показали рентгеновские и металлографические исследования соединений, отсутствие ЗСО, ориентационная однородность металла шва и зоны термического влияния с основным металлом, не превышающая пяти градусов, свидетельствуют о монокристалличности сварной конструкции в целом. Высокая кристаллографическая однородность соединений достигается за счет установленных величин и сочетаний технологических параметров, режимов, техники ЭЛС и обеспечения кристаллографической симметричности соединений стыка при изготовлении исходных заготовок и их сборке. При этом обеспечивается выполнение условий направленной кристаллизации: температурных (соотношение  $G/R$  примерно  $600 \text{ с} \cdot \text{°C}/\text{мм}^2$  при отклонении кромок соединения от высокой симметрии до 20 градусов) и ориентационных (формирование макроплоского фронта затвердевания ванны при сквозном проваре с параллельными кромками сплавления).

Рис. 8 иллюстрирует вариант ремонта наплавкой наиболее нагруженной входной кромки рабочей монокристаллической лопатки турбины высокого давления из сплава ЖС32. Металл наплавки наследует исходную кристаллографическую ориентацию подложки лопатки с отклонением, не превышающим двух градусов. Высота одного слоя наплавки задавалась в пределах  $0,7 \dots 0,8$  мм. При многопроходной наплавке суммарная высота может достигать 3 мм и больше. Присадочный материал соответствовал химическому составу наплавляемой лопатки. Анализ результатов рентгеновских исследований по форме и уширению изоинтенсивных линий распределения  $I_{q\perp}$  говорит об однородности распределения дислокаций и отсутствии ЗСО с формированием субструктуры с малоугловой разоориентацией.

На рис. 9 представлен вариант составной конструкции охлаждаемой лопатки, полученной с использованием ЭЛС. Подобное решение позволяет кроме упрощения технологии изготовления при меньших затратах получить оптимальную инновационную геометрию внутренних каналов, что обеспечивает максимальный коэффициент внутреннего охлаждения лопатки.

На основе результатов исследований разработана принципиальная технология сварки, позволяющая обеспечить сохранение монокристаллической структуры с разориентацией структурных составляющих, не превышающей  $5^\circ$ , отсутствие трещин и зерен случайной ориентации. Кроме известных технологических мероприятий по ремонту поликристаллических лопаток, технология включает следующие базовые операции:

- определение кристаллографической ориентации дефектной зоны;

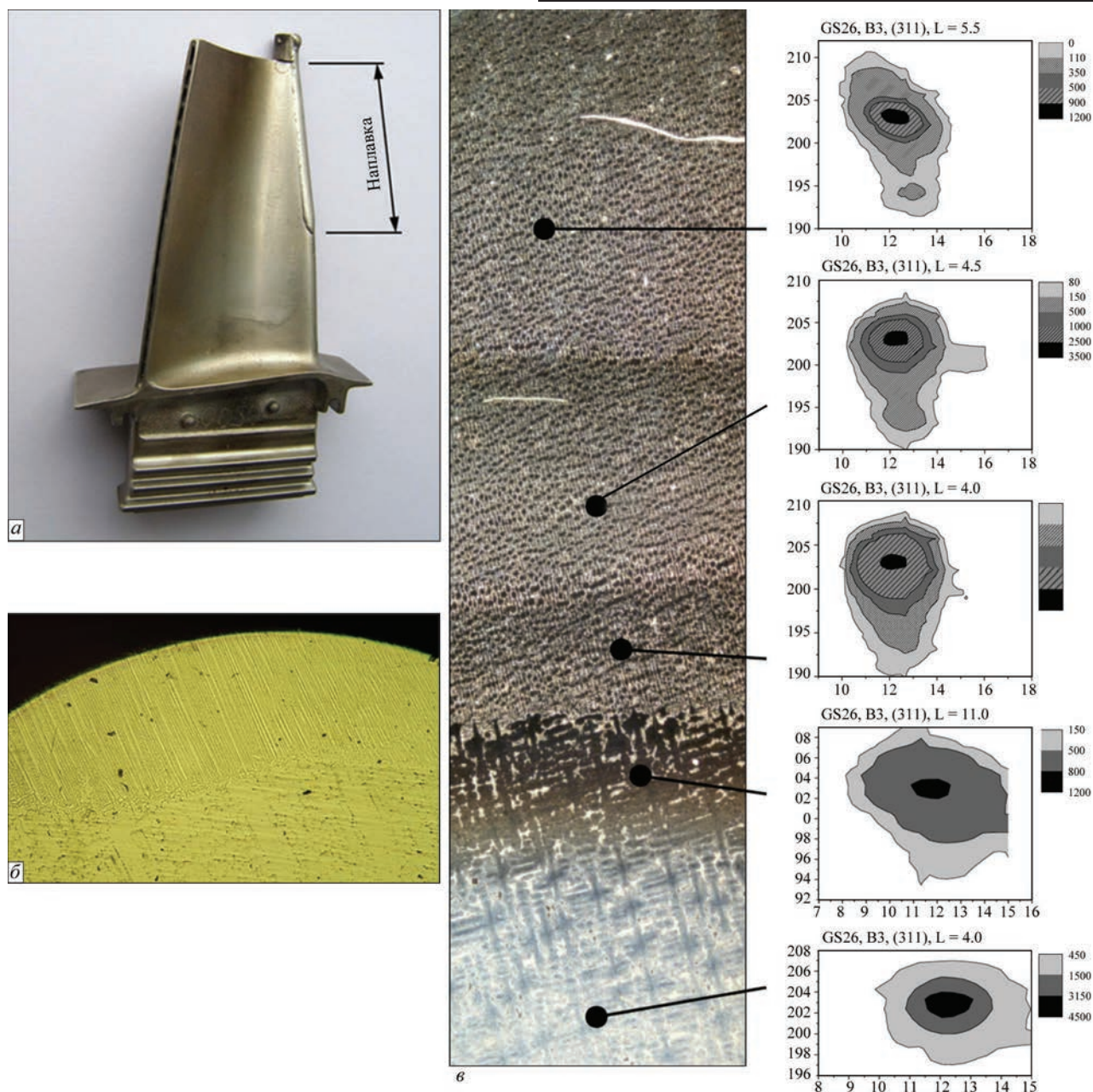


Рис. 8. Внешний вид (а) и структура (б —  $\times 100$ ; в —  $\times 50$ ) монокристаллической лопатки из сплава ЖС32 турбины высокого давления авиационного ГТД с восстановленной входной кромкой путем однопроходной (б) и многопроходной (в) наплавки электронным лучом

- оптимизацию формы сварочной ванны;
- выбор параметров режима и техники электронно-лучевой сварки, которые обеспечивают требуемую геометрию сварочной ванны и температурно-временные параметры на фронте кристаллизации.

Технология реализована при ремонте рабочих лопаток сплава ЖС26 и ЖС32. Выполнены экспериментальные работы по укрупнению монокристаллических заготовок толщиной 1,5...5,0 мм.

Уровень механических свойств соединений монокристаллического сплава ЖС26 составляет:

- кратковременные механические свойства сварных соединений сплава в диапазоне температур 500...1000 °С не ниже уровня свойств исход-

ного монокристалла во всем исследованном температурном диапазоне;

- длительная прочность сварного соединения на базе 100 ч при 900 °С достигает  $\sigma_{100} \geq 240$  МПа, что составляет примерно 75 % от основного металла.

Приведенные результаты показывают возможность формирования сварных соединений сложной геометрии и наплавки с монокристаллической структурой, что потенциально позволяет использовать сварку плавлением при ремонте и производстве монокристаллических деталей. Отсутствие зерен в таком изделии, а соответственно, и большеугловых границ дает основание ожидать высоких эксплуатационных параметров и работоспособности сварных конструкций.

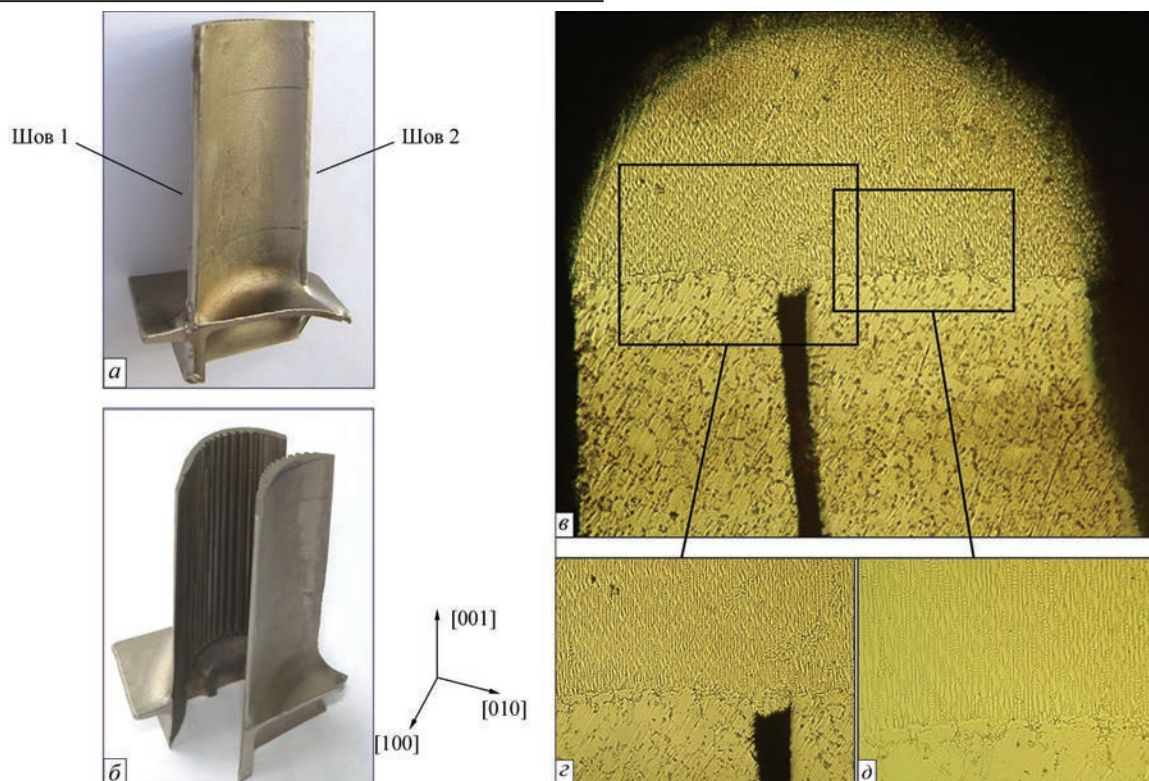


Рис. 9. Макет цельносварной монокристаллической охлаждаемой рабочей лопатки из сплава ЖС26 (а), полученной при ЭЛС заготовок (б) с типовым кристаллографическим строением, и микроструктура (в —  $\times 50$ ; г —  $\times 100$ ; д —  $\times 200$ ) металла соединения

Очевидно, что использование этих технологий позволит:

- обеспечить создание инновационной продукции на принципиально новой основе с повышенными механическими характеристиками и эксплуатационными параметрами;
- снизить трудоемкость и стоимость изготовления;
- уменьшить расход материалов;
- обеспечить экономию энергоресурсов;
- повысить конкурентоспособность продукции на международном рынке.

Естественно, что предлагаемые решения требуют дальнейшего развития в плане конструкторской и технологической доработки совместно с разработчиками и изготовителями продукции.

Учитывая изложенные фундаментальные и прикладные наработки, можно заключить, что привлечение сварочных технологий может служить в настоящее время наиболее рациональным, если не единственным в некоторых случаях, решением проблемы создания изделий сложной геометрии из ЖНС с монокристаллической структурой.

### Список литературы

1. Строганов Г. Б., Чепкин В. М. (2000) *Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин*. Москва, ОНТИ МАТИ.
2. Петухов А. Н. (1993) *Сопротивление усталости деталей ГТД*. Москва, Машиностроение.
3. Каблов Е. Н. (2001) *Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)* Москва, МИСИС.
4. Сорокин Л. И. (2004) Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч. 2. *Сварочное производство*, **10**, 8–16.
5. Сорокин Л. И. (2004) Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (Обзор). Ч. 1. *Там же*, **9**, 3–7.
6. John C. Lippold, Damian J. Cotecki (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley interscience A J. Wile&sons inc. Publication.
7. Pollock T. M., Murphy W. H. (1996) The Breakdown of Single-Crystal Solidification in High Refractory Nickel-Base Alloys. *Metall. Mater. Trans. A* **27A**, 1081–1094.
8. Park J.-W., Baby S. S., Vitek J. M. et al. (2003) Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds. *J. of Applied Physisc*, **94**, **6**, 4203–4209.
9. Czyrska-Filemonowicz A., Dubiel B., Zietara M., Cetel A. (2007) Development of single crystal Ni-based superalloys for advanced aircraft turbine blades. *In yineria Materialowa*, **3-4**, 128–133.
10. Reed R. C. (2006) *The Superalloys: Fundamentals and Application*. Cambridge University Press, Cambridge.
11. (2004) *Авиационные материалы*. Науч.-техн. сб. Вып. «Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД». Москва, ВИАМ.
12. Fitzpatrick G. A., Broughton T. (1986) «Rolls-Royce Wide Chord Fan Blade» international Conference on Titanium Products and Applications. San Francisco, California, USA, October 1986.
13. Иноземцев А. А., Нихамкин М. А., Сандрацкий В. Л. (2008) *Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок*. Т. 2. Компрессоры. Камеры сгорания. Форсажные камеры. Турбины. Выходные устройства. Учебник для ВУЗов. Москва, Машиностроение.
14. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С., Карасевская О. П. (2016) Формирование структуры металла шва при

- ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 21–28.
15. Ющенко К. А., Гах И. С., Задерий Б. А. и др. (2013) Основные теоретические предпосылки сварки металлических монокристаллов. *Физико-технические проблемы современного материаловедения*. Т. 1. Академперидика, сс. 148–176.
  16. Ющенко К. А., Гах И. С., Задерий Б. А. и др. (2013) Влияние геометрии сварочной ванны на структуру металла швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **5**, 46–51.
  17. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С. и др. (2013) О природе зерен случайной ориентации в сварных швах монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов. *Металлофизика и новейшие технологии*, **35**, **10**, 1347–1357.
  18. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Звягинцева А. В. (2009) Особенности структуры металла торцевых наплавов монокристаллических лопаток из никелевых суперсплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 46–53.
  19. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С. и др. (2009) О возможности наследования монокристаллической структуры сложнорегированных никелевых сплавов в неравновесных условиях сварки плавлением. *Металлофизика и новейшие технологии*, **31**, **4**, 473–485.
  20. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Котенко С. С. и др. (2008) Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов. *Автоматическая сварка*, **2**, 10–19.
  21. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Карасевская О. П. и др. (2006) Структурные изменения в процессе кристаллизации никелевых суперсплавов при кристаллографически асимметричном расположении сварочной ванны. *Металлофизика и новейшие технологии*, **28**, **11**, 1509–1527.
  22. Ющенко К. А., Задерий Б. А., Карасевская О. П. и др. (2006) Структура сварных соединений монокристаллов вольфрама. *Автоматическая сварка*, **8**, 5–12.
  23. Ющенко К. А., Карасевская О. П., Котенко С. С. и др. (2005) К вопросу наследования сварными соединениями структурно-ориентированного состояния металлических материалов. *Там же*, **9**, 3–11.
  24. Задерий Б. А., Котенко С. С., Полищук Е. П. и др. (2003) Особенности кристаллического строения сварных соединений монокристаллов. *Там же*, **5**, 14–21.
  25. Clark D., Bache M. R., Whittaker M. T. (2008) Shaped metal deposition of nickel alloy for aero engine applications. *Journal of Materials Processing Technology*, **203**, 439–448.
  26. Ding D., Pan Z., Cuiuri D., Li H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of components: technologies, developments and future interests. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **81**(1-4), 465–481.
  27. Frazier W. E. (2014) Metal additive manufacturing: a review. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **23**(6), 1917–1928.
  28. Brandla E., Baufeld B., Leyens C., Gault R. (2010) Additive manufactured Ti–6Al–4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace materials specification. *Proceedings of the Laser Assisted Net Shape Engineering*, **5**, Part B, 595–606.
  29. *Additive Manufacturing: Siemens uses innovative technology to produce gas turbines*. Press – Siemens Global Website. Munich, Mar 19, 2018. [www.siemens.com/press/en/](http://www.siemens.com/press/en/)
  30. Rockstroh T., Abbott D., Hix K., Mook J. (2013) Lessons learned from development cycle. *Additive manufacturing at GE Aviation – Industrial Laser Solutions*, 1–6. [www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-28/issue-6/features/additive-manufacturing-at-ge-aviation.html](http://www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-28/issue-6/features/additive-manufacturing-at-ge-aviation.html)
  4. Sorokin, L.I. (2004) Weldability of high-temperature nickel alloys (Review). Pt 2. *Svarochn. Proizvodstvo*, **10**, 8-16 [in Russian].
  5. Sorokin, L.I. (2004) Weldability of high-temperature nickel alloys (Review). Pt 1. *Ibid.*, **9**, 3-7 [in Russian].
  6. Lippold, J., C., Cotecki, D.J. (2005) *Welding metallurgy and weldability of stainless steels*. Wiley Interscience. A J.Wiley&sons inc. Publication.
  7. Pollock, T.M., Murphy, W.H. (1996) The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys. *Metall. Mater. Transact. A.*, **27A**, 1081-1094.
  8. Park, J.-W., Baby, S.S., Vitek, J.M. et al. (2003) Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds. *J. of Applied Physics*, **94**(6), 4203-4209.
  9. Czyrska-Filemonowicz, A., Dubiel, B., Zietara, M., Cetel, A. (2007) Development of single crystal Ni-based superalloys for advanced aircraft turbine blades. *Ingnieria Materialowa*, **3-4**, 128-133.
  10. Reed, R.C. (2006) *The superalloys: Fundamentals and application*. Cambridge, Cambridge University Press.
  11. (2004) *Aviation materials*. In: Sci.-Techn. Coll.: High-temperature high-temperature alloys, technology and equipment for production of alloys and casting of single crystal GTE blades. Moscow, VIAM [in Russian].
  12. Fitzpatrick, G.A., Broughton, T. (1986) Rolls-Royce wide chord fan blade. In: Proc. of Int. Conf. on Titanium Products and Applications (San, Francisco, California, USA, October 1986).
  13. Inozemtsev, A.A., Nikhamkin, M.A., Sandratsky, V.L. (2008) Principles of design of aircraft engines and power units. Vol. 2: Compressors. Combustion chambers. Afterburners. Turbines. Output devices. In: Manual for higher education institutes. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
  14. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S., Karasevskaya, O.P. (2016) Formation of weld metal structure in electron beam welding of single crystals of high-temperature nickel alloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 15-22.
  15. Yushchenko, K.A., Gakh, I.S., Zadery, B.A. et al. (2013) Main theoretical backgrounds of welding of metal single crystals. In: Physical and technical problems of modern materials science. Vol. 1. *Akademperiodika*, 148-176 [in Russian].
  16. Yushchenko, K.A., Gakh, I.S., Zadery, B.A. et al. (2013) Influence of weld pool geometry on structure of metal of welds on high-temperature nickel alloy single-crystals. *The Paton Welding J.*, **5**, 45-50.
  17. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S., et al. (2013) On nature of grains of random orientation in welds of single-crystal high-temperature nickel alloys. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **35**(10), 1347-1357 [in Russian].
  18. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Zvyagintseva, A.V. et al. (2009) Peculiarities of structure of metal deposited on edges of single-crystal blades made from nickel superalloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 36-42.
  19. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Gakh, I.S. et al. (2009) On possibility of inheritance of single-crystal complexly-alloyed nickel alloys under nonequilibrium conditions of fusion welding. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **31**(4), 473-485 [in Russian].
  20. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Kotenko, S.S. et al. (2008) Sensitivity to cracking and structural changes in EBW of single crystals of heat-resistant nickel alloys. *The Paton Welding J.*, **2**, 6-13.
  21. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Karasevskaya, O.P. et al. (2006) Structural changes in crystallization process of nickel superalloys in crystallography-asymmetric location of welding pool. *Metallofizika i Novejshie Tekhnologii*, **28**(11), 1509-1527 [in Russian].
  22. Yushchenko, K.A., Zadery, B.A., Karasevskaya, O.P. et al. (2006) Structure of welded joints in tungsten single crystals. *The Paton Welding J.*, **8**, 29-36.
  23. Yushchenko, K.A., Karasevskaya, O.P., Kotenko, S.S. et al. (2005) Inheritance of structure-oriented state of metallic materials by welded joints. *Ibid.*, **9**, 2-9.

## References

1. Stroganov, G.B., Chepkin, V.M. (2000) *Cast high-temperature alloys for gas turbines*. Moscow, ONTI MATI [in Russian].
2. Petukhov, A.N. (1993) *Fatigue resistance of GTE parts*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Kablov, E.N. (2001) *Cast blades of gas-turbine engines (alloys, technology, coatings)*. Moscow, MISIS [in Russian].

24. Zadery, B.A., Kotenko, S.S., Polishchuk, E.P. et al. (2003) Peculiarities of crystalline structure of welded joints in single crystals. *Ibid.*, **5**, 13-20.
25. Clark, D., Bache, M.R., Whittaker, M.T. (2008) Shaped metal deposition of nickel alloy for aero engine applications. *J. Materials Proc. Technology*, **203**, 439-448.
26. Ding, D., Pan, Z., Cuiuri, D., Li, H. (2015) Wire-feed additive manufacturing of components: technologies, developments and future interests. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **81(1-4)**, 465-481.
27. Frazier, W.E. (2014) Metal additive manufacturing (Review). *J. Mater. Eng. and Performance*, **23(6)**, 1917-1928.
28. Brandla, E., Baufeld, B., Leyens, C., Gault, R. (2010) Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: Comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace materials specification. *Proc. of the Laser Assisted Net Shape Engineering*, **5**, Pt B, 595-606.
29. (2018) Additive manufacturing: Siemens uses innovative technology to produce gas turbines. Press-Siemens Global Website, Munich, Mar 19. [www.siemens.com/press/en/](http://www.siemens.com/press/en/)
30. Rockstroh, T., Abbott, D., Hix, K., Mook, J. (2013) Lessons learned from development cycle. Additive manufacturing at GE Aviation – Industrial Laser Solutions, 1-6. [www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-28/issue-6/features/additive-manufacturing-at-ge-aviation.html](http://www.industrial-lasers.com/articles/print/volume-28/issue-6/features/additive-manufacturing-at-ge-aviation.html)

## ПЕРСПЕКТИВИ СТВОРЕННЯ ЗВАРНИХ МОНОКРИСТАЛІЧНИХ КОНСТРУКЦІЙ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

**К. А. ЮЩЕНКО, Б. О. ЗАДЕРІЙ, І. С. ГАХ, Г. В. ЗВЯГІНЦЕВА**

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

Жароміцні нікелеві сплави з монокристалічною структурою застосовуються в таких галузях виробництва, як турбобудування, авіаційно-космічна техніка і енергетика. Однак їх подальше освоєння стримується складністю, а іноді — і неможливістю отримання елементів конструкцій великих розмірів і розвиненої геометрії. Виробництво, як і ремонт, традиційними способами монокристалічних виробів з розвиненою геометрією таких, наприклад, як довгомірні або охолоджувальні лопатки газових турбін і ін., являють собою складне технологічне завдання. Виготовлення вузлів, деталей, конструкцій подібного роду шляхом їх зварювання з окремих елементів або нарощування, часто видається більш раціональним і дозволяє створювати вироби з монокристалічною структурою на принципово новій основі. Метою представленої роботи є розвиток нових підходів стосовно виробництва монокристалічних зварних конструкцій відповідального призначення з підвищеними механічними характеристиками і експлуатаційними параметрами. Наведено результати досліджень і приклади дослідних зварних конструкцій такого роду, отриманих в Інституті електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України. Бібліогр. 30, рис. 9.

*Ключові слова:* жароміцні нікелеві сплави, монокристали, зварні конструкції складної геометрії, електронно-променево зварювання, лопатки газових турбін, умови формування монокристалічної структури

## PROSPECTS OF DEVELOPMENT OF WELDED SINGLE-CRYSTAL STRUCTURES OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS

**K.A. YUSHCHENKO, B.A. ZADERII, I.S. GAKH, A.V. ZVYAGINTSEVA**

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

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

Heat-resistant nickel alloys with single-crystal structure are used in such branches of industry as turbine manufacture, aerospace engineering and power engineering. However, their further mastering is restrained by complexity, and sometimes impossibility of production of structure elements of large size and developed geometry. Production as well as repair using traditional methods of single-crystal products with developed geometry such as, for example, long or cooled gas turbine blades etc., represent a complex technological and expensive problem. Manufacture of assemblies, parts, structures of such type by means of their welding from separate elements or building-up often seems to be more reasonable and allows developing products with single-crystal structure on virtually new basis. The aim of the presented work is development of new approaches applicable to manufacture of the single-crystal welded structures of critical designation with increased mechanical characteristics and service parameters. The results of investigations and examples of pilot welded structures of such type, produced at the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, are presented. 30 Ref., 9 Fig.

*Keywords:* heat-resistant nickel alloys, single-crystals, welded structures of complex geometry, electron-beam welding, gas turbine blades, conditions of formation of single-crystal structure

Поступила в редакцію 13.07.2018

## АНОДНЫЕ ПРОЦЕССЫ В СВАРОЧНЫХ ДУГАХ

И. В. КРИВЦУН

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

Описаны подходы к теоретическому исследованию и математические модели физических процессов, протекающих в анодном слое сильноточных ( $\sim 10^2$  А) электрических дуг, горящих в инертном газе атмосферного давления. Проведены численные исследования анодных процессов в электрических дугах с неиспаряющимся (водоохлаждаемым) анодом, а также в сварочных дугах (дугах с испаряющимся анодом). Показано, что анодное падение потенциала в рассматриваемых дугах является отрицательным, имеющим существенно неоднородное распределение в области анодной привязки дуги. Последнее обстоятельство во многом определяет картину протекания электрического тока и переноса энергии между дуговой плазмой и анодом (контрагирование дуги на аноде либо распределенный по поверхности анода разряд). С учетом указанного изменения анодного падения потенциала вдоль поверхности анода предложена методика расчета эффективного анодного падения в электрических дугах. Библиогр. 32, табл. 1, рис. 15.

*Ключевые слова:* сварочная дуга, дуговая плазма, столб дуги, анодный слой, анодное падение потенциала, тепловой поток в анод, испарение, математическое моделирование

Одним из основных технологических процессов получения неразъемных соединений металлических материалов сегодня является дуговая сварка плавлением. В промышленном производстве наиболее широко используются такие способы дуговой сварки, как сварка плавящимся электродом в инертных и активных газах или их смесях (МИГ/МАГ), а также сварка неплавящимся электродом в инертных газах (ТИГ), применяемая при изготовлении ответственных конструкций. Здесь можно упомянуть и плазменную сварку как разновидность сварки неплавящимся электродом, которая за счет использования сжатой дуги позволяет существенно повысить глубину проплавления и, соответственно, толщину свариваемого металла. Для эффективного использования электрической дуги в качестве сварочного источника тепла необходимо располагать достоверной информацией о ее тепловом, электрическом и динамическом воздействии на электроды. В частности, при реализации указанных выше способов сварки весьма важную роль играют анодные процессы, а именно: процессы взаимодействия дуговой плазмы с каплей электродного металла, являющейся анодом дуги в случае МИГ/МАГ сварки, и с металлом сварочной ванны, являющимся анодом в случае ТИГ и плазменной сварки. В первом случае указанные процессы определяют плавление проволоки, формирование и перенос капель электродного металла, а во втором — проплавление свариваемого металла и формирование сварного шва. Поскольку экспериментальное определение таких, важных с технологической точки зрения, характеристик сварочной дуги как плотность электрического тока и тепловой поток на поверхности капли и сварочной ванны затруднено вследствие высоких

значений температуры дуговой плазмы и температуры поверхности расплавленного металла, малости геометрических размеров области привязки дуги и ряда других факторов, весьма актуальным представляется теоретическое исследование анодных процессов, в том числе путем математического моделирования.

Существует множество подходов и моделей для численного исследования анодных процессов в свободногорящих и сжатых (плазменных) дугах (см., например, [1–8]), однако в большинстве из них дуговая плазма предполагается однокомпонентной, т. е. содержащей атомы и ионы защитного или плазмообразующего газа, чаще всего, инертного. Плазма реальных сварочных дуг, как правило, многокомпонентна, поскольку, наряду с частицами газа, содержит атомы и ионы испаренного материала электродов, в первую очередь анода [9]. Таким образом, при построении адекватной математической модели анодных процессов в сварочных дугах необходим учет многокомпонентности дуговой плазмы.

Еще одной важной характеристикой такой модели должна быть возможность учитывать взаимосвязь физических процессов, протекающих в теле анода, на его поверхности и в анодном слое, с процессами в столбе дуги. Необходимо отметить, что в большинстве работ по комплексному моделированию электрической, в том числе сварочной дуги используются весьма упрощенные модели анодной области [10–15], тогда как в работах, специально посвященных исследованию приэлектродных явлений (см., например, обзор [16] и цитируемую там литературу) недостаточное внимание уделяется процессам, происходящим в столбе дуги.

Настоящая работа посвящена описанию самосогласованных математических моделей и численному исследованию физических процессов, протекающих в прианодной плазме сильноточных ( $\sim 10^2$  А) электрических дуг, горящих в инертном газе атмосферного давления, в том числе сварочных дуг (при учете испарения материала анода), применительно к условиям МИГ, ТИГ и плазменной сварки.

Прежде чем приступить к описанию указанных моделей, рассмотрим характерное распределение электрического потенциала по длине сильноточной дуги атмосферного давления, которое показано на рис. 1. Электрическую дугу можно условно разделить на три области: приэлектродные слои неравновесной плазмы (катодный и анодный) и столб дуги, где плазма находится в состоянии локального термодинамического равновесия [17]. При этом полное напряжение на дуге  $U$  может быть представлено в виде суммы падений напряжения на катодном  $U_c$  и анодном  $U_a$  слоях, а также на столбе дуги  $U_p$ :

$$U = U_c + U_p + U_a. \quad (1)$$

Следует обратить особое внимание на тот факт, что в рассматриваемых дугах, в том числе сварочных, анодное падение потенциала, определяемое как  $U_a = \phi_a - \phi_{pa}$ , где  $\phi_a$  — потенциал поверхности анода,  $\phi_{pa}$  — потенциал плазмы столба дуги на границе с анодным слоем, является отрицательным [2, 18–20]. Кроме того, ввиду высокой проводимости металлических материалов поверхность анода является практически эквипотенциальной, поэтому электрический потенциал анода  $\phi_a$  можно с хорошим приближением считать постоянным и выбрать, например, равным нулю, как это сделано на рис. 1. Тогда, учитывая распреде-

ления вдоль поверхности анода его температуры и характеристик прианодной плазмы, определяющих локальные значения анодного падения, можно утверждать, что потенциал плазмы столба дуги на границе с анодным слоем также является неоднородным в области анодной привязки дуги, т. е. зависит от координаты вдоль указанной границы [21]. Это приводит к появлению компоненты градиента электрического потенциала и, соответственно, компоненты плотности тока вдоль границы анодного слоя, что во многом определяет картину протекания электрического тока между дуговой плазмой и анодом. Отмеченные факты являются достаточно нетривиальными и будут детально рассмотрены в данной работе.

Для описания дуговой плазмы, граничащей с поверхностью анода, будем использовать подход, предложенный в работах [1–3], в рамках которого прианодную плазму можно условно разделить на несколько зон, как показано на рис. 1 справа. Первая зона, непосредственно примыкающая к поверхности анода, — слой пространственного заряда (Sheath), где нарушается условие квазинейтральности плазмы и формируется часть падения потенциала между плазмой и анодом. Этот слой с достаточной точностью можно считать бестолчковым, поскольку при давлении, близком к атмосферному, и характерных для рассматриваемых условий значениях температуры плазмы  $T \sim 1$  эВ [1, 2] толщина данного слоя  $L_{Sh}$ , соизмеримая с радиусом Дебая  $r_D \sim 10^{-8}$  м, существенно меньше длин свободного пробега частиц прианодной плазмы  $l \sim 10^{-7} \dots 10^{-4}$  м (соответствующие значения характерных длин для Ag-плазмы атмосферного давления приведены на рис. 2).

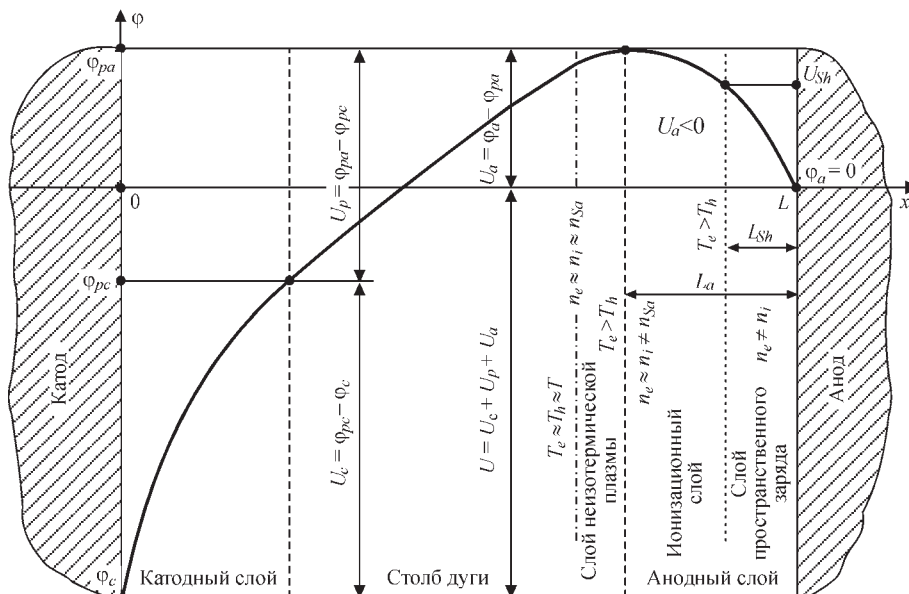


Рис. 1. Распределение электрического потенциала по длине дуги:  $\phi_c$  — потенциал поверхности катода;  $\phi_{pc}$  — потенциал плазмы столба дуги на границе с катодным слоем;  $L$  — длина дуги (остальные обозначения приведены в тексте)



Вторая зона справа на рис. 1 — ионизационный слой или предслой (Presheath) — область неизотермической квазинейтральной многокомпонентной плазмы, где происходит генерация заряженных частиц за счет ионизации плазменными электронами атомов газа, десорбирующихся с поверхности анода, и испаряющихся атомов анодного металла. Образующиеся здесь ионы ускоряются в сторону поверхности анода электрическим полем, создаваемым более подвижными электронами, и рекомбинируют вблизи этой поверхности. Таким образом, в пределах предслоя нарушаются условия локального ионизационного равновесия, т. е. концентрации заряженных частиц плазмы  $n_e \approx n_i$  отличаются от равновесной концентрации  $n_{Sa}$ , рассчитанной с помощью уравнений Саха. Кроме того, здесь происходит заметное падение потенциала прианодной плазмы, которое может быть больше его изменения в слое пространственного заряда (см. рис. 1).

На расстоянии от поверхности анода  $L_a$ , равном нескольким длинам свободного пробега тяжелых частиц плазмы, проходит внешняя граница анодного слоя, за которой начинается третья зона — газодинамическая область дуговой плазмы или столб дуги, где устанавливается локальное термодинамическое равновесие. Отметим здесь, что эта область, в свою очередь, может быть условно разделена на две зоны: слой неизотермической ионизационно равновесной плазмы, толщина которого определяется величиной  $l_{ea}$  (см. рис. 2), и в пределах которого происходит выравнивание температуры электронов  $T_e$  и тяжелых частиц  $T_h$  с температурой плазмы в столбе дуги  $T$ , и, собственно, столб дуги (см. рис. 1).

Поскольку в рассматриваемых условиях толщина анодного слоя  $L_a \sim 10^{-4}$  м, как правило, на порядок меньше радиуса кривизны поверхности анода (капли электродного металла или сварочной ванны)  $R \sim 10^{-3}$  м, при описании процессов, протекающих в этом слое, его можно считать практически плоским. С другой стороны, поскольку  $L_a$  значительно меньше характерного масштаба изменения параметров дуговой плазмы в газодинамической области, при рассмотрении процессов в столбе дуги, анодный слой плазмы можно считать бесконечно тонким. Таким образом, с точки зрения математического описания физических процессов, протекающих в прианодной плазме сварочной дуги, ее можно разделить на две области: анодный слой неравновесной плазмы, включающий предслой, а также слой пространственного заряда, и столб дуги, для которого первая область фактически играет роль поверхности разрыва.

Рассмотрим вначале модель анодного слоя сильноточной дуги, горящей в инертном газе атмос-

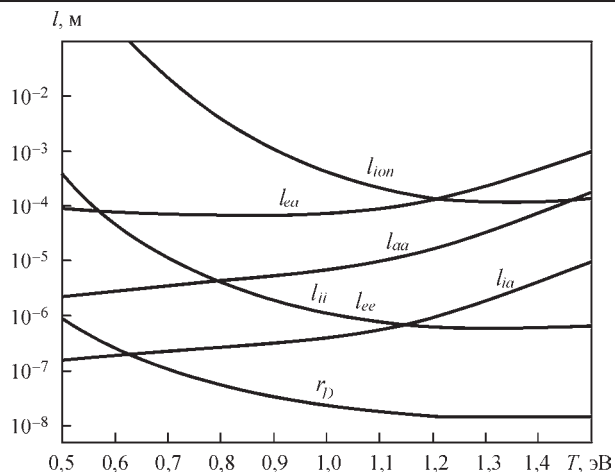


Рис. 2. Характерные длины в равновесной аргоновой плазме атмосферного давления:  $r_D$  — радиус Дебая;  $l_{ee}$ ,  $l_{ii}$ ,  $l_{ia}$ ,  $l_{aa}$ ,  $l_{ea}$  — длины свободного пробега относительно электрон-электронных, ион-ионных, ион-атомных, атом-атомных и электрон-атомных соударений;  $l_{ion}$  — длина ионизации

ферного давления, при условии, что испарением металла анода можно пренебречь. В этом случае прианодную плазму можно считать однокомпонентной, содержащей атомы ( $a$ ), однозарядные ионы ( $i$ ) и электроны ( $e$ ) газа. Присутствием в прианодной плазме многозарядных ионов будем пренебрегать, что является достаточно хорошим приближением вплоть до значений ее температуры  $\sim 1,5$  эВ [22]. Кроме того будем предполагать, что тяжелые частицы плазмы (атомы и ионы) имеют общую температуру  $T_h$ , которая отличается от температуры электронов  $T_e$  (двухтемпературная модель).

Следуя работе [23], используем одномерную модель анодного слоя. Ось  $x$  декартовой системы координат направим от анода в плазму и будем считать поверхность анода плоской и расположенной при  $x = 0$ . Тогда основные уравнения модели могут быть записаны следующим образом.

Уравнения непрерывности для электронов, ионов и атомов прианодной плазмы:

$$\frac{dJ_\alpha}{dx} = \omega_\alpha, \quad \alpha = e, i, a. \quad (2)$$

Здесь  $J_\alpha = n_\alpha v_\alpha$  — плотность потока частиц сорта  $\alpha$ , где  $n_\alpha$  и  $v_\alpha$  — концентрация и скорость соответствующих частиц;  $\omega_\alpha$  — скорость изменения концентраций частиц плазмы за счет реакций ионизации-рекомбинации. Поскольку в разрядах атмосферного давления ионизация происходит в основном за счет столкновений электронов с атомами, а доминирующим механизмом рекомбинации является трехчастичная рекомбинация с участием иона и двух электронов, можем записать

$$\omega_e = \omega_i = -\omega_a = k_i n_e n_a - k_r n_e^2 n_i, \quad (3)$$

где  $k_p$ ,  $k_r$  — константы скоростей процессов ионизации и рекомбинации, соответственно. Складывая уравнения непрерывности для ионов и атомов

и вычитая соответствующие уравнения для ионов и электронов, получим

$$J_i = -J_a; J_i - J_e = j_d/e, \quad (4)$$

где  $j_a$  — плотность электрического тока в анодном слое;  $e$  — элементарный заряд.

Первое условие отражает закон сохранения тяжелых частиц плазмы, второе — непрерывность электрического тока в пределах анодного слоя. Следует отметить, что соотношения (4) могут быть использованы вместо любых двух уравнений непрерывности (2).

Уравнения движения компонент плазмы могут быть записаны в виде [24]:

$$\begin{aligned} -\frac{dp_\alpha}{dx} + n_\alpha z_\alpha E + \\ + \sum_\beta v_{\alpha\beta} \mu_{\alpha\beta} n_\alpha n_\beta (v_\beta - v_\alpha) - R_\alpha^T = 0, \end{aligned} \quad (5)$$

$\alpha, \beta = e, i, a.$

Здесь  $p_\alpha = n_\alpha k T_\alpha$  — парциальное давление  $\alpha$ -компоненты плазмы, где  $k$  — постоянная Больцмана;  $T_\alpha$  — температура частиц сорта  $\alpha$ ;  $z_\alpha$  — заряд соответствующих частиц;  $E$  — напряженность электрического поля;  $v_{\alpha\beta}$ ,  $\mu_{\alpha\beta} = m_\alpha m_\beta / (m_\alpha + m_\beta)$  — частота столкновений с передачей импульса и приведенная масса частиц сорта  $\alpha$  и  $\beta$ , где  $m_\alpha$  — масса частиц сорта  $\alpha$ ;  $R_\alpha^T$  — термодиффузионная сила, определяемая следующим образом

$$R_\alpha^T = C_\alpha^{(e)} n_\alpha k \frac{dT_e}{dx}, \quad (6)$$

где  $C_\alpha^{(e)}$  — коэффициент термодиффузии частиц сорта  $\alpha$ . Отметим здесь, что эффектом термодиффузии за счет градиента температуры тяжелых частиц пренебрегается.

Складывая уравнения (5) для всех компонент, получим следующее соотношение

$$-\frac{dp}{dx} + e(n_i - n_e)E = 0. \quad (7)$$

Здесь  $p = \sum_\alpha p_\alpha$  — полное давление плазмы.

Уравнения движения (5) должны быть дополнены уравнением Пуассона для определения напряженности электрического поля

$$\epsilon_0 \frac{dE}{dx} = e(n_i - n_e), \quad (8)$$

где  $\epsilon_0$  — электрическая постоянная.

Комбинируя уравнения (7) и (8), получим соотношение

$$\frac{d}{dx} (p - \epsilon_0 E^2/2) = 0, \quad (9)$$

которое означает, что полное давление в прианодной плазме, включая давление электрического поля, постоянно по толщине анодного слоя.

Уравнения энергии для электронов и тяжелых частиц плазмы в пренебрежении конвективным переносом энергии атомами и ионами имеют вид:

$$\frac{d}{dx} \left( q_e + \frac{5}{2} J_e k T_e \right) = j_a E + \kappa_{eh} n_e k (T_h - T_e) - w_e; \quad (10)$$

$$\frac{dq_h}{dx} = \kappa_{eh} n_e k (T_e - T_h). \quad (11)$$

Здесь  $q_e$ ,  $q_h$  — тепловые потоки электронов и тяжелых частиц;  $k_{eh}$  — частота обмена энергией между электронами и тяжелыми частицами;  $w_e = U_i \omega_e - w_{rad}$  — потери энергии электронной компоненты плазмы за счет неупругих процессов и излучения, где  $U_i$  — потенциал ионизации атомов газа;  $w_{rad}$  — радиационные потери.

Пренебрегая эффектом термодиффузии для атомов и ионов, тепловые потоки электронов и тяжелых частиц плазмы можно представить в виде

$$q_e = -\lambda_e \frac{dT_e}{dx} + k T_e n_e \sum_\alpha A_\alpha^{(e)} (v_e - v_\alpha); \quad (12)$$

$$q_h = -\lambda_h \frac{dT_h}{dx}, \quad (13)$$

где  $\lambda_e$ ,  $\lambda_h$  — коэффициенты теплопроводности электронов и тяжелых частиц, соответственно;  $A_\alpha^{(e)}$  — кинетический коэффициент.

Для расчета входящих в уравнения описанной модели скоростей процессов ионизации-рекомбинации, транспортных и кинетических коэффициентов, а также потерь энергии на излучение можно использовать выражения, приведенные в работах [22, 23].

Перейдем теперь к описанию граничных условий, необходимых для решения уравнений (2), (5), (8), (10), (11) на отрезке  $0 \leq x \leq L_a$ . Краевые условия при  $x = L_a$  (на границе анодного слоя со столбом дуги) задаются исходя из принятого предположения о локальном термодинамическом равновесии плазмы в столбе дуги. Тогда концентрации частиц плазмы на указанной границе могут быть определены из уравнения ионизационного равновесия, закона парциальных давлений и условия квазинейтральности плазмы:

$$k_i n_e n_a = k_r n_e^2 n_i; \quad (14)$$

$$p = n_e k T_e + n_i k T_h + n_a k T_h; \quad (15)$$

$$n_e = n_i. \quad (16)$$

При определении температур  $T_h$ ,  $T_e$  на внешней границе анодного слоя будем предполагать, что плазма здесь является изотермической, т. е. слой не изотермической плазмы (см. рис. 1) включим в анодный слой, и будем считать, что джоулев нагрев плазмы уравновешивается потерями энергии

электронов на излучение. В этом случае при  $x = L_a$  можно принять

$$T_h = T_e; \quad j_a E = w_{rd}(T_e). \quad (17)$$

Потоки частиц и напряженность электрического поля на внешней границе анодного слоя могут быть определены с помощью соотношений (4) и уравнений (5) с учетом предполагаемой однородности плазмы в столбе дуги.

Для задания краевых условий при  $x = 0$  (на поверхности анода) будем предполагать, что все заряженные частицы, достигающие этой поверхности, абсорбируются нею (частично рекомбинируют, а оставшиеся электроны формируют электрический ток в теле анода) и отсутствует поток электронов, обусловленный их эмиссией из материала анода. Тогда, исходя из кинетических соображений, поток электронов при  $x = 0$  можно задать следующим образом:

$$J_e = -\frac{n_e \bar{v}_e}{4}, \quad (18)$$

где  $\bar{v}_e = \sqrt{8kT_e/\pi m_e}$  — средняя скорость теплового движения электронов.

При задании краевого условия для потока ионов на поверхность анода учтем, что температура электронов вблизи указанной поверхности может быть достаточно низкой  $T \sim 0,5$  эВ [22] и, согласно рис. 2, длина свободного пробега ионов относительно столкновений с атомами может оказаться меньше радиуса Дебая, т. е. толщины слоя пространственного заряда. В этом случае слой пространственного заряда является столкновительным для ионов, поток которых при  $x = 0$  можно определить через подвижность иона в электрическом поле

$$J_i = \frac{eEn_i}{v_{ia}\mu_{ia}n_a}. \quad (19)$$

Входящая в это выражение напряженность электрического поля вблизи поверхности анода может быть вычислена путем подстановки выражений (18), (19) во второе условие (4) и использования уравнения Пуассона (8). Для определения  $T_h, T_e$  при  $x = 0$  можно воспользоваться условиями [23]:

$$T_h = T_s; \quad (20)$$

$$-\frac{n_e \bar{v}_e}{4} 2kT_e = \frac{5}{2} J_e kT_e + q_e, \quad (21)$$

где  $T_s$  — температура поверхности анода.

Этим исчерпывается описание модели анодного слоя электрической дуги атмосферного давления с неиспаряющимся анодом. Уравнения модели решались численно, алгоритм решения подробно описан в работе [22]. Результаты расчетов характеристик прианодной плазмы аргоновой дуги в широком диапазоне плотностей электриче-

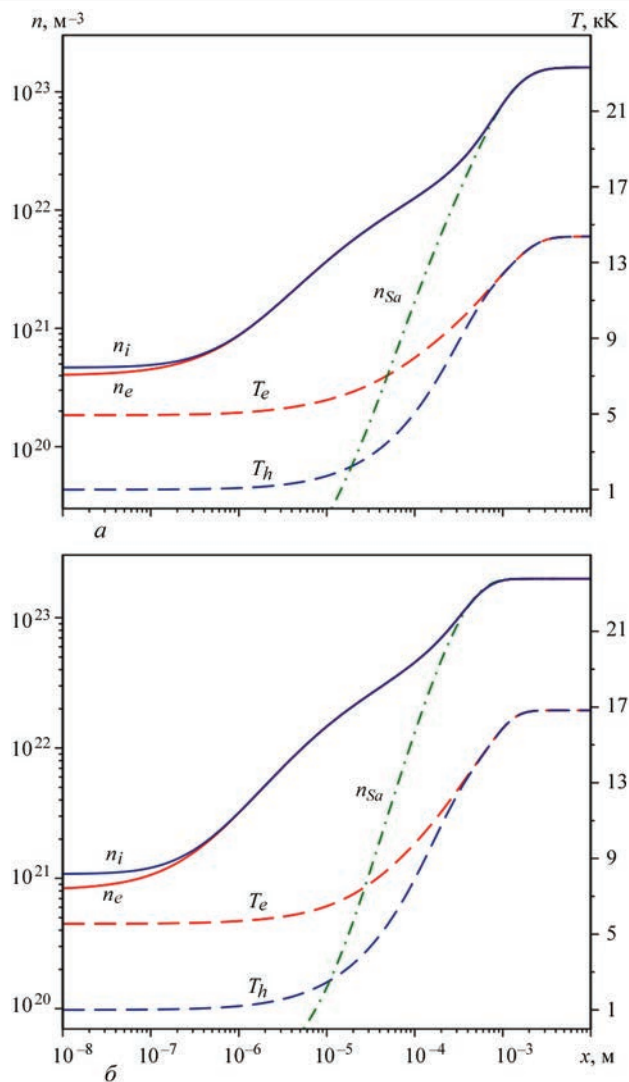


Рис. 3. Распределения характеристик плазмы аргоновой дуги атмосферного давления по толщине анодного слоя для двух значений плотности тока на аноде:  $a$  —  $j_a = 700$  А/см<sup>2</sup>;  $b$  — 1500. Сплошными кривыми показаны концентрации электронов ( $n_e$ ) и ионов ( $n_i$ ); штриховыми — температура электронов ( $T_e$ ) и тяжелых частиц ( $T_h$ ); штрихпунктирная линия соответствует концентрации заряженных частиц ( $n_{Sa}$ ), вычисленной с помощью уравнения Саха

ского тока на аноде  $j_a$  (500...2000 А/см<sup>2</sup>) при давлении  $p = 1$  атм и температуре поверхности анода  $T_s = 1000$  К приведены на рис. 3–6 и в таблице.

На рис. 3,  $a, b$  показаны распределения характеристик дуговой плазмы по толщине анодного слоя для двух значений  $j_a$ , характерных для сильноточных электрических дуг, горящих в аргоне атмосферного давления. Как следует из представленных на этих рисунках расчетных данных, область равновесной плазмы (столб дуги), где  $n_e \approx n_i \approx n_{Sa}$ ,  $T_e \approx T_h$  расположена на расстоянии  $x = L_a \leq 1$  мм от поверхности анода, при этом в пределах анодного слоя хорошо разрешаются ионизационная область, где  $n_e \approx n_i > n_{Sa}$ ,  $T_e > T_h$  и слой пространственного заряда, где  $n_i > n_e$ . Толщина анодного слоя  $L_a$  уменьшается при возрастании анодной плотности тока, что связано с по-

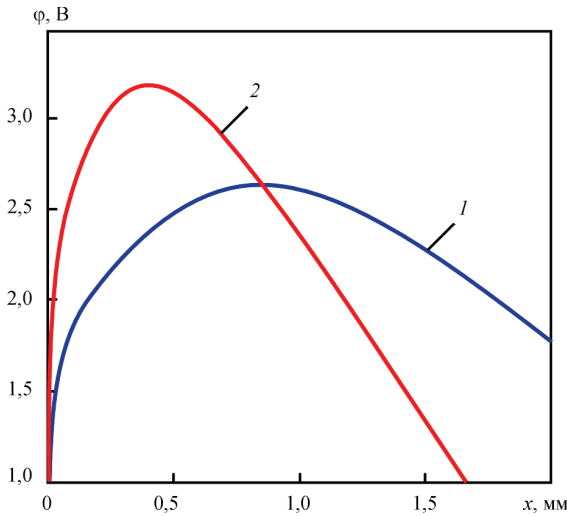


Рис. 4. Распределение электрического потенциала по толщине анодного слоя аргоновой дуги при  $j_a$ , А/см<sup>2</sup>: 1 — 1000; 2 — 2000

вышением температуры плазмы в столбе дуги (от 13,53 кК при  $j_a = 500$  А/см<sup>2</sup> до 18,04 кК при  $j_a = 2000$  А/см<sup>2</sup>) и соответствующей интенсификацией процессов ионизации и обмена энергией между компонентами плазмы. Что касается температуры электронов вблизи поверхности анода, то она слабо зависит от плотности тока на аноде и при изменении  $j_a$  от 500 до 2000 А/см<sup>2</sup> увеличивается с 4,69 до 5,99 кК.

На рис. 4 представлено распределение электрического потенциала по толщине анодного слоя, при этом потенциал поверхности анода принят равным нулю. Как следует из расчетных данных, приведенных на данном рисунке, распределение электрического потенциала в прианодной плазме является существенно неоднородным и имеет максимум. В точке максимума электрическое поле, связанное с градиентами концентраций заряженных частиц, равно по абсолютной величине и направлено противоположно электрическому полю, обуславливающему ток проводимости в плазме. Поэтому именно эту точку можно считать границей анодного слоя  $x = L_a$  и, согласно принятому ранее определению, величину анодного падения  $U_a$  вычислять как разность между потенциалом анода  $\phi_a = 0$  и значением потенциала  $\phi_{pa}$  на указанной границе (в точке максимума). Зависимости определенных таким образом величин  $L_a$  и  $U_a$  для аргоновой дуги атмосферного давления с неиспаряющимся анодом представлены на рис. 5, а, из которого следует, что толщина анодного слоя уменьшается с ростом плотности электрического тока на аноде, а анодное падение — увеличивается по абсолютной величине, оставаясь отрицательным во всем рассматриваемом диапазоне  $j_a$ , при этом расчетные значения  $U_a$  находятся в хорошем соответствии с измеренными экспериментально [18].

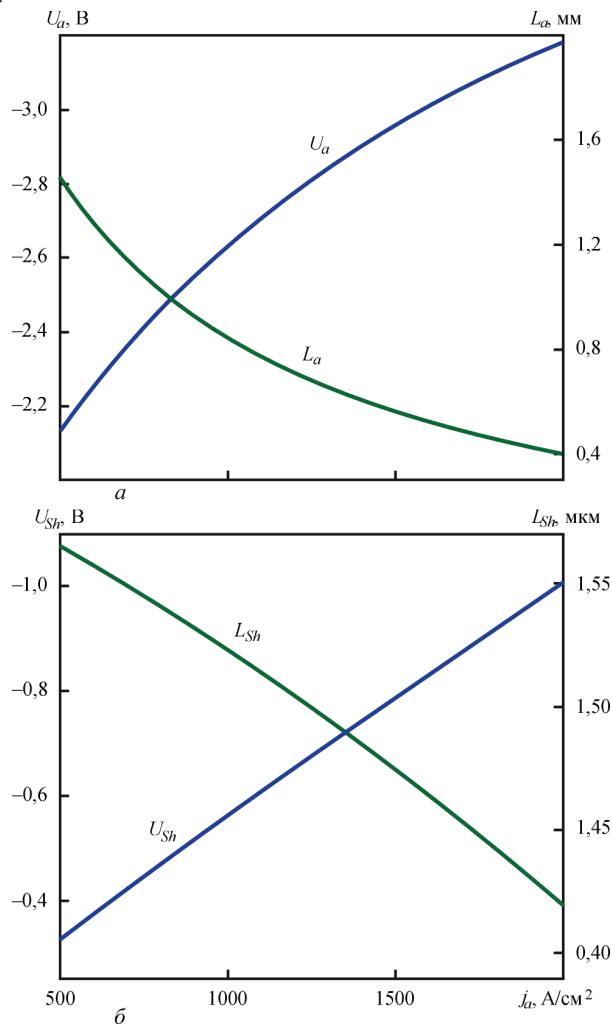


Рис. 5. Толщина анодного слоя и анодное падение потенциала (а); толщина слоя пространственного заряда и падение потенциала на этом слое (б) для аргоновой дуги в зависимости от плотности тока на аноде

На рис. 5, б приведена зависимость толщины  $L_{Sh}$  слоя пространственного заряда, определяемой как расстояние между поверхностью анода

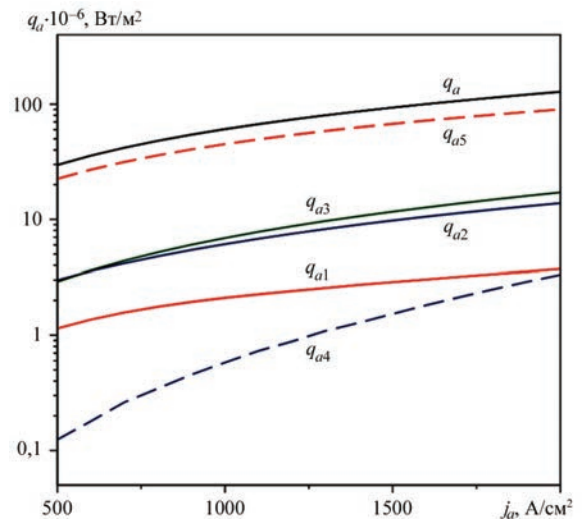


Рис. 6. Суммарный тепловой поток, вводимый в анод плазмой аргоновой дуги, и его составляющие в зависимости от плотности тока на аноде

и точкой, в которой относительное разделение зарядов  $\Delta_{Sh} = (n_i - n_e)/n_{es}$ , где  $n_{es}$  — концентрация электронов при  $x = 0$ , составляет 1 %, а также зависимость падения потенциала  $U_{Sh}$  на указанном слое от плотности электрического тока на аноде. Зависимости  $L_{Sh}$  и  $U_{Sh}$  от  $j_a$  сохраняют тенденции, присущие соответствующим зависимостям  $L_a$  и  $U_a$  (см. рис. 5, а, б) с той разницей, что толщина слоя пространственного заряда изменяется с ростом плотности тока весьма незначительно.

Рассмотрим теперь тепловой поток  $q_a$ , вносимый дуговой плазмой в анод. Суммарный тепловой поток может быть представлен следующим образом:

$$q_a = q_{a1} + q_{a2} + q_{a3} + q_{a4} + q_{a5}. \quad (22)$$

Здесь  $q_{a1} = \lambda_e \frac{\mathcal{I}}{d} \frac{e}{d}$ ,  $q_{a2} = \lambda_h \frac{\mathcal{I}}{d} \frac{h}{d}$  — тепловые потоки, обусловленные теплопроводностью электронов и тяжелых частиц, соответственно;  $q_{a3} = -\frac{5}{2} J_e k T_e - k T_e n_e \sum_{\alpha=i,a} A_{\alpha}^{(e)} (v_e - v_{\alpha})$  — тепловой поток, обусловленный конвективным переносом энергии плазменными электронами;  $q_{a4} = -J_i U_i$ ,  $q_{a5} = (J_i - J_e) \zeta_a$  (где  $\zeta_a$  — работа выхода материала анода) — составляющие теплового потока в анод, обусловленные рекомбинацией ионов и поглощением электронов его поверхностью.

Зависимости теплового потока  $q_a$  и его составляющих от  $j_a$  при  $\zeta_a = 4,5$  эВ, что соответствует стальному аноду, приведены на рис. 6. Как следует из представленных зависимостей, основной вклад в тепловой поток вносит поглощение электронов материалом анода, а следующими по значимости составляющими являются конвективный перенос энергии электронов и тепловой поток, обусловленный теплопроводностью тяжелых частиц. Что касается расчетных значений величины  $q_a$  и его составляющих, то они находятся в хорошем соответствии с результатами расчетов, проведенных в работе [6], и результатами измерений, выполненных авторами работы [18].

Завершая описание результатов моделирования характеристик прианодной плазмы аргоновой дуги атмосферного давления с неиспаряющимся анодом, приведем сводную таблицу расчетных значений толщины анодного слоя  $L_a$ , анодного падения потенциала  $U_a$ , теплового потока в анод  $q_a$  и вольтова эквивалента тепла на аноде  $V_a = q_a/j_a$  для аргоновой дуги атмосферного давления при различных значениях плотности тока на аноде  $j_a$ .

Рассмотрим теперь упрощенную модель физических процессов в прианодной плазме сварочной дуги применительно к условиям МИГ, ТИГ или плазменной сварки. За счет теплового воздействия дуги на электродный или свариваемый металл (анод) поверхность капли или сварочной ванны может локально нагреваться до температур,

сравнимых с температурой кипения металла  $T_B$ . В результате испарения анодного металла плазма сварочной дуги, как уже было упомянуто, становится многокомпонентной, содержащей, наряду с частицами защитного или плазмообразующего газа, атомы и ионы металлического пара.

При анализе физических процессов, протекающих в анодном слое многокомпонентной плазмы сварочной дуги, будем полагать, что на внешней границе данного слоя дуговая плазма характеризуется следующими параметрами:  $n_e^0$  — концентрация электронов;  $n_{\alpha Z}^0$  — концентрации атомов ( $Z = 0$ ) и ионов ( $Z = 1$ ) защитного или плазмообразующего газа ( $\alpha = g$ ), атомов ( $Z = 0$ ) и ионов ( $Z = 1, 2$ ) металлического пара ( $\alpha = m$ );  $Ze$  — заряд иона;  $T_e^0$  — температура электронов;  $T_h^0$  — температура тяжелых частиц плазмы, предполагаемая одинаковой для всех сортов атомов и ионов, но отличной от  $T_e^0$  (двухтемпературная модель плазмы);  $m_e$  — масса электрона;  $M_a$  — массы тяжелых частиц (атомов и ионов) защитного газа ( $\alpha = g$ ) и свариваемого или электродного металла ( $\alpha = m$ ). Как уже было отмечено, анодный слой плазмы сварочной дуги можно считать плоским, поэтому значения концентраций  $n_e^0$ ,  $n_{\alpha Z}^0$ , температур  $T_e^0$ ,  $T_h^0$  и нормальной к поверхности анода компоненты плотности электрического тока  $j_a \equiv j_{an}$  в области анодной привязки дуги будем рассматривать как локальные, соответствующие данной точке поверхности анода, характеризующейся определенным значением температуры  $T_s$ .

Будем, как и ранее, предполагать, что перенос электрического тока между дуговой плазмой и анодом осуществляется только электронами и ионами, приходящими из плазмы (все ионы, попавшие на поверхность анода, рекомбинируют там и возвращаются назад в виде атомов, а поток электронов, эмитируемых его поверхностью, пренебрежимо мал). Тогда суммарная плотность электрического тока между дуговой плазмой и анодом может быть представлена в виде

$$j_a = j_e - j_p \quad (j_a > 0). \quad (23)$$

Здесь  $j_e$  — плотность тока плазменных электронов, достигающих поверхности анода;  $j_i = \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 1} j_{\alpha Z}$  — суммарная плотность ионного тока на поверхность анода (для ионов всех сортов и зарядов).

**Основные характеристики анодного слоя дуги в зависимости от плотности электрического тока на аноде**

$j_a \cdot 10^{-4}$ , А/м <sup>2</sup>	$L_a \cdot 10^{-3}$ , м	$U_a$ , В	$q_a \cdot 10^{-6}$ , Вт/м <sup>2</sup>	$V_a$ , В
500	1,46	-2,13	21,5	4,30
700	1,14	-2,36	30,3	4,33
1000	0,84	-2,63	43,9	4,39
1500	0,56	-2,96	67,6	4,51
2000	0,40	-3,18	92,7	4,64

Следуя далее [25], электронную компоненту дуговой плазмы в пределах анодного слоя будем приближенно считать бесстолкновительной (см. рис. 2), а температуру электронов — постоянной по его толщине. Кроме того, поскольку потенциал плазмы на границе анодного слоя  $\varphi_{pa}$  выше потенциала поверхности анода  $\varphi_a$  [2, 18–20], электроны тормозятся электрическим полем, а ионы ускоряются по направлению к этой поверхности. В таком случае плотность электронного тока между плазмой и анодом можно записать в виде [2, 3]:

$$j_e = \frac{1}{4} e n_e^0 \bar{v}_e^0 \exp\left(-\frac{e\varphi_p}{kT_e^0}\right), \quad (24)$$

где  $\bar{v}_e^0 = \sqrt{8kT_e^0/\pi m_e}$  — тепловая скорость электронов на внешней границе анодного слоя.

Здесь следует напомнить, что в связи с высокой проводимостью металла анода по сравнению с проводимостью прианодной плазмы потенциал его поверхности является практически постоянным в области анодной привязки дуги и полагается равным нулю (см. рис. 1).

Для нахождения ионных токов необходимо рассмотреть процессы в ионизационной области, где происходит генерация ионов и их ускорение в сторону поверхности анода. С этой целью используем подход [26], который основывается на предположении, что длина свободного пробега ионов относительно кулоновских столкновений между собой  $l_{ii}$  значительно меньше длины ионизации  $l_{ion}$  и длины их пробега относительно столкновений с атомами  $l_{ia}$  (см. рис. 2). Это позволяет считать, что все ионы в предслое интенсивно максвеллизированы и приобретают общую скорость направленного движения, значение которой на границе ионизационной области со слоем пространственного заряда в диффузионном режиме испарения металла анода определяется выражением [25]:

$$V_{i\alpha} \equiv V_i(L_{\alpha}) = \sqrt{\frac{\sum_{\alpha=m,g;Z \geq 1} k(ZT_e^0 + T_h^0) n_{\alpha Z}^0}{\sum_{\alpha=m,g;Z \geq 1} m_{\alpha} n_{\alpha Z}^0}}. \quad (25)$$

Выбирая в качестве границы предслоя со слоем пространственного заряда такое  $x = L_{Sh}$ , при котором нарушается условие квазинейтральности плазмы [27], находим концентрации заряженных частиц на этой границе [25]:

$$\begin{aligned} n_{e\alpha} &\equiv n_e(L_{\alpha}) = n_e^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right); \\ n_{\alpha Z\alpha} &\equiv n_{\alpha Z}(L_{\alpha}) = n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right), \\ \alpha &= m, g; Z \geq 1. \end{aligned} \quad (26)$$

Тогда ионные токи на поверхность анода можно записать следующим образом:

$$j_{\alpha Z} = Z e n_{\alpha Z}^0 \exp\left(-\frac{1}{2}\right) V_{i\alpha}, \quad \alpha = m, g; Z \geq 1. \quad (27)$$

Зная электронный и ионные токи на поверхность анода, из уравнения (23) легко найти потенциал плазмы  $\varphi_{pa}$  относительно указанной поверхности

$$\varphi_p = \frac{kT_e^0}{e} \ln \left[ \frac{e n_e^0 \bar{v}_e^0}{4 \left[ j_a + \sum_{\alpha=m,g;Z \geq 1} j_{\alpha Z} \right]} \right]. \quad (28)$$

Вместо величины  $\varphi_{pa}$  в сварочной литературе чаще используется анодное падение потенциала  $U_a$ , определяемое как разность потенциалов между поверхностью анода и внешней границей анодного слоя дуговой плазмы. Учитывая, что при определении  $\varphi_{pa}$  потенциал поверхности анода был принят равным нулю, получим  $U_a = -\varphi_{pa}$ . Таким образом, как уже было отмечено, анодное падение потенциала в сварочных дугах является отрицательным. Кроме того, с учетом соответствующих распределений величин, входящих в выражение (28), вдоль поверхности анода величина  $\varphi_{pa}$  может быть существенно неоднородной в области анодной привязки дуги, т. е. зависеть от координаты вдоль границы анодного слоя. Это может приводить к появлению компоненты градиента электрического потенциала и, соответственно, компоненты плотности тока вдоль границы столба дуги с анодным слоем, направление и величина которой определяют картину протекания электрического тока между дуговой плазмой и анодом (контрагирование дуги на аноде либо распределенный по поверхности анода разряд). Расчет распределений величин  $j_e, j_{\alpha Z}, \varphi_{pa}$  или  $U_a$  вдоль границы анодного слоя со столбом дуги требует знания соответствующих распределений температур  $T_e^0, T_h^0$  и концентраций  $n_e^0, n_{\alpha Z}^0$  заряженных частиц на указанной границе, а также распределения нормальной к поверхности анода компоненты плотности электрического тока  $j_a$ . Предполагая, что многокомпонентная плазма в столбе сварочной дуги является ионизационно-равновесной, состав такой плазмы в каждой точке указанной границы можно определить, используя следующую систему уравнений:

$$\begin{aligned} \frac{n_e^0 n_{\alpha Z+1}^0}{n_{\alpha Z}^0} &= \\ &= \left( \frac{2\pi m_e kT_e^0}{h^2} \right)^{3/2} \frac{2\theta_{\alpha Z+1}}{\theta_{\alpha Z}} \exp \left[ -\frac{e(U_{\alpha Z} - \Delta U_Z)}{kT_e^0} \right], \quad (29) \\ \alpha &= m, g; Z \geq 0. \end{aligned}$$

Здесь  $h$  — постоянная Планка;  $\theta_{\alpha Z}$  — статистические суммы для тяжелых частиц сорта  $\alpha$ , находящихся в зарядовом состоянии  $Z$ ;  $U_{\alpha Z}$  — потенциалы ионизации (для перехода частиц сорта  $\alpha$  из зарядового состояния  $Z$  в  $Z + 1$ );  $\Delta U_Z = (e(Z+1))/r_D$  — снижения потенциалов ионизации, обусловленные взаимодействием заряженных частиц в плазме [28], где

$$r_D = \left[ kT_e^0 \epsilon_0 / e^2 \left( n_e^0 + \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 1} \frac{T_e^0}{T_h^0} n_{\alpha Z}^0 Z^2 \right) \right]^{1/2}$$

— дебаевский радиус.

Условие квазинейтральности многокомпонентной плазмы

$$n_e^0 = \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 1} n_{\alpha Z}^0 Z. \quad (30)$$

Закон парциальных давлений

$$p = n_e^0 kT_e^0 + \sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 kT_h^0 + \sum_{Z \geq 0} n_{gZ}^0 kT_h^0 - \Delta p. \quad (31)$$

Здесь  $p$  — давление плазмы вблизи поверхности анода;  $\Delta p = \frac{1}{6} \frac{e^2}{r_D} \left( n_e^0 + \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 0} n_{\alpha Z}^0 Z^2 \right)$  — снижение давления за счет неидеальности плазмы [28].

Для замыкания системы уравнений (29)–(31) необходимо еще одно условие, определяющее распределение концентрации тяжелых частиц (атомов и ионов) металлического пара вдоль границы анодного слоя. В диффузионном режиме испарения металла анода, предполагая, что скорость диффузии пара в дуговой плазме мала, т. е. состояние пара близко к насыщению, в качестве такого условия можно выбрать равенство локального значения парциального давления тяжелых частиц испаренного металла на указанной границе давлению насыщенного пара  $p_s$  над поверхностью металла, имеющей соответствующее значение температуры  $T_s$ :

$$\sum_{Z \geq 0} n_{mZ}^0 kT_h^0 = p_s \equiv p_0 \exp \left[ \frac{\lambda_v}{k} \left( \frac{1}{T_B} - \frac{1}{T_s} \right) \right], \quad (32)$$

где  $p_0$  — атмосферное давление;  $\lambda_v$  — работа выхода атома металла анода;  $T_h^0 = T_s$ .

В качестве примера на рис. 7 приведены вычисленные таким образом значения анодного падения потенциала  $U_a$  как функции  $T_e^0$ ,  $j_a$  и  $T_s$  в условиях, характерных для ТИГ сварки низкоуглеродистой стали (испаряющийся элемент Fe) в аргоне. Как следует из представленных на этом рисунке расчетных данных, значения анодного падения потенциала являются отрицательными, увеличивающимися по абсолютной величине с ростом электронной температуры плазмы вблизи анода, а также температуры его поверхности (см. рис. 7, а, в) и несколько

ко уменьшаясь с увеличением  $j_a$  (см. рис. 7, б). Величина  $U_a$  для рассматриваемых условий лежит в диапазоне от  $-1$  до  $-4$  В, что достаточно хорошо коррелирует с экспериментальными данными работы [18], а в случае малых значений температуры поверхности анода, когда испарением его материала можно пренебречь, с результатами расчетов, выполненных в работе [22] для неиспаряющегося анода.

Рассмотрим теперь процессы энергопереноса в анодном слое многокомпонентной плазмы сварочной дуги. Тепловой поток  $q_a$  из прианодной плазмы на поверхность свариваемого металла можно представить следующим образом:

$$q_a = q_e + q_p, \quad (33)$$

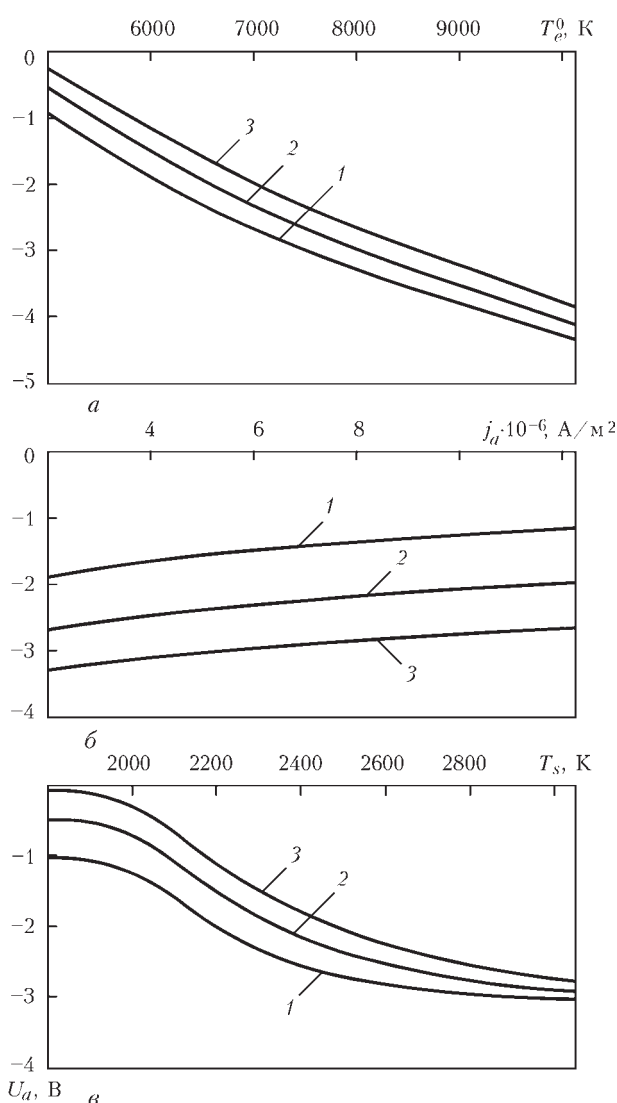


Рис. 7. Зависимости анодного падения потенциала от температуры электронов на границе анодного слоя (а), плотности тока на аноде (б) и температуры его поверхности (в) в условиях, характерных для ТИГ сварки низкоуглеродистой стали в аргоне: а —  $T_s = 2472$  К ( $1 - j_a = 2 \cdot 10^6$  А/м<sup>2</sup>,  $2 - 5 \cdot 10^6$ ,  $3 - 10^7$ ); б —  $T_s = 2472$  К ( $1 - T_e^0 = 6 \cdot 10^3$  К,  $2 - 7 \cdot 10^3$ ,  $3 - 8 \cdot 10^3$ ); в —  $T_e^0 = 7 \cdot 10^3$  К ( $1 - j_a = 2 \cdot 10^6$  А/м<sup>2</sup>,  $2 - 5 \cdot 10^6$ ,  $3 - 10^7$ )

где  $q_e, q_i$  — потоки потенциальной и кинетической энергии, переносимой электронами и ионами плазмы, соответственно.

Выражение для  $q_e$  можно упрощенно записать в виде [2, 18]

$$q_e = j_e \left( \frac{5kT_e^0}{2e} + \zeta_a \right). \quad (34)$$

Учитывая начальную энергию ионов на внешней границе слоя пространственного заряда, а также их дополнительное ускорение в этом слое, для  $q_i$  можем записать

$$q_i = \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 1} j_{\alpha Z} \left( U_{\delta} + \frac{M_{\alpha} V_{i\delta}^2}{2Ze} + \frac{1}{Z} \sum_{Z'=1}^Z U_{\alpha Z'} - \zeta_a \right), \quad (35)$$

где  $U_{\delta} \equiv \varphi(L_{\delta}) = \varphi_p - \frac{1}{2} \frac{kT_e^0}{e}$  — потенциал дуговой плазмы на границе слоя пространственного заряда (см. рис. 1).

Выражение (33) можно представить в виде

$$q_a = j_a V_a, \quad (36)$$

где  $V_a$  — значение вольтова эквивалента тепла, выделяемого на аноде, которое в отличие от соответствующего значения анодного падения  $U_a$  всегда положительно (см. таблицу).

Учитывая (33)–(35), для вычисления  $V_a$  находим

$$V_a = \zeta_a + \frac{j_e}{j_a} \frac{5kT_e^0}{2e} + \sum_{\alpha=m,g; Z \geq 1} \frac{j_{\alpha Z}}{j_a} \left( U_{\delta} + \frac{M_{\alpha} V_{i\delta}^2}{2Ze} + \frac{1}{Z} \sum_{Z'=1}^Z U_{\alpha Z'} \right). \quad (37)$$

На рис. 8 представлены результаты расчетов теплового потока в анод как функции  $T_e^0, j_a$  и  $T_s$  в условиях, характерных для ТИГ сварки низкоуглеродистой стали в аргоне. Как следует из приведенных расчетных зависимостей, величина  $q_a$  возрастает с ростом температуры электронов в анодном слое плазмы, нормальной компоненты плотности тока на аноде и температуры его поверхности, причем наиболее сильно эта тенденция проявляется в зависимости  $q_a(T_s)$  (см. рис. 8, в).

Рассмотрим теперь распределения характеристик прианодной плазмы вдоль границы анодного слоя со столбом сварочной дуги применительно к условиям ТИГ сварки низкоуглеродистой стали в атмосфере аргона. Для расчета температуры и состава многокомпонентной плазмы на указанной границе, определяющих соответствующие распределения величин  $\varphi_{pa}$  или  $U_a, j_a$  и  $q_a$  по области анодной привязки дуги, будем использовать предложенную в [29] и модифицированную в [30] самосогласованную модель процессов энерго-, мас-

со- и электропереноса в столбе и анодной области электрической дуги, горящей между тугоплавким катодом и плоским испаряющимся анодом.

Будем рассматривать два характерных варианта теплового состояния анода, а именно: диффузионно испаряющийся анод (испаряющийся элемент Fe) и водоохлаждаемый (неиспаряющийся) анод, имеющий температуру поверхности  $T_s = 500$  К. В первом случае будем предполагать, что температура поверхности анода в области анодной привязки дуги изменяется по экспоненциальному закону  $T_s(r) = (T_{s0} - T_{\infty}) \exp(-a^2 r^2) + T_{\infty}$  и достигает в центре этой области величины  $T_{s0}$ , не превышающей температуру, при которой испарение переходит в конвективный режим [25]. Здесь  $r$  — радиальная координата, отсчитываемая от оси дуги;

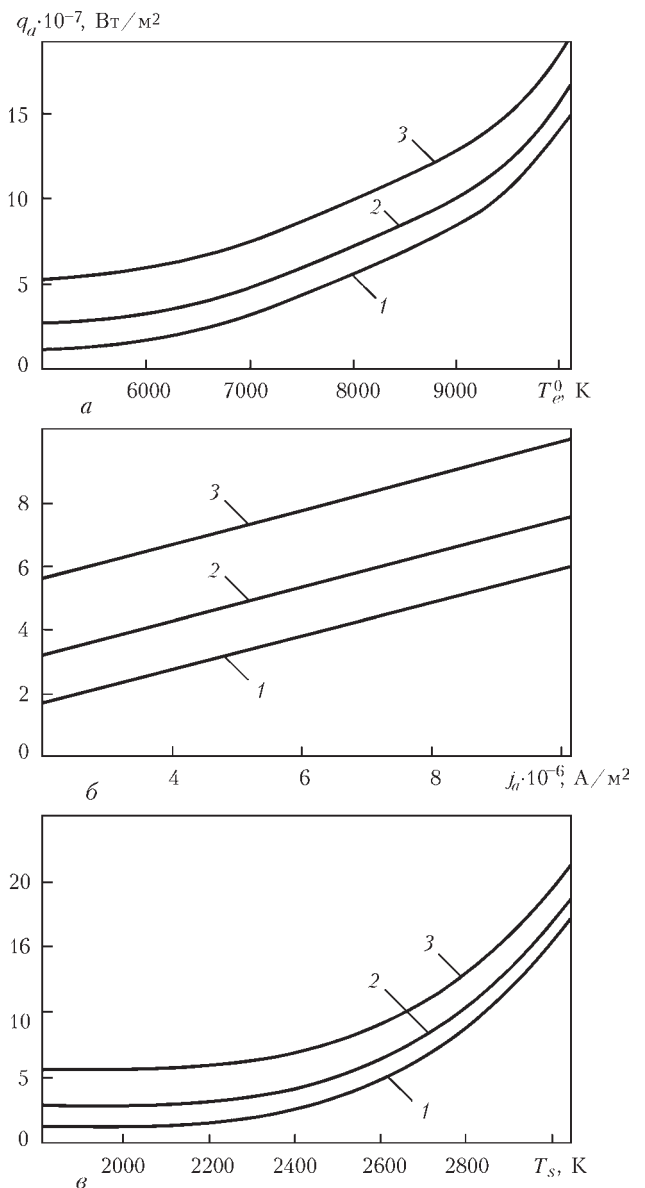


Рис. 8. Зависимости теплового потока в анод от температуры электронов на границе анодного слоя (а), плотности тока на аноде (б) и температуры его поверхности (в) в условиях, характерных для ТИГ сварки низкоуглеродистой стали в аргоне (параметры и обозначения те же, что и на рис. 7)



$T_{\infty} = 500$  К — температура поверхности на значительном удалении от оси, а коэффициент сосредоточенности  $a$  определяется таким образом, чтобы радиус расплавленной зоны на поверхности стального анода составлял 2,5 мм [21].

Расчеты пространственных распределений температуры, состава и других характеристик прианодной дуговой плазмы проводились при следующих параметрах: длина дуги  $L = 3$  мм; ток дуги  $I = 200$  А; температура поверхности анода в центре области привязки дуги  $T_{s0}$  варьировалась в диапазоне от 500 до 3065 К. Результаты расчетов распределений  $\gamma_a(r)$ ,  $T_{pa}$ ,  $\varphi_{pa}(r)$ ,  $j_a(r)$  и  $q_a(r)$  для различного теплового состояния анода представлены на рис. 9–13. Здесь параметр  $\gamma_a = n_m / (n_g + n_m)$ , где  $n_m$ ,  $n_g$  — суммарные концентрации тяжелых частиц (атомов и ионов) металла и защитного газа, характеризует содержание металлического пара в прианодной плазме;  $T_{pa}$  — температура плазмы на внешней границе анодного слоя, а остальные величины были определены ранее. Кривые 1–3 на указанных рисунках соответствуют следующим значениям  $T_{s0}$ : 2700; 3000; 3065 К (испаряющийся анод), штриховыми кривыми показаны соответствующие зависимости для дуги с неиспаряющимся анодом при  $T_s = 500$  К.

Как следует из рис. 9, максимальное содержание металлического пара в дуговой плазме достигается на оси анодного слоя, увеличиваясь с ростом  $T_{s0}$ . При этом максимальное значение скорости оттока пара от поверхности анода также

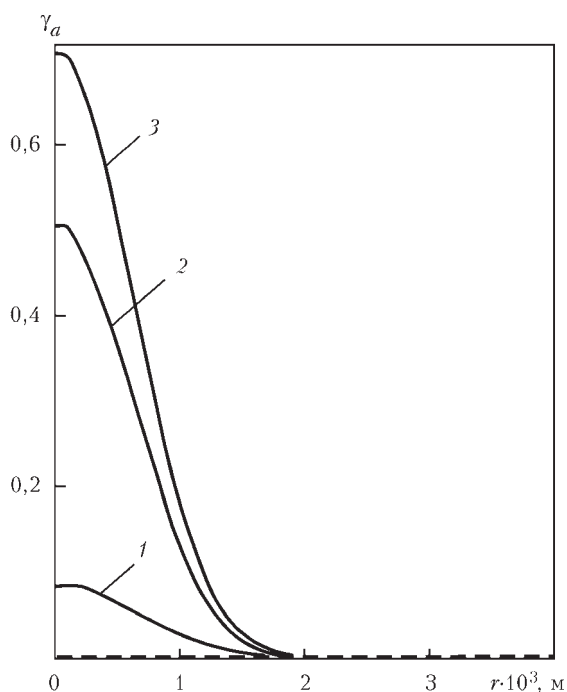


Рис. 9. Радиальные распределения доли тяжелых частиц железа в многокомпонентной дуговой плазме (Ar–Fe) на границе столба дуги с анодным слоем в условиях, характерных для ТИГ сварки низкоуглеродистой стали в аргоне (обозначения кривых  $\mathfrak{F}$  см. в тексте)

возрастает при увеличении указанной температуры. Так, например, при  $T_{s0} = 3000$  К эта скорость может достигать величины более 10 м/с. Такой интенсивный поток относительно холодного пара, движущийся от поверхности анода в столб дуги, вызывает локальное захлаживание прианодной плазмы. Этот эффект проявляется в той части анодного слоя, которая примыкает к наиболее нагретой зоне поверхности анода, и тем сильнее, чем выше температура поверхности в этой зоне (см. рис. 10).

Несмотря на то, что повышение с ростом  $T_{s0}$  концентрации легкоионизируемого (по сравнению с Ar) металлического (Fe) пара в прианодной плазме должно приводить к увеличению ее электропроводности  $\sigma$  и, как следствие, к повышению плотности электрического тока, отмеченный выше эффект локального охлаждения плазмы играет более существенную роль, вызывая снижение плотности электрического тока в приосевой зоне области анодной привязки дуги с испаряющимся анодом, как это следует из рис. 11.

Причиной такого поведения величины  $j_a(r)$  в случае испаряющегося анода является показанное на рис. 12 локальное уменьшение потенциала плазмы  $\varphi_{pa}$  в центре области анодной привязки дуги, связанное, согласно данным рис. 7, а, с соответствующим снижением температуры электронов прианодной плазмы (см. рис. 10). Изображенные на рис. 12 расчетные зависимости  $\varphi_{pa}(r)$  свидетельствуют о том, что при наличии испарения металла анода на границе анодного слоя со столбом дуги появляется направленная к оси дуги и увеличивающаяся с ростом  $T_{s0}$  радиальная компонента плотности электрического тока  $j_a = -\sigma_p \frac{\partial \varphi_p}{\partial r}$ , где  $\sigma_{pa}$  — электропроводность

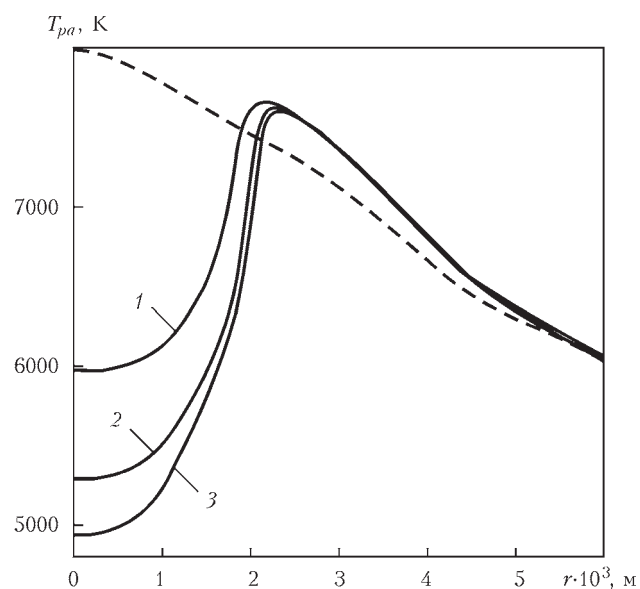


Рис. 10. Радиальные распределения температуры плазмы столба дуги на границе с анодным слоем (обозначения кривых  $\mathfrak{F}$  см. в тексте)

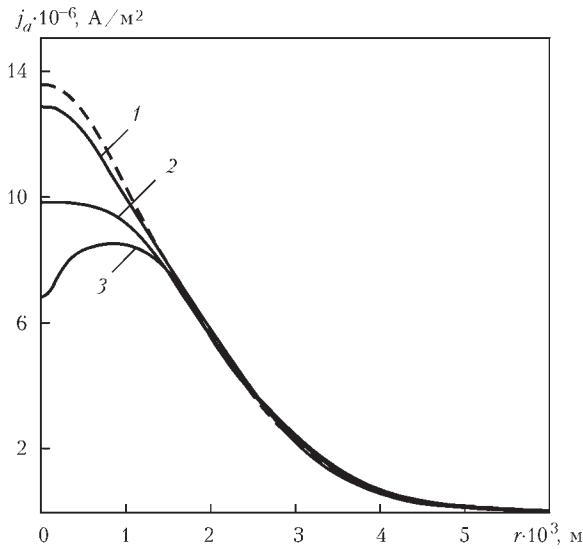


Рис. 11. Радиальные распределения плотности электрического тока на аноде (обозначения кривых  $\mathcal{F}$  см. в тексте)

плазмы на указанной границе. Это приводит к существенному снижению плотности тока в центре области анодной привязки дуги с испаряющимся анодом по отношению к дуге с водоохлаждаемым (неиспаряющимся) анодом.

Аналогичным образом ведет себя и плотность теплового потока, вводимого дугой в испаряющийся анод (см. рис. 13). Значительное снижение величины  $q_a$  при высоких значениях температуры поверхности анода связано с уменьшением конвективного потока энергии из столба дуги в результате соответствующего изменения газодинамической и электромагнитной обстановки в прианодной области дуговой плазмы, а также с уменьшением потока тепла, переносимого к аноду электронами, за счет отмеченного выше локального уменьшения  $j_a$  (см. рис. 11).

Проведем качественный анализ эффекта неоднородности распределения величины  $\varphi_{pa}$  или  $U_a$

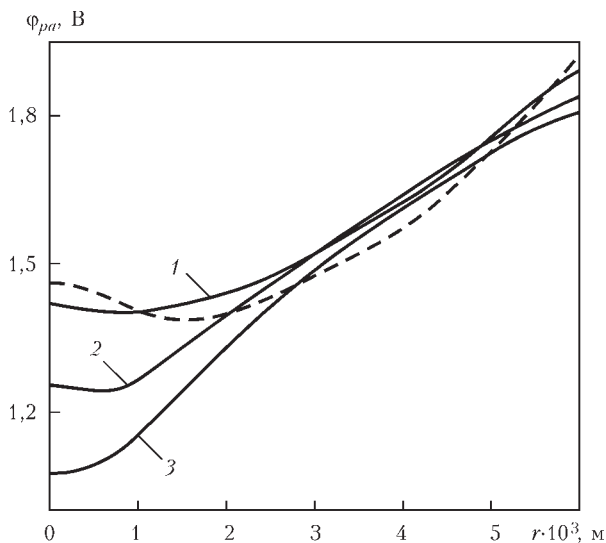


Рис. 12. Радиальные распределения потенциала дуговой плазмы на границе анодного слоя со столбом дуги (обозначения кривых  $\mathcal{F}$  см. в тексте)

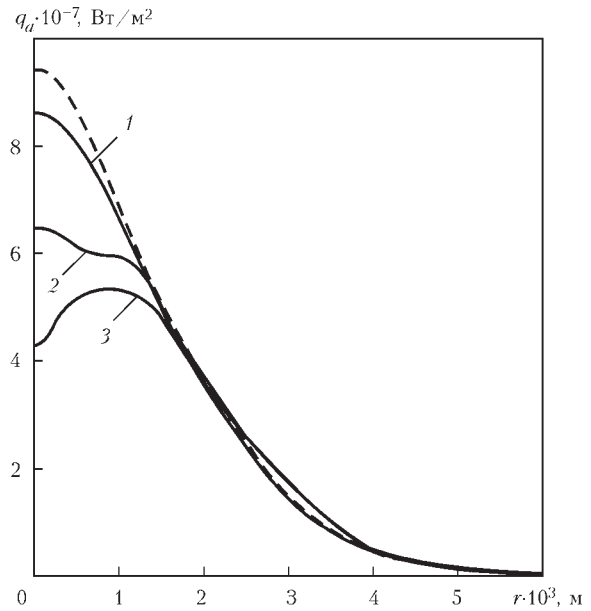


Рис. 13. Радиальные распределения теплового потока, вводимого дугой в анод (обозначения кривых  $\mathcal{F}$  см. в тексте)

по области анодной привязки дуги и его влияния на особенности горения сварочных дуг, а также на характер проплавления свариваемого металла при ТИГ сварке и переноса электродного металла при МИГ/МАГ сварке.

На рис. 14 схематично показаны два возможных распределения электрических характеристик дуговой плазмы вблизи поверхности свариваемого металла (анода) в условиях, характерных для точечной ТИГ сварки (сварочная ванна предполагается осесимметричной, а ее поверхность — плоской). На рис. 14, а представлена ситуация, когда распределение электрического потенциала на границе анодного слоя со столбом дуги  $\varphi_{pa}(r)$  является возрастающей функцией радиуса (расстояния от оси дуги). В этом случае радиальная компонента плотности тока на указанной границе  $j_a = -\sigma_p \frac{\partial \varphi_p}{\partial r}$  является отрицательной и, соответственно, плотность тока на аноде оказывается меньше, чем в столбе дуги, а поперечный размер токового канала — больше, что соответствует распределенному по аноду разряду. В противном случае, когда  $\partial \varphi_p / \partial r < 0$  (см. рис. 14, б) плотность тока на аноде увеличивается, а радиус токового канала уменьшается, т. е. наблюдается контрагирование дуги на аноде  $R_a^{(б)} < R_a^{(а)}$  (см. рис. 14, а, б). В результате электромагнитная сила, действующая на расплавленный металл сварочной ванны в ее приосевой зоне оказывается больше, чем в первом случае  $F_{em}^{(б)} > F_{em}^{(а)}$  [31]. Это приводит к более интенсивному конвективному переносу тепла от наиболее нагретой центральной части поверхности ванны к ее дну, увеличивая тем самым глубину проплавления свариваемого металла (см. рис. 14, а, б).

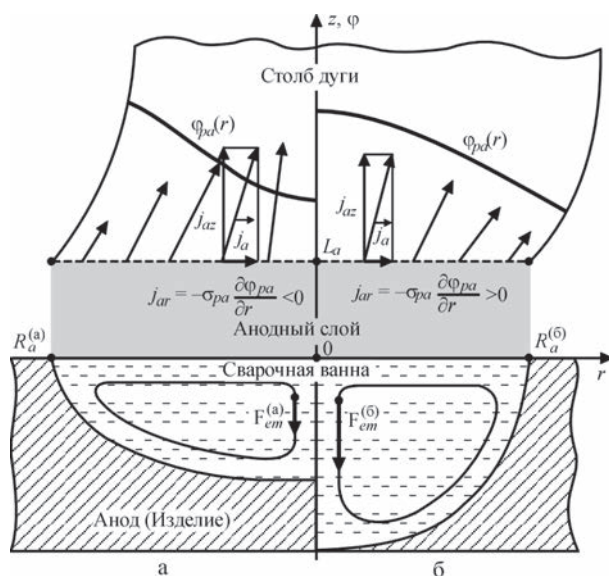


Рис. 14. Схематическое представление электрических характеристик прианодной плазмы сварочной дуги и процесса проплавления свариваемого металла при ТИГ сварке: а — распределенный по поверхности анода разряд; б — контрагирование дуги на аноде

В случае МИГ/МАГ сварки, как показано на рис. 15, также возможны два варианта привязки дуги к капле электродного металла. В первом случае (см. рис. 15, а), когда распределение электрического потенциала на границе анодного слоя со столбом дуги  $\varphi_{pa}(s)$  является возрастающей функцией координаты  $s$ , отсчитываемой от вершины капли вдоль образующей ее поверхности, тангенциальная компонента плотности тока на указанной границе  $j_{as} = -\sigma_{pa} \frac{\partial \varphi_{pa}}{\partial s}$  является отрицательной и, соответственно, плотность тока на поверхности капли оказывается меньше, чем в столбе дуги и, соответственно, площадь анодной привязки дуги — больше поперечного сечения ее столба. В случае, когда  $\frac{\partial \varphi_{pa}}{\partial s} < 0$  (см. рис. 15, б) тангенциальная составляющая плотности тока на границе анодного слоя направлена от вершины капли к периферии дуги, что выражается в контрагировании дуги на поверхности капли. В результате  $S_a^{(b)} < S_a^{(a)}$  и соответственно этому электромагнитная сила, действующая на каплю в первом случае оказывается больше, чем во втором  $F_{em}^{(a)} > F_{em}^{(b)}$  [32]. Это приводит к тому, что размер капель в первом случае (см. рис. 15, а) будет меньше, чем во втором (см. рис. 15, б).

Отмеченная выше неоднородность анодного падения потенциала вдоль поверхности анода требует определения интегрального (эффективного) значения анодного падения  $\langle U_a \rangle$ , которое, в сумме с определенными соответствующим образом катодным падением потенциала  $\langle U_c \rangle$  и напряжением на столбе  $\langle U_p \rangle$  должно, согласно (1), давать полное напряжение на дуге  $U = \langle U_c \rangle + \langle U_p \rangle + \langle U_a \rangle$ . Учитывая, что потенциалы поверхности металли-

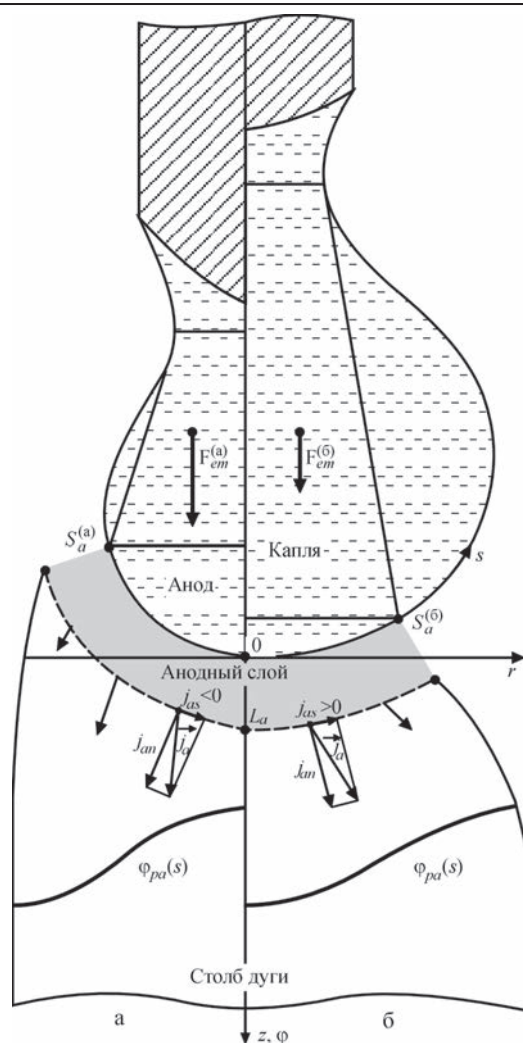


Рис. 15. Схематическое представление электрических характеристик прианодной плазмы сварочной дуги и процесса формирования капель электродного металла при МИГ/МАГ сварке: а — распределенный по поверхности анода разряд; б — контрагирование дуги на аноде

ческого анода и катода можно с достаточной точностью считать постоянными (из-за высокой электрической проводимости металла), напряжение на дуге можно определить как разность потенциалов поверхности анода и катода, т. е. положить  $U = \varphi_a - \varphi_c$  (см. рис. 1). Однако такое общепринятое определение напряжения как интегральной электрической характеристики дугового разряда непригодно для расчета катодного и анодного падений, поскольку потенциал плазмы на границе анодного слоя  $\varphi_{pa}$ , равно как и потенциал плазмы на границе катодного слоя  $\varphi_{pc}$ , являются переменными вдоль границ  $\Gamma_{pa}$  и  $\Gamma_{pc}$ , разделяющих анодный и катодный слой со столбом дуги.

Введем понятие эффективного падения напряжения как интегральной электрической характеристики токопроводящей среды с неизопотенциальными границами [21]. Поскольку плотность электрического тока в плазме столба дуги определяется выражением  $\vec{j} = -\sigma \nabla \varphi$ , из

уравнения  $\operatorname{div} \vec{j} = 0$  вытекает следующее балансное соотношение

$$\int_{\Omega} \frac{|\vec{j}|^2}{\sigma} \mathcal{V} = - \int_{\Gamma} \varphi j_n \mathcal{S}, \quad (38)$$

где  $\Omega$  — область, занимаемая плазмой столба дуги;  $\Gamma$  — ее граница;  $j_n$  — проекция вектора плотности тока на внешнюю нормаль  $\vec{n}$  к  $\Gamma$ .

Представим границу  $\Gamma$  в виде:  $\Gamma = \Gamma_{pa} + \Gamma_{pc} + \Gamma_{pe}$ , где  $\Gamma_{pe}$  — часть границы  $\Gamma$ , через которую не протекает ток ( $j_n|_{\Gamma_{pe}} = 0$ ). Тогда из (38) получим

$$\int_{\Omega} \frac{|\vec{j}|^2}{\sigma} \mathcal{V} = \int_{\Gamma_p} \varphi_p j_a d\Gamma_p - \int_{\Gamma_p} \varphi_{pc} j_{cn} d\Gamma_p, \quad (39)$$

где  $\vec{n}' = -\vec{n}$ . Выражение в левой части (39) есть тепловая мощность, выделяющаяся в столбе дуги. В соответствии с интегральным законом Джоуля–Ленца запишем:

$$\int_{\Omega} \frac{|\vec{j}|^2}{\sigma} \mathcal{V} = I \langle U_p \rangle,$$

где под  $\langle U_p \rangle$  будем понимать эффективное падение напряжения на столбе дуги,

$$\langle U_p \rangle = \frac{1}{I} \int_{\Omega} \frac{|\vec{j}|^2}{\sigma} \mathcal{V}.$$

Так как поверхности  $\Gamma_{pa}$  и  $\Gamma_{pc}$  являются изопотенциальными, введем для них понятия эффективных значений потенциалов  $\Phi_{pa}$  и  $\Phi_{pc}$  следующим образом:

$$\begin{aligned} \Phi_p &= \frac{1}{I} \int_{\Gamma_p} \varphi_p j_a d\Gamma_p; \\ \Phi_p &= \frac{1}{I} \int_{\Gamma_p} \varphi_p j_{cn} d\Gamma_p. \end{aligned} \quad (40)$$

Тогда из (39) падение напряжения на столбе дуги можно определить как разность эффективных значений потенциалов  $\Phi_{pa}$  и  $\Phi_{pc}$ , т. е. положить  $\langle U_p \rangle = \Phi_{pa} - \Phi_{pc}$ . Воспользовавшись (40), определим эффективные анодное  $\langle U_a \rangle$  и катодное  $\langle U_c \rangle$  падения в виде:  $\langle U_a \rangle = \varphi_a - \Phi_{pa}$ ,  $\langle U_c \rangle = \Phi_{pc} - \varphi_c$ . В рамках данных определений можно получить стандартное выражение для напряжения на дуге в виде суммы падений напряжения на отдельных участках дугового разряда:

$$U = \langle U_c \rangle + \langle U_p \rangle + \langle U_a \rangle, \quad (41)$$

где следует принимать во внимание, что эффективное анодное падение напряжения является отрицательным.

Наконец, в терминах введенных таким образом эффективных значений падений напряжения суммарный баланс мощностей составляющих дугового разряда можно записать аналогично (41):

$$P = \langle P_c \rangle + \langle P_p \rangle + \langle P_a \rangle, \quad (42)$$

где  $P = IU$ ,  $\langle P_c \rangle = I \langle U_c \rangle$ ,  $\langle P_p \rangle = I \langle U_p \rangle$ ,  $\langle P_a \rangle = I \langle U_a \rangle$ .

Отметим здесь, что тепловая мощность, выделяющаяся в столбе и в катодном слое дуги превосходит  $IU$  на величину  $|\langle P_a \rangle|$ , затрачиваемую на поддержание анодного слоя.

## Список литературы/References

1. Немчинский В. А., Перетц Л. Н. (1977) Прианодный слой сильноточной дуги высокого давления. *ЖТФ*, **4**, 1868–1875.  
Nemchinsky, V.A., Perets, L.N. (1977) Near-anode layer of high-current high-pressure arc. *Zh F*, **4**, 1868-1875 [in Russian].
2. Dinulescu H. A., Pfender E. (1980) Analysis of the anode boundary layer of high intensity arcs. *J. of Appl. Phys.*, **5**, 3149–315.
3. Дюжев Г. А., Немчинский В. А., Школьник С. М. и др. (1983) Анодные процессы в сильноточном дуговом разряде. *Химия плазмы*, **10**, 169–209.  
Dyuzhev, G.A., Nemchinsky, V.A., Shkolnik, S.M. et al. (1983) Anode processes in high-current arc discharge. *Khimiya Plazmy*, **10**, 169-209 [in Russian].
4. Nazarenko I. P., Panevin I. G. (1989) Analysis of the near-anode processes character in argon arc discharge of high pressure. *Contrib. Plasma Phys.*, **29**, 251–261.
5. Nemchinsky V. A. (1994) Size and shape of the liquid droplet at the molten tip of an arc electrode. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **27**, 1433–1442.
6. Jenista J., Heberlein J. V. R., Pfender E. (1997) Numerical model of the anode region of high-current electric arcs. *IEEE Trans. on Plasma Science*, **25**, 883–890.
7. Amakawa T., Jenista J., Heberlein J. et al. (1998) Anode-boundary-layer behavior in a transferred, high intensity arc. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **31**, 2826–2834.
8. Tanaka M., Ushio M., Wu C. S. (1999) One-dimensional analysis of the anode boundary layer in free-burning argon arcs. *Ib d*, **32**, 605–611.
9. Murphy A. B. (2010) The effects of metal vapour in arc welding. *Ib d*, **43**, 434001 (31 pp).
10. Zhu P., Lowke J. J., Morrow R. et al. (1995) Prediction of anode temperatures of free burning arcs. *Ib d*, **28**, 1369–1376.
11. Lowke J. J., Morrow R., Haidar J. (1997) A simplified unified theory of arcs and their electrodes. *Ib d*, **30**, 2033–2042.
12. Fan H. G., Kovacevic R. (2004) A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool. *Ib d*, **37**, 2531–2544.
13. Nishiyama H., Sawada T., Takana H. et al. (2006) Computational simulation of arc melting process with complex interactions. *ISIJ International*, **46**, 705–711.
14. Hu, J., Tsai H. L. (2007) Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: *The arc. Int. J. of Heat and Mass Transfer*, **50**, 833–846.
15. Masquere M., Freton P., Gonzalez J. J. (2007) Theoretical study in two dimensions of the energy transfer between an electric arc and an anode material. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **40**, 432–446.
16. Benilov M. S. (2008) Understanding and modelling plasma-electrode interaction in high-pressure arc discharges: a review. *Ib d*, **41**, 144001 (30 pp).
17. Lancaster J. F. (1986) *The physics of welding, 2nd Edition*. Pergamon Press.
18. Sanders N. A., Pfender E. (1984) Measurement of anode falls and anode heat transfer in atmospheric pressure high intensity arcs. *J. of Appl. Phys.*, **55**, 714–722.

19. Tanaka M., Ushio M. (1999) Observations of the anode boundary layer in free-burning arcs. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **3**, 906–912.
20. Krivtsun I., Demchenko V., Lesnoi A. et al. (2010) Modelling of electromagnetic processes in system «welding arc evaporating anode»: Part 1 Model of anode region. *Science and Technology of Welding and Joining*, **10**, 457–462.
21. Krivtsun I., Demchenko V., Krikent I. et al. (2015) Distributed and integrated characteristics of the near-anode plasma of the welding arc in TIG and Hybrid (TIG + CO<sub>2</sub> Laser) welding. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 11 Techn. Universität Graz, Graz, Austria*, pp. 837–874.
22. Semenov I. L., Krivtsun I. V., Reisgen U. (2016) Numerical study of the anode boundary layer in atmospheric pressure arc discharges. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **49**, 105204 (12 pp).
23. Almeida N. A., Benilov M. S., Naidis G. V. (2008) Unified modelling of near-cathode plasma layers in high-pressure arc discharges. *Ib d*, **41**, 245201 (26 pp).
24. Zhdanov V. M. (2002) *Transport processes in multicomponent plasma*. London, Taylor&Francis.
25. Krivtsun I. V. (2001) Model of evaporation of metal in arc, laser and laser-arc welding. *The Paton Welding Journal*, **3**, 2–9.
26. Бакшт Ф. Г., Дюжев Г. А., Митрофанов Н. К. и др. (1973) Зондовые измерения в низкотемпературной плотной плазме при высоких степенях ионизации. *ЖТФ*, **43**, **2**, 2574–2583.
27. Бакшт Ф. Г., Дюжев Г. А., Митрофанов Н. К. et al. (1973) Probe measurements in low-temperature dense plasma at high degree of ionization. *ЗЖФ*, **43**(**2**), 2574–2583 [in Russian].
27. Чен Ф. (1967) *Электрические зонды. Диагностика плазмы*. Р. Хаддлстоун, С. Леонард (ред.). Москва, Мир, 94–164.
28. Chen, F. (1967) *Electrical probes. In: Plasma diagnostics*. Ed. by R.Huddleston et al. Moscow, Mir, 94–164 [in Russian].
28. Griem H. R. (1962) High-density correction in plasma spectroscopy. *Phys. Rev.*, **125**, 997–1001.
29. Krivtsun I. V., Demchenko V. F., Krikent I. V. (2010) Model of the processes of heat, mass and charge transfer in the anode region and column of the welding arc with refractory cathode. *The Paton Welding Journal*, **6**, 2–9.
30. Krikent I. V., Krivtsun I. V., Demchenko V. F. (2014) Simulation of electric arc with refractory cathode and evaporating anode. *Ib d*, **9**, 17–24.
31. Demchenko V. F., Krivtsun I. V., Krikent I. V., et al. (2017) Force interaction of arc current with self magnetic field. *Ib d*, **3**, 15–24.
32. Semenov O., Demchenko V., Krivtsun I. et al. (2012) A dynamic model of droplet formation in GMA welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, **10**, 045003 (14 pp).

## АНОДНІ ПРОЦЕСИ У ЗВАРЮВАЛЬНИХ ДУГАХ

I. V. KRIVTSUN

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

Описано підходи до теоретичного дослідження та математичні моделі фізичних процесів, що протікають в анодному шарі потужнострумових ( $\sim 10^2$  А) електричних дуг, що горять в інертному газі атмосферного тиску. Проведено чисельні дослідження анодних процесів в електричних дугах з анодом, який не випаровується (що охолоджується водою), а також у зварювальних дугах (дугах з анодом, який випаровується). Показано, що анодне падіння потенціалу в розглянутих дугах є негативним та має суттєво неоднорідний розподіл в зоні анодної прив'язки дуги. Остання обставина багато в чому визначає картину протікання електричного струму та переносу енергії між дуговою плазмою і анодом (контрагування дуги на аноді або розподілений по поверхні анода розряд). З урахуванням зазначеної зміни анодного падіння потенціалу уздовж поверхні анода запропонована методика розрахунку ефективного анодного падіння в електричних дугах. Бібліогр. 32, табл. 1, рис. 15.

*Ключові слова:* зварювальна дуга, дугова плазма, стовп дуги, анодний шар, анодне падіння потенціалу, тепловий потік в анод, випаровування, математичне моделювання

## ANODE PROCESSES IN WELDING ARCS

I.V. KRIVTSUN

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

The paper describes the approaches to theoretical investigation and mathematical models of physical processes running in the anode layer of high-current ( $\sim 10^2$  A) electric arcs, burning in inert gas at atmospheric pressure. Numerical studies of anode processes in electric arcs with nonevaporating (water-cooled) anode, as well as in welding arcs (arcs with evaporating anode) were performed. It is shown that anode potential drop in the considered arcs is negative, having an essentially nonuniform distribution in the region of anode attachment of the arc. The latter circumstance largely determines the pattern of electric current flowing and energy transfer between arc plasma and anode (arc contraction on the anode or discharge distributed over anode surface). A procedure of calculation of effective anode drop in electric arcs is proposed, allowing for the above change of anode potential drop along the anode surface. 32 Ref., 1 Tabl., 15 Fig.

*Keywords:* welding arc, arc plasma, anode layer, anode potential drop, heat flow into the anode, evaporation, mathematical modelling

Поступила в редакцію 10.09.2018

## МАГНЕТОАКУСТИЧНЕ ДІАГНОСТУВАННЯ ВОДНЕВОГО ПОШКОДЖЕННЯ ФЕРОМАГНЕТИКІВ

З. Т. НАЗАРЧУК, В. Р. СКАЛЬСЬКИЙ

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

E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

Проведено експериментальні дослідження для кількісного встановлення зміни параметрів сигналів магнетопружної акустичної емісії під впливом структурних перетворень та ступеня наводнювання феромагнетних матеріалів. Показано, що застосування явища магнетопружної акустичної емісії може складати основу для створення нових високочутливих неруйнівних технологій виявлення водню, отриманого матеріалом за час тривалого експлуатування конструкцій. Бібліогр. 7, рис. 9.

*Ключові слова:* неруйнівні технології контролю, металеві конструкції, воденьвмісні середовища, магнетопружна емісія, параметри сигналів, підвищення чутливості

У переважній більшості галузей промисловості, зокрема, в авіакосмічній, хімічній, енергетичній, нафтопереробній, у трубопровідному транспорті та машинобудуванні важливим є діагностування стану виробів і елементів конструкцій, а також обладнання, яке працює з воденьвмісними середовищами. Особливо важливо виявляти під час цього, окрім областей скупчення малих дефектів чи локальних пластичних деформацій, місця наводнювання матеріалу. Адже їх поширення може призвести до пришвидшеного зародження макротріщин, а відтак і до аварій та катастрофічних наслідків як для самого обладнання, так і для навколишнього середовища.

Сучасні методи неруйнівного контролю (НК), які застосовують для технічного діагностування таких об'єктів, зокрема ультразвукова та рентгенівська дефектоскопія, потребують відповідного оброблення поверхні об'єкта контролю, вони досить трудомісткі, і їх важко застосовувати в умовах експлуатування обладнання. Перспективним для вирішення цієї проблеми є метод акустичної емісії (АЕ) [1, 2]. Однак під час його реалізації необхідність прикладання до об'єкта контролю додаткового зовнішнього механічного навантаження, яке локально іноді може значно перевищувати допустимі оптимальні режими напружень у матеріалі, робить застосування АЕ-діагностування обмеженим. Для розширення цих меж, а також підвищення ефективності виявлення місць наводнення феромагнетних елементів конструкцій та виробів запропоновано використовувати явище генерування сигналів магнетопружної акустичної емісії (МАЕ) під впливом зовнішнього магнетного поля [3]. Останнє, як відомо, спричинює рух стінок магнетних доменів (ефект Баркгаузена). Найінтенсивніше ці процеси відбуваються в околі

окремих дефектів чи їх скупчень — там, де наявні значні градієнти механічних напружень. Крім того, на параметри сигналів МАЕ суттєво впливають зміни структури матеріалу, рівень його водневого деградування за час експлуатування тощо.

Мета цієї роботи — встановити кількісні показники зміни параметрів МАЕ під впливом структурно-механічних та інших фізичних чинників під час перемагнетнення феромагнетиків у зовнішньому квазістатичному магнетному полі, а особливо за наявності у них оклюдованого водню.

**Оцінка впливу структурного чинника на генерування МАЕ.** Для встановлення вмісту вуглецю у матеріалі перемагнетчували в соленоїді пластинчасті зразки розмірами 240×30×2 мм. Частота перемагнетчування становила 9 Гц. МАЕ відбирали первинним перетворювачем (ПАЕ) з робочою смугою частот 0,2...0,6 МГц і реєстрували системою МАЕ-1Л. Умови проведення експериментальних досліджень тут і далі для всіх зразків були однаковими. Структурну схему вимірювань приведено у праці [4].

На рис. 1 показано залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля для сплавів із різним вмістом вуглецю. Видно, що найвища активність МАЕ спостерігається для сталі 08кп, оскільки її мікроструктура складається з крупних зерен фериту з незначними вкрапленнями перліту на границях зерен. Таким чином, під час перемагнетчування цього матеріалу ні границі зерен, ні наявність включень карбідів чи інших фаз не впливають на стрибкоподібне повертання доменів.

З дещо меншими амплітудами генеруються сигнали МАЕ під час перемагнетчування сталі 15. Це пояснюється незначним здрібненням структури сталі та наявністю границь зерен, вздовж яких розташовані включення перліту. Як відомо [3],

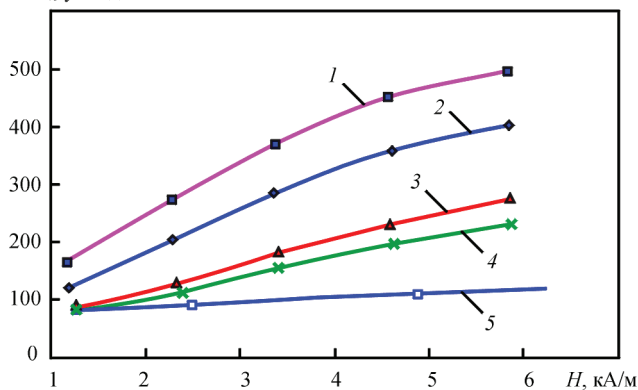
$\Sigma A_i$ , ум. од.

Рис. 1. Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від амплітуди напруженості магнетного поля за перемагнечування сплавів із різним вмістом вуглецю: 1 — сталь 08кп; 2 — сталь 15; 3 — сталь 65Г; 4 — У8; 5 — сірий чавун СЧ10

дрібнодисперсність структури та наявність фаз на границях зерен утруднюють повертання доменів під час перемагнечування матеріалу, а отже знижується активність генерування пружних хвиль, викликаних їх стрибками.

Різне зниження активності генерування МАЕ спостерігали за перемагнечування зразків із високовуглецевої сталі 65Г. У даному випадку рух доменних стінок блокується наявною в мікроструктурі великою кількістю перліту та дрібних карбідних включень, що присутні не тільки вздовж границь, але й у твердому розчині тіла зерна.

У випадку перемагнечування евтектоїдної сталі марки У8, структура якої після повного відпалу складалась з дрібнодисперсного перліту, спостерігали сигнали МАЕ з амплітудами, нижчими, ніж у згаданих доевтектоїдних сталей. Вочевидь такий ефект викликаний подрібненням структури та наявністю великої кількості границь перлітних зерен, які є перешкодою для повороту доменних стінок. Найнижчою активністю генерування МАЕ характеризується сірий чавун, мікроструктура якого складається, в основному, з перліту, включень графіту та незначної кількості фериту.

**Вплив відпалу на генерування МАЕ.** В соленоїді перемагнечували зразки з маловуглецевої сталі 15, які нагрівали до температур 900...910 °С з наступним охолодженням разом із піччю. Внаслідок такої термічної обробки відбувається ріст феритних зерен, потоншуються їх границі, а частки перлітної фази коагулюють, об'єднуючись у поодинокі включення. Така термічна обробка також сприяє зниженню залишкових напружень, спричинених пластичним деформуванням під час вальцювання листів сталі. Такі умови покращують рухливість доменних стінок під час перемагнечування сталі, а отже підвищують активність генерування МАЕ. На рис. 2 показано залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля для

сталі 15, підданій термічній обробці. Бачимо, що крива за повного відпалу сталі характеризується вищою активністю МАЕ.

**Особливості генерування МАЕ в структурах гартування** досліджували, перемагнечуючи в соленоїді зразки з високовуглецевої сталі 65Г. Зразки гартували в маслі, після чого піддавали низькому, середньому та високому відпуску. На рис. 3 показано залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля для зразків, підданих різній термічній обробці. Бачимо, що зі зростанням температури відпуску сталі зростає активність генерування МАЕ. Це пов'язано перш за все з релаксацією залишкових напружень, які виникають у нагартованій структурі внаслідок збільшення об'єму під час переходу гратки з кубічної гранецентрованої в кубічну об'ємноцентровану.

Низька рухливість доменних стінок у гартованому металі (рис. 3, крива 1) пов'язана також з наявністю у структурі пакетів голчастих включень мартенситу та залишкового аустеніту [5].

Нагрівання гартованої сталі до  $T = 80...200$  °С призводить до розпаду мартенситу. Під час цього відбувається перехід з тетрагональної гратки у кубічну. Окрім того, розпадається залишковий аустеніт; відбувається карбідне перетворення і коагуляція карбідів; згладжуються недосконалості

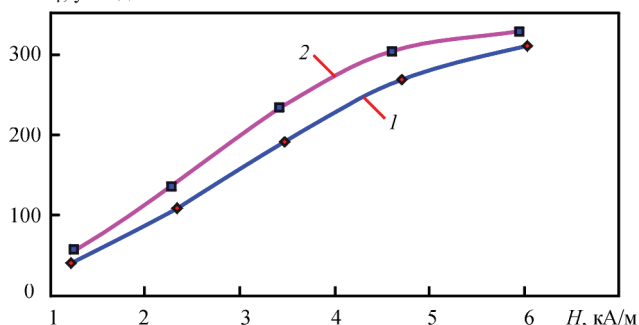
 $\Sigma A_i$ , ум. од.

Рис. 2. Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля за перемагнечування зразків зі сталі 15: 1 — вихідний матеріал; 2 — відпалений 900...910 °С

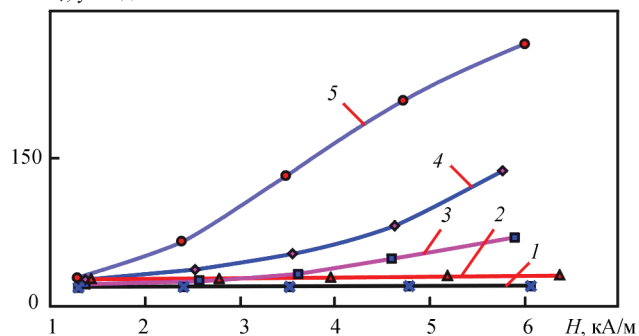
 $\Sigma A_i$ , ум. од.

Рис. 3. Залежність суми амплітуд сигналів МАЕ від напруженості магнетного поля за перемагнечування зразків зі сталі 65Г: 1 — гартований метал; 2 — відпуск 180 °С; 3 — відпуск 350 °С; 4 — відпуск 580 °С; 5 — вихідний метал

кристалічної будови  $\alpha$ -твердого розчину; знижуються залишкові напруження. Ці процеси частково покращують рухливість стінок доменної структури, що в свою чергу підвищує активність генерування МАЕ (рис. 3, крива 2).

За середнього та високого відпуску сталі 65Г ( $T = 300 \dots 400 \text{ }^\circ\text{C}$ ) утворюються структури троститу, а за  $500 \dots 650 \text{ }^\circ\text{C}$  — сорбіту. За цих температур протікають зміни структури, які не пов'язані з фазовими перетвореннями: змінюється форма і розмір карбідів і структура фериту. При цьому збільшуються кристали цементиту, а їх форма поступово наближається до сфероїдальної. Усуваються межі між пластинчастими кристалами фериту, розмір яких збільшується, а форма наближається до рівновісної. Це позитивно позначається на зростанні стрибків доменних стінок під час перемагнення таких матеріалів, а отже зростає активність МАЕ (рис. 3, криві 3, 4).

Отже, за результатами експериментальних досліджень встановлено, що стрибкоподібне зміщення доменних стінок під час перемагнення металу суттєво залежить від його мікроструктури, а відтак впливає на генеровану при цьому МАЕ. Факторами, що утруднюють рухливість доменів, є: дрібнодисперсність мікроструктури, наявність границь зерен, карбідів, структур гартування, неметалевих включень, залишкових напружень тощо. Таким чином, зростання концентрації вуглецю у сталі призводить до значних змін структури, які знижують активність МАЕ. Відпал малоуглецевої сталі сприяє зростанню амплітуд МАЕ за рахунок укрупнення феритних зерен та коагуляції включень перліту.

Показано, що за перемагнення гартованої сталі 65Г активність МАЕ є мінімальною. Це

пов'язано з наявністю у структурі сталі пакетів мартенситу та включень залишкового аустеніту. Встановлено, що з підвищенням температури відпуску сталі зростає активність МАЕ. Останнє викликано релаксацією залишкових напружень, збільшенням кристалів цементиту, злиттям границь між пластинчастими кристалами фериту, розмір яких збільшується і наближається за формою до рівновісної.

У праці [3] показано негативний вплив пластичних деформацій на генерування МАЕ: що вища пластична деформація, то менший показник параметра  $\Sigma A_i$ .

**Вплив електролітичного водню.** Випробування проводили у соленоїді-електролізері, зовнішній вигляд і будова якого зображені на рис. 4. Обмотка соленоїда намотана на поліхлорвінілову трубу діаметром 50 мм, яка слугувала корпусом електролізера. З обох сторін основу соленоїда закривали накривками з відповідними отворами для заливання-зливу електроліту, ущільнення для центруючої зразок шпильки, виходу зразка, входів електронного термометра та анода.

Досліджували циліндричні зразки діаметром 12 мм, довжиною 260 мм, виготовлені зі сталі 15 холодного вальцювання. Остання має високий вміст  $\alpha$ -заліза, який забезпечує їй високі (порівняно з технічно чистим залізом) феромагнетні властивості. Нижня частина зразка повністю розташовувалась в об'ємі електролізера, у той час як інша незначна частина виступала над верхньою накривкою зразка для електричного підключення та для встановлення перетворювачів акустичної емісії.

Електролізер наповнювали розчином 0,1 н. NaOH, що є зручним електролітом, який забезпе-

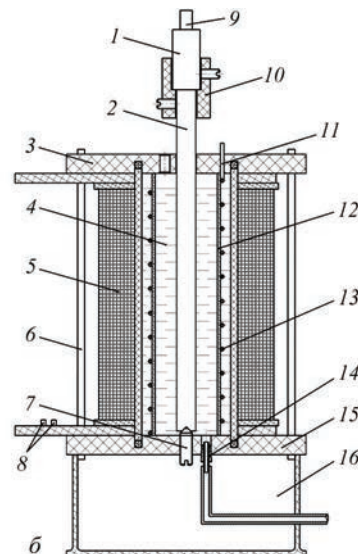
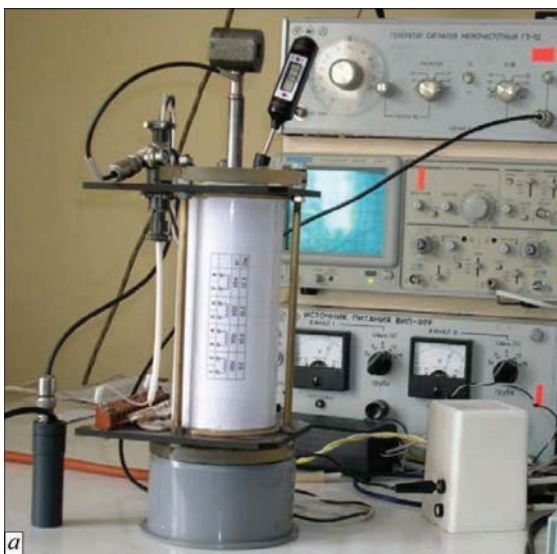


Рис. 4. Зовнішній вигляд (а) і будова (б) соленоїда-електролізера для дослідження впливу абсорбованого металом водню на параметри сигналів МАЕ: 1 — ПАЕ; 2 — зразок; 3 — верхня накривка; 4 — електроліт; 5 — обмотка соленоїда; 6 — стяжка; 7 — опора; 8 — клєми; 9 — високочастотний кабель; 10 — насадка; 11 — вивід анода; 12 — каркас; 13 — платиновий електрод; 14 — ізоляційна основа; 15 — нижня накривка; 16 — піддон



чує високу електропровідність, не сприяє виділенню побічних продуктів електролізу, крім водню і кисню, а також забезпечує поверхню сталевого зразка від надмірної корозії в періоди відключення катодного струму. Коаксіально з соленоїдом та зразком встановлювали платиновий анод, який разом із досліджуванним зразком (катод) через цифровий вимірювальний прилад UT101, що працював у режимі вимірювання струму електролізера, підключали до стабілізованого джерела струму Еталон ЕП.10010.1.3. За допомогою цих приладів забезпечували середню густину струму на поверхні робочого електрода в діапазоні 0...20 мА/см<sup>2</sup>.

Електрохімічне наводнювання металу порівняно з наводнюванням із газової фази має ту перевагу, що метал не зазнає теплового впливу, який може викликати не тільки релаксацію внутрішніх залишкових напружень (до них чутливі магнетні властивості феромагнетиків), але і зміну мікроструктури матеріалу — фазові перетворення, сегрегацію вторинної фази, ріст зерна, рекристалізацію тощо. Крім того, в умовах електролітичного наводнювання активність відновленого водню на поверхні металу легко контролюється силою струму. У таких умовах не складно досягнути значної концентрації атомарного водню на поверхні металу, але й просто контролювати незначну активність відновленого атомарного водню. Це важливо, оскільки розчинність водню у  $\alpha$ -залізі є дуже незначною, як невеликі і критичні концентрації водню, що спричиняють незворотні руйнування мікроструктури (десяті, чи навіть соті частки ppm для чистого заліза [6] і не більше 1 ppm для трубних сталей [7]).

Для збудження магнетного поля всередині зразка обмотку соленоїда через низькочастотний підсилювач та систему вимірювання струму приєднували до цифрового функціонального генератора змінної напруги PCG10/8016, який контролювався комп'ютером. Частоту генератора можна змінювати в межах 0,01 Гц...1,0 МГц. Контроль сигналу здійснювали за допомогою комп'ютерного осцилоскопного модуля PCS500. Під час досліджень перевіряли вплив різних форм змінної напруги живлення соленоїда: синусоїдну, меандр, пилкоподібну, трикутнікоподібну, імпульсну.

До верхнього кінця зразка за допомогою спеціального тримача приєднували широкосмуговий високочутливий (коефіцієнт перетворення пружних хвиль в електричні сигнали не менше  $1,6 \cdot 10^9$  В/м) ПАЕ, який перетворював пружні коливання поверхні металу внаслідок поширення хвиль МАЕ в електричний сигнал. Нерівномірність коефіцієнта перетворення первинного перетворювача становила  $\pm 7$  дБ у смузі робочих частот 0,2...1,0 МГц.

Сигнал МАЕ з ПАЕ через попередній підсилювач САА–06 з коефіцієнтом підсилення 40 дБ надходив на вхід інформаційно-вимірювальної системи МАЕ–1L, яка здійснювала підсилення, опрацювання та реєстрування сигналу МАЕ. Розроблене в середовищі DELPHI системне програмне забезпечення системи МАЕ–1L дає змогу налаштовувати коефіцієнти підсилення сигналів, величини їх порогів дискримінації, швидкість оцифрування та об'єм вибірки. Через паралельний порт цей блок приєднаний до комп'ютера, який зберігає оцифровані дані та на якому аналізують сигнали МАЕ за допомогою програм MAESTAT, MS EXCEL, MATLAB тощо. Інформаційно-обчислювальний блок МАЕ–1L синхронізовано з сигналом функціонального генератора. Це означає, що початок реєстрування сигналу МАЕ відбувається за однієї і тієї ж фазової затримки першої чверті періоду, тобто на підйомі синусоїди.

Пружні хвилі МАЕ, що спричинювали переміщення поверхні металу, виникали внаслідок стрибкоподібного переміщення доменних стінок під час перемагнетчування сталі у змінному магнетному полі, причому динаміка переміщень доменних стінок може відображати з одного боку дефектність структури металу, а з іншого – енергетичний розподіл дефектів мікроструктури. Ці обидві характеристики металу залежать від кількості абсорбованого водню, яка, своєю чергою, залежить від струму і часу електролізу та інших фізико-хімічних параметрів. З урахуванням цього вивчали залежності параметрів сигналів МАЕ від величини катодного струму через поверхню зразка, напруженості магнетного поля та часу наводнювання.

Проведено дві серії експериментів. У першій сигналі МАЕ, зареєстровані вимірювальною системою, підлягали типовому пост-опрацюванню з використанням алгоритму порогових значень, який вилучав із розрахунків імпульси з нижчими від порогового рівня амплітудами. У другій серії експериментів зареєстровані сигнали МАЕ зазнавали іншої процедури опрацювання, під час якої тільки усували зміщення значень МАЕ-імпульсів, зумовлене принципом роботи вимірювальної системи і (зادля збереження повноти корисного МАЕ сигналу) не відфільтровували імпульси низької амплітуди.

Для першої серії експериментів на рис. 5 наведено залежність суми амплітуд сигналів магнетоакустичної емісії  $\Sigma A_i$  (у тисячах умовних одиниць) від часу електролітичного наводнювання зразка катодним струмом  $I_c = 50$  мА. Як видно з рисунка, початкове ( $t_n = 0$ ) значення  $\Sigma A_i$  становить близько 100, і цей рівень інтенсивності сигналу МАЕ триває більше, ніж 5 хв.

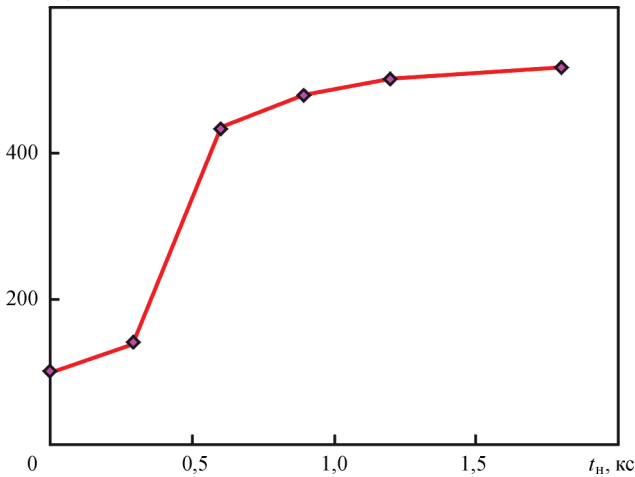
$\Sigma A_i$ , ум. од.

Рис. 5. Залежність параметра  $\Sigma A_i$  від часу  $t_n$  електролітичного наводнювання зразка (катодний струм  $I_c = 50$  мА, амплітуда напруженості магнітного поля  $H_a = 8,7$  кА/м)

Правдоподібно, що такий час є необхідним для відновлення поверхневих окисно-гідроксидних плівок та для проникнення достатньої кількості атомарного водню на таку глибину, щоб вплинути на інтегральний параметр  $\Sigma A_i$  сигналів МАЕ. Через 600 с після початку катодного наводнювання сума амплітуд  $\Sigma A_i$  перевищує 400 і продовжує наростати, сягнувши значення  $\Sigma A_i = 500$  через 72 хв дії катодного струму.

Оцінювали також зміну чутливості параметра  $\Sigma A_i$  сигналів МАЕ від амплітуди напруженості магнетного поля  $H_a$  внаслідок електролітичного наводнювання (рис. 6).

Бачимо суттєву різницю в потужностях сигналів МАЕ до та після наводнення зразків. Відносне зростання величини параметра  $\Sigma A_i$  внаслідок наводнювання металу, хоч і менше, ніж на рис. 5, все ж становить понад 100 %. Це свідчить про винятково високу чутливість методу МАЕ до електролітичного наводнювання та про перспективність досліджень у цьому напрямку.

Важливо оцінити, як змінюється інтенсивність сигналів МАЕ з підвищенням катодного струму,

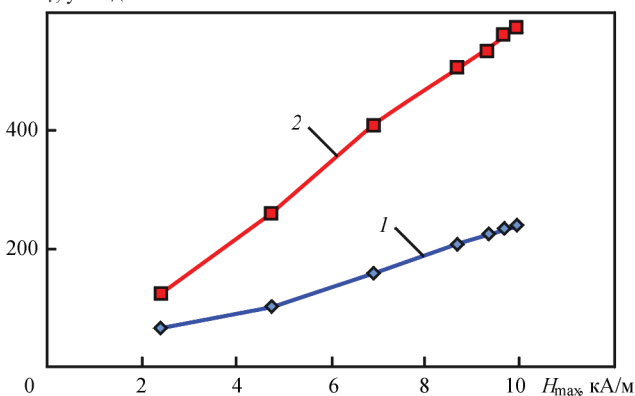
 $\Sigma A_i$ , ум. од.

Рис. 6. Залежність параметра  $\Sigma A_i$  від напруженості магнетного поля  $H_a$  для зразка перед (1) і після (2) електролітичного наводнювання катодним струмом  $I_c = 50$  мА впродовж 1800 с

прикладено до зразка, а значить з тиском атомарного водню на поверхні металу. Реєстрували параметр  $\Sigma A_i$  від часу  $t_n$  електролітичного наводнювання для катодного струму  $I_c = 150$  мА за тієї ж амплітуди напруженості магнетного поля  $H_a = 8,7$  кА/м, що і на рис. 4. Бачимо, що для вищого катодного струму вистачило 300 с, щоб параметр  $\Sigma A_i$  набув свого майже максимального значення. Водночас для  $I_c = 50$  мА через 300 с цей параметр залишався ще на рівні шумів. По-друге, у випадку меншого катодного струму параметр  $\Sigma A_i$  мав стійку тенденцію до незначного підвищення впродовж періоду наводнювання, тоді як для  $I_c = 150$  мА цей параметр досягнув свого максимуму через 10 хв наводнювання, після чого поступово зменшувався приблизно на 8 % до кінця експерименту.

Після отримання наведених вище залежностей провели другу серію випробувань з аналогічними умовами перемагнетчування, однак з дещо нижчими рівнями катодних струмів та іншим опрацюванням результатів вимірювань. На рис. 6 наведено залежності параметра  $\Sigma A_i$  від амплітуди напруженості перемагнетчувального поля  $H_a$  та катодного струму наводнювання. Якщо апроксимувати отримані залежності  $\Sigma A_i$  від  $H_a$  параболічно (апроксимаційні криві не показано), то для методу найменших квадратів, отримуємо коефіцієнти детермінації в межах  $R^2 = 0,9982 \dots 0,9999$ , що вказує на функціональну залежність змінних. Параболічний характер цих залежностей означає, що під час проведення експериментів рівень індукції не досягав насичення феромагнетика. Отже, головним джерелом пружних хвиль МАЕ були стрибкоподібні переміщення  $90^\circ$ -х доменних стінок внаслідок зміни напрямів векторів намагнетченості від однієї осі об'ємноцентрованого кристалу заліза до іншої. Зауважимо, що вершини параболічних апроксимацій розташовані на рівнях зареєстрованих шумів  $\Sigma A_i = 58 \pm 1$  (ум. од.) у межах розкиду експериментальних даних.

Як видно з рис. 7, за умов електролітичного наводнювання зразка-феромагнетика інтенсивність сигналу МАЕ суттєво збільшується, особливо для катодних струмів наводнювання вище 50 мА. Однак, як і у попередній серії випробувань, у цих експериментах зростання інтенсивності сигналів МАЕ з катодним струмом відбувалось у послідовності 25  $\rightarrow$  100  $\rightarrow$  150  $\rightarrow$  50 мА, тобто було несистематичним, відображаючи, мабуть, одночасний вплив кількох взаємно конкуруючих чинників. Застосування катодного струму наводнювання величиною 25 мА дає лише незначне зростання інтенсивності сигналу МАЕ над рівнем, що генерується перед включенням катодного струму, тобто перед процесом наводнювання. Тому з огляду

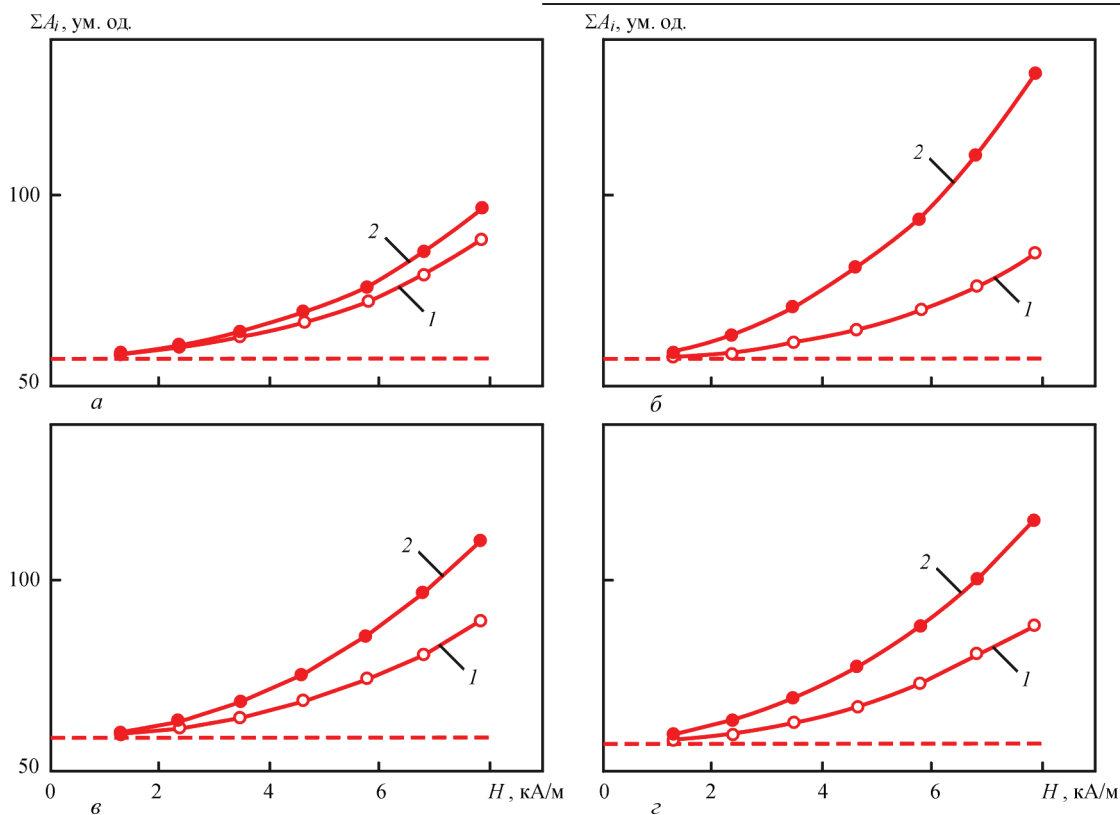


Рис. 7. Вплив напруженості перемагнечувального поля  $H_a$  на параметр  $\Sigma A_i$  для зразків до (крива 1) та після (крива 2) електролітичного наводнювання тривалістю 1,8 кс струмом, мА: а — 25; б — 50; в — 100; г — 150 (рівень шуму зображено пунктиром)

на досить високу відтворюваність сигналів МАЕ для вихідних зразків (перед початком наводнювання) цей струм можна вважати межею чутливості методу для катодного наводнювання металу.

В іншій серії дослідів, результати яких представлено на рис. 8, вивчали часову зміну параметра  $\Sigma A_i$  після включення струму наводнювання зразка для різних значень катодних струмів (ам-

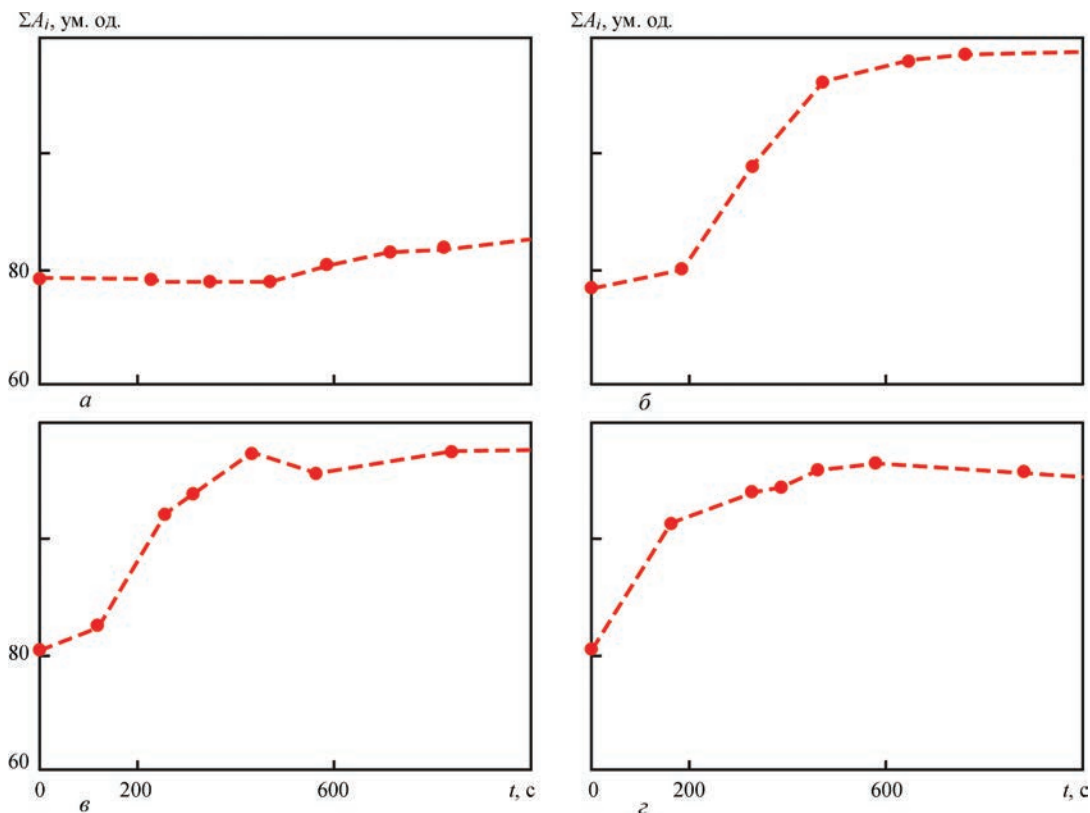


Рис. 8. Часова залежність параметра  $\Sigma A_i$  за електролітичного наводнювання струмом, мА: а — 25; б — 50; в — 100; г — 150

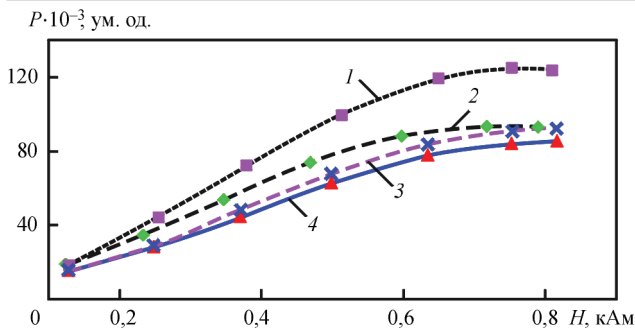


Рис. 9. Залежність потужності  $P$  сигналів МАЕ від зміни напруженості магнетного поля  $H$  соленоїда для зразків зі сталі 15 ( $d = 2$  мм,  $f = 9$  Гц) з різною концентрацією водню (наводнювання із газової фази): 1 —  $C_H = 5,6$  ppm; 2 — 1,85; 3 — 1,1; 4 — 0,74 (вихідний матеріал)

плітуда перемагнечувального поля для всіх випадків була однаковою і складала  $H_a = 6,8$  кА/м). У момент включення  $t = 0$ , параметр  $\Sigma A_i$  перебував у межах 76,6...80,6 (ум. од.), а вже через 0,4...0,8 кс досягав свого максимального значення.

На отриманих залежностях (рис. 8) тривалість перехідного процесу збільшується з величиною струму. Зауважимо, що для катодного струму 25 мА впродовж перших 0,47 кс рівень сигналу МАЕ є незмінним, аналогічно до сигналу, отриманого за відсутності катодного наводнювання. Відтак  $\Sigma A_i$  поступово наростає, досягаючи стаціонарного значення через приблизно 2,0 кс після включення струму. З наростанням струму прямування параметра  $\Sigma A_i$  до стаціонарного рівня пришвидшується. При цьому слід зазначити, що відтворюваність рівня сигналу МАЕ для стаціонарного наводнювання погіршується, що збігається з результатами, наведеними вище. Більше того, для струму  $I_c = 150$  мА рівень сигналу МАЕ дещо зменшується після того, як досягне свого максимального значення (у момент  $t = 0,58$  кс), знову ж підтверджуючи результати, отримані раніше.

Затримка процесу наростання  $\Sigma A_i$  після включення катодного струму, очевидно, зумовлена відновленням поверхневих оксигідроксидних плівок та створенням умов високої активності атомарного водню на поверхні металу. Час, необхідний для досягнення стаціонарного рівня сигналу МАЕ, є суттєво коротшим від того, який потрібний для наводнювання об'єму зразка діаметром 12 мм. Це може означати, наприклад, що лише приповерхневі шари металу є відповідальними за наростання сигналу МАЕ, або ж вступає в дію інше явище, яке пригнічує рівень сигналу з наводнюванням об'єму металу. Як і раніше, сигнал МАЕ суттєво знижується за умов пружного деформування заліза через магнетокристалічну анізотропію та під час пластичного деформування внаслідок збільшення дефектності його структури.

Для порівняння на рис. 9 показано результати перемагнечення зразків, які наводнювали з газової фази [3].

Порівнюючи отримані результати для електролітичного наводнювання з даними після наводнювання з газової фази, можна відзначити суттєво вищу чутливість параметрів МАЕ під час катодного наводнювання. Це можна пояснити роллю дифузійно рухливого водню в умовах електролізу та її відсутністю в експериментах із газоподібним наводнюванням. Об'єднуючи ці два методи, можна відокремити вплив рухливого та нерухливого водню на параметри сигналів МАЕ, але такі питання потребують подальшого вивчення.

### Висновки

Застосування явища магнетоакустичної емісії може стати основою для нового високочутливого неруйнівного методу виявлення водню у конструкційних матеріалах. При цьому йдеться як про нерухливий водень, що утримується у пастках мікроструктури, так і про дифузійно-рухливий. Це явище дозволяє виявляти такі рівні наводнювання, котрі не викликають загрози короткотривалого впливу, але можуть бути суттєвим чинником деградування конструкційних матеріалів під час довготривалого експлуатування. Порівняно з вихідним станом металу зростання інтенсивності МАЕ залежить від концентрації абсорбованого металом водню — як електролітично, так і з газової фази.

### Список літератури/References

1. Nazarchuk Z., Skalskyi V., Serhiyenko O. (2017) *Acoustic Emission. Methodology and Application*. Springer International Publishing AG, ISBN 978-3-319-49348-0.
2. Назарчук З. Т., Неклюдов І. М., Скальський В. Р. (2016) *Метод акустичної емісії в діагностуванні корпусів реакторів АЕС*. Київ, Наукова думка.
3. Назарчук З. Т., Андрейків О. С., Скальський В. Р. (2013) *Оцінювання водневої деградації ферромагнетиків у магнетному полі*. Київ, Наукова думка.
4. Nazarchuk, Z.T., Andrejkiv, O.E., Skalskyi, V.R. (2013) *Estimation of hydrogen degradation of ferromagnets in magnetic field*. Kyiv, Naukova Dumka [in Ukrainian].
5. Skalskyi V., Stankevych O., DUBYTSKYI O. (2018) Estimation of effect of hydrogen on the parameters of magnetoacoustic emission signals. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials*, 375–385.
6. Горкунов Э. С., Новиков В. Ф., Бахарев М. С., Яценко Т. А. (1997) Пьезомагнитный эффект остаточного намагниченного состояния сталей 45 и 60Г. *Новые материалы и технологии в машиностроении: Материалы региональной научно-технической конференции*. Тюмень, ТюмГНГУ, сс. 58–59.
7. Gorkunov, E.S., Novikov, V.F., Bakharev, M.S., Yatsenko, T.A. (1997) Piezomagnetic effect of residually-magnetized state of steels 45 and 60G. *In: Proc. of Regional Sci.-Tekhn. Conf. on New Materials and Technologies in Mechanical Engineering*. Tyumen, TyumGNGU, 58-59 [in Russian].
8. Beck W., Bockris J. O'M., McBeen J., Nanis L. (1966) Hydrogen permeation in metals as a function of stress,

- temperature and dissolved hydrogen concentration. *Proceedings of the Royal Society London A*, **290**, pp. 220–235.
7. Maccagno T. M., Ikeda–Cameron K., Jack T. et al. (1998) Hydrogen effects in gas transmission pipeline steels.

*Proceedings of the International Pipeline Conference*. New York, NY, ASME International, **1**, pp. 479–484.

Maccagno, T.M., Ikeda–Cameron, K., Jack, T. et al. (1998) Hydrogen effects in gas transmission pipeline steels. *In: Proc. of the Int. Pipeline Conf.* New York, ASME Intern., **1**, 479–484.

## МАГНИТОАКУСТИЧЕСКОЕ ДИАГНОСТИРОВАНИЕ ВОДОРОДНОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ

**З. Т. НАЗАРЧУК, В. Р. СКАЛЬСКИЙ**

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины. 79060, г. Львов, ул. Научная, 5.

E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

Проведены экспериментальные исследования для количественного установления изменения параметров сигналов магнитоупругой акустической эмиссии под влиянием структурных преобразований и степени наводороживания ферромагнитных материалов. Показано, что применение явления магнитоупругой акустической эмиссии может составлять основу для создания новых высокочувствительных неразрушающих технологий обнаружения водорода, полученного материалом за время длительной эксплуатации конструкций. Библиогр. 7, рис. 9.

*Ключевые слова:* неразрушающие технологии контроля, металлические конструкции, водородсодержащие среды, магнитоупругая эмиссия, параметры сигналов, повышение чувствительности

## MAGNETOACOUSTIC DIAGNOSTICS OF HYDROGEN DAMAGE OF FERROMAGNETIC MATERIALS

**Z.T. NAZARCHUK, V.R. SKALSKIY**

H.V. Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine. 5 Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine.

E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

The experimental investigations were carried out in order to quantitatively determine a change of parameters of signals of magnetoelastic acoustic emission under effect of structural transformations and level of hydrogenation of ferromagnetic materials. It is shown that application of a phenomenon of magnetoelastic acoustic emission can make a basis for development of the new high-sensitive non-destructive technologies for detection of hydrogen taken by material during long-term operation of structures. 7 Ref., 9 Fig.

*Keywords:* non-destructive testing technologies, metallic structures, hydrogen-containing media, magnetoelastic emission, parameters of signals, increase of sensitivity

Надійшла до редакції 18.06.2018

## **11-й Международный симпозиум «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка»**

10–12 апреля 2019 г.

Минск, Беларусь

### Организаторы:

Национальная академия наук Беларуси  
Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии  
Институт порошковой металлургии им. академика О. В. Романа  
Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь  
European Powder Metallurgy Association

### Тематика симпозиума:

- Секция 1 «Порошковая металлургия: материалы, технологии, оборудование»
- Секция 2 «Новые композиционные материалы: проблемы получения и применение»
- Секция 3 «Инженерия поверхности»
- Секция 4 «Функциональные защитные покрытия: материалы, технологии, оборудование»
- Секция 5 «Передовые сварочные технологии, материалы и оборудование. Совершенствование нормативной базы»
- Секция 6 «Нanomатериалы и нанотехнологии»

**Контакты:** 220005, Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41, Институт порошковой металлургии.  
Тел. (017) 290-99-93, 290-95-64; факс (017) 292-82-42; E-mail: info50@mail.ru

# НЕКОТОРЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫПОЛНЕНИЯ МОНТАЖНО-СВАРОЧНЫХ РАБОТ ПРИ СООРУЖЕНИИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ РЕЗЕРВУАРОВ

М. БЕЛОЕВ<sup>1</sup>, Н. ЛОЛОВ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>KZU Holding Group. 1700, София, Болгария, ул. проф. Христо Вакарелски, 12

<sup>2</sup>Технический университет. 1000, София, Болгария, бульвар Климента Охридского, 8.

E-mail: marin.beloev@kzu-group.com

Рассмотрены основные технологические особенности, которые необходимо учитывать при проектировании, изготовлении и монтаже резервуаров для хранения сжиженного природного газа из стали с 9 % Ni. Они включают подготовку к сварке, выбор сварочных процессов и материалов, модульную сборку резервуара на монтаже, применение ультразвуковой проковки сварных соединений для снятия напряжений. Библиогр. 8, табл. 6, рис. 5.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, изотермические резервуары, сталь с 9 % Ni, проектирование, изготовление, монтаж, модульная сборка, ультразвуковая проковка

Изотермические резервуары достаточно широко используются для хранения сжиженных газов, при этом сжижение позволяет значительно уменьшить объем газа при его переходе из газообразного состояния в жидкое. Например, объем природного газа уменьшается более чем в 600 раз. Изотермические резервуары двухкорпусные, внутренний резервуар входит в непосредственный контакт с хранимым продуктом, находящимся при низкой температуре. Это означает, что необходимо обратить особое внимание на материал, из которого он изготавливается, а также на выполнение монтажно-сварочных работ при его сооружении.

В табл. 1 [1, 2] приведены требуемые температуры сжижения различных газов и надлежащие материалы для изготовления сооружений для хранения и транспортировки.

Интерес к использованию природного газа в качестве источника энергии постоянно растет. Каждый год находят все новые и новые месторождения природного газа, и в глобальном масштабе газа добывается в 4 раза больше, чем потребляется. Поскольку месторождения (страны Персидского залива, Центральная Азия, Аляска, шельф Арктики) и индустриальные центры потребления газа (Европа, Япония, Северная Америка) значительно удалены друг от друга, природный газ необходимо транспортировать на очень отдаленные расстояния и большая его часть должна храниться в изотермических резервуарах в сжиженном состоянии.

**Материалы для строительства резервуаров для сжиженного природного газа должны иметь низкотемпературную вязкость.** В соответствии с SEW 680 сталями с низкотемпера-

турной вязкостью являются стали, которые сохраняют энергию разрушения при испытании на ударную вязкость, по меньшей мере 27 Дж при температурах ниже  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а по DIN 17280 предельное значение низкотемпературной вязкости указано при температуре  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Кроме того, материалы должны иметь высокую прочность, что позволит уменьшить толщину стенки сосуда и обеспечить сварку без опасности хрупкого разрушения. До недавнего времени применялись высоколегированные и специальные материалы, к которым относятся аустенитные сварочные материалы, никелевые сплавы, алюминиевые сплавы, медь и медные сплавы. Поскольку объем применений в криогенной технике постоянно растет, а указанные материалы очень дороги, возникла необходимость в разработке более дешевых низколегируемых сталей. Чаще всего это никелевые стали с различным содержанием

**Таблица 1. Температуры сжижения газов и материалы, применимые к этим температурам**

Газ	$T, ^{\circ}\text{C}$	Марка основного металла
Аммиак	$-33,4$	Углеродистая сталь
Пропан	$-42,1$	Раскисленная мелкозернистая сталь
Пропилен	$-47,7$	Сталь с 2,25 % Ni
Углеродный дисульфид	$-50,2$	
Двуокись углерода	$-78,5$	Сталь с 3,5 % Ni
Ацетилен	$-84,0$	
Этан	$-88,4$	
Этилен	$-103,8$	Сталь с 5...9 % Ni
Метан (природный газ)	$-163,0$	
Кислород	$-182,9$	
Аргон	$-185,9$	

ем никеля в зависимости от эксплуатационной температуры.

Поскольку температура сжиженного природного газа составляет  $-163\text{ }^{\circ}\text{C}$ , подходящим материалом для изготовления изотермических резервуаров для сжиженного природного газа является сталь с 9 % Ni, которая обеспечивает хорошее сочетание свойств по приемлемой цене.

Исключительные низкотемпературные свойства ударной вязкости являются результатом получения особо мелкозернистой структуры прочного никелевого феррита. Небольшие количества остаточного аустенита, образовавшегося при отпуске, улучшают ударную вязкость после термообработки. Наряду с хорошей вязкостью, полученной в результате улучшения структуры, сталь также имеет более высокие прочностные свойства.

В табл. 2 [3] представлена информация о химическом составе и механических свойствах стали с 9 % Ni. Для обеспечения хорошей низкотемпературной вязкости эта сталь должна быть высокой чистоты, т. е. с низким содержанием фосфора и серы, а также сбалансированным содержанием основных легирующих элементов.

Для проектирования, сооружения, инспекции и обслуживания резервуаров для сжиженного природного газа из стали с 9 % Ni существует широкий спектр требований и стандартов. Ниже приводится ряд соответствующих стандартов ASME, API, EN и JIS.

1. ASME Sec. VIII, Div. 1: проектирование и изготовление сосудов высокого давления; Div. 2: Альтернативные правила.

2. API Standard 620: проектирование и сооружение крупногабаритных сварных резервуаров низкого давления, Приложение Q: Резервуары для хранения под низким давлением

сжиженных углеводородных газов при температурах не ниже  $-168\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

3. EN 14620-1 (2006): Проектирование и сооружение в месте эксплуатации вертикальных цилиндрических плоскостенных стальных емкостей для хранения охлажденных сжиженных газов при рабочих температурах между 0 и  $-165\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Часть 1. Общие положения.

4. JIS B8265 (2010): Сооружение сосудов под давлением – Общие принципы; JIS B8267 (2008): Сооружение сосудов под давлением.

**Факторы, влияющие на сварку стали с 9 % Ni.** Успешная сварка стали с 9 % Ni при сохранении ее низкотемпературной вязкости зависит от ряда факторов, которыми являются:

- способ получения и марка поставленной стали;
- свойства основного металла, остаточный магнетизм, склонность к магнитному дугу, теплопроводность и тепловое расширение;
- сварочный процесс;
- погонная энергия сварки;
- скорость охлаждения, зависимость от температуры подогрева и температуры между проходами.

*Подготовка к сварке.* Никелевые стали с низкотемпературной вязкостью склонны к сохранению остаточного магнетизма, что отрицательно влияет на их поведение во время сварки из-за возникновения магнитного дуга. Поэтому необходимо выполнять их сварку в размагниченном состоянии. При заказе на поставку стали наряду со свидетельством о проверке в соответствии с EN 10204 «Сертификация материалов» также необходимо оговорить и освидетельствование силы магнитного поля, которая не должна превышать среднее значение  $20 \cdot 10^{-4}$  Тл. Это гарантирует, что

**Таблица 2. Требования к стали с 9 % Ni по ASTM и JIS**

Стандарт	ASTM		JIS G 3127	
	A353	A353 (Тип I)	SL9N 520	SL9N 590
Максимальная толщина (мм)	50	50	50	100
Термообработка	NNT*1	Улучшенная	NNT	Улучшенная
C (%)	$\leq 0,13$		$\leq 0,12$	
Si (%)	0,15...0,40		$\leq 0,30$	
Mn (%)	$\leq 0,90$		$\leq 0,90$	
P (%)	$\leq 0,035$		$\leq 0,025$	
S (%)	$\leq 0,035$		$\leq 0,025$	
Ni (%)	8,50...9,50		8,50...9,50	
Предел текучести (МПа)	$\geq 515$	$\geq 585$	$\geq 520$	$\geq 590$
Предел прочности (МПа)	690...825		690...830	
Относительное удлинение (%)	$\geq 20,0$		$\geq 21 (6 \leq t \leq 16)^{*2}$ $\geq 25 (t > 16)^{*2}$ $\geq 21 (t > 20)^{*3}$	
Ударная вязкость при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$	$\geq 34$		$\geq 34$	$\geq 41$
Поперечное расширение при $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$	$\geq 0,38$		-	

\*1 — NNT дважды нормализованная и закаленная. \*2 — Плоский образец № 5, согласно JIS Z 2201 (мерная длина 50 мм).  
\*3 — Круглый образец № 4, согласно JIS Z 2201 (мерная длина 50 мм).

магнитное поле не будет влиять на сварочный процесс, особенно при сварке трубных или цилиндрических элементов.

*Сварочные процессы и сварочные материалы.* Для сварки стали с 9 % Ni используются следующие методы сварки: ручная электродуговая сварка покрытыми электродами, сварка порошковой проволокой, сварка под флюсом, ВИГ и МИГ сварка. Выбор сварочных материалов для этих сталей зависит от ряда факторов: безопасности, расчета конструкции изделия и экономической эффективности.

*Безопасность изделия* определяется следующими свойствами сварочного материала: коэффициент термического расширения, чувствительность к водороду, устойчивость к образованию горячих трещин, ударная вязкость, распространение трещин, относительное удлинение после разрыва /разрывная прочность/ при растягивающей деформации, поведение с точки зрения механики разрушения.

**При проектировании изделия** следует учитывать: предел текучести, прочность и ударную вязкость при расчетной температуре.

Экономическая эффективность требует учета таких факторов, как методы сварки, производительность вложения сварочного материала, ремонтпригодность, стоимость сварочных материалов.

**Характеристики отдельных групп сварочных материалов.** *Сварка однородными материалами.* К этой группе относятся сварочные материалы с содержанием никеля 9 %. Для ответственных конструкций сварка однородным металлом не рекомендуется, поскольку она не может гарантировать достаточную ударную вязкость металла шва.

1. Хромоникелевые аустенитные сварочные материалы (легирующий тип Cr–Ni). Обеспечивают хороший предел прочности и предел текучести металла шва. Металл шва имеет высокую ударную вязкость при температурах свыше –196 °С.

2. Никелевые сплавы.

Этот вариант предпочтительнее из-за большей устойчивости металла шва при переменных температурах.

Сварочные материалы на никелевой основе, такие как Inconel (Ni–Cr сплав) и Hastalloy (Ni–Mo сплав), имеют почти одинаковый коэффициент линейного расширения, что и сталь с 9 % Ni, в то время как аустенитные сварочные материалы имеют линейный коэффициент расширения, отличный от коэффициента расширения стали с 9 % Ni. Если не учитывать эти особенности, существует риск термической усталости, возникающей в результате разного термического расширения. Сварочные материалы на основе никеля обеспечивают более низкую скорость распространения трещин.

**Спецификации и свойства сварочных материалов.** В табл. 3 [3] приведены требования спецификаций AWS и JIS для сварочных материалов для стали с 9 % Ni.

*Покрытые электроды.* В соответствии со спецификацией AWS-A5.11 рекомендуются следующие типы покрытых электродов: EнiCrFe-9, EнiCrMo-6 и EнiMo-8,а согласно JIS Z 3225; D9Ni-1 и D9Ni-2.

*Порошковые проволоки.* Использование порошковой проволоки для сварки резервуаров для сжиженного природного газа из стали с 9 % Ni ограничено из-за жесткого контроля параметров сварки в узком диапазоне во избежание образования горячих трещин, а сварка во всех пространственных позициях затруднена.

*ВИГ-сварка с механизированной подачей сплошной проволоки.* Используется в основном в Японии.

Основным преимуществом сварки ВИГ является возможность использования автоматической сварки при повышенных значениях тока и преднамеренное магнитное отклонение дуги для получения высококачественного металла шва. Этот метод сварки в два раза эффективнее сварки покрытыми электродами и в четыре раза эффективнее ручной ВИГ сварки. Более того, этот метод позволил снизить почти до нуля появление дефектов и улучшить время выполнения сварки, общую стоимость и качество шва.

*Сварка под флюсом.* В спецификациях для сварки под флюсом в А 5.14 AWS регламентиру-

**Таблица 3.** AWS и JIS спецификации для сварочных материалов для стали с 9 % Ni

Процесс	AWS стандарт	Спецификации для
Ручная электродуговая сварка	A5.11/A5.11M:2005	Покрытых электродов из никеля и никелевых сплавов
Сварка порошковой проволокой	A5.34/A5.34M:2007	Порошковой проволоки из никелевых сплавов
МИГ сварка ВИГ сварка Сварка под флюсом	A5.14/A5.14M:2005	Сплошной проволоки из никеля и никелевых сплавов
Процесс	JIS стандарт	Спецификации для
Ручная электродуговая сварка	Z 3225:1999	Покрытых электродов для стали с 9 % Ni
ВИГ сварка	Z 3332:1999	Прутков и сплошной проволоки для ВИГ сварки стали с 9 % Ni
Сварка под флюсом	Z 3335:1999	Сплошной проволоки и флюсов для сварки под флюсом стали с 9 % Ni



Таблица 4. Технические требования на проволоку (AWS) и флюсы (JIS) для автоматической сварки

Технические требования	AWS A5.14 Проволока ERNiMo-8	JIS Z 3333	
		Флюс FS9Ni-F/YS9Ni металл шва	Флюс FS9Ni-H/YS9Ni металл шва
Для химического состава			
C (%)	≤ 0,10	≤ 0,10	≤ 0,10
Si (%)	≤ 0,75	≤ 1,5	≤ 1,5
Mn (%)	≤ 1,5	≤ 3,5	≤ 3,5
Ni (%)	≥ 60,0	≥ 60,0	≥ 60,0
Cr (%)	0,5...3,5	-	-
Mo (%)	17,0...20,0	10,0...25,0	10,0...25,0
W (%)	2,0...4,0	-	-
Fe (%)	≤ 10,0	≤ 20,0	≤ 20,0
Для механического состава			
Предел текучести (МПа)	-	≥ 365	≥ 365
Предел прочности (МПа)	-	≥ 660	≥ 660
Относительное удлинение (%)	-	≥ 25	≥ 25
Ударная вязкость KCV при -196 °C	-	Среднее значение ≥ 34 Каждый образец ≥ 27	Среднее значение ≥ 34 Каждый образец ≥ 27

ются только проволоки, в противоположность этому, стандарт JIS предписывает комбинацию проволоки и флюса. Это представлено в табл. 4 [3].

**Сварочные процедуры.** Ключевым фактором для экономичной и качественной конструкции резервуара является сокращение производственных работ на месте монтажа. Это может быть достигнуто за счет разработки модульной конструкции, при которой каждый отдельный модуль изготавливается в заводских условиях и транспортируется к месту сборки для последующего монтажа. Даже куполообразная крыша резервуара для сжиженного природного газа производится на заводе укруп-

ненными элементами и соединяется с корпусом на месте монтажа путем подъема сжатым воздухом.

Сварные соединения, выполняемые на месте монтажа, показаны на рис. 1. В табл. 5 приведены процедуры сварки отдельных типов соединений.

На рис. 2 приведены примеры скоса сварочных кромок для различных методов сварки и пространственных позиций.

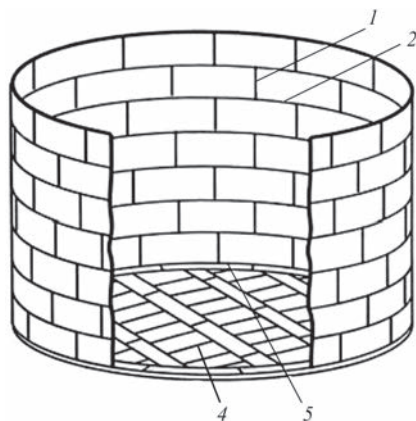


Рис. 1. Типичные сварные соединения корпуса и дна резервуара из стали с 9 % Ni, выполняемые на месте, в условиях монтажа (описание 4 см. в табл. 5)

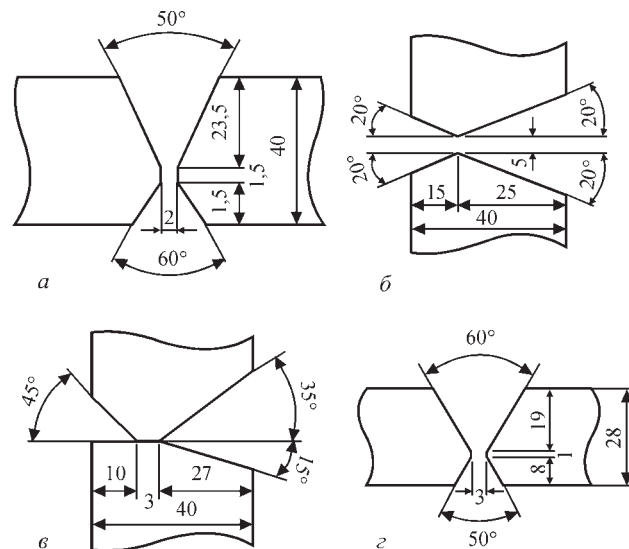


Рис. 2. Типичная разделка кромок для различных методов сварки и пространственных позиций: а – SMAW; б – GTAW; в – SAW; з – FCAW

Таблица 5. Сварочные процедуры для отдельных типов соединений (см. рис. 1)

Номер соединения	1	2	3	4
Элемент	Корпус	Корпус	Дно к корпусу	Дно
Тип соединения	Х-образное асимметричное	Х-образное асимметричное	Х-образное асимметричное	Внахлестку
Позиция	Вертикальная	Горизонтальная	Горизонтальная	Горизонтальная
Сварочный процесс	Покрытыми электродами с порошковой проволокой Авто-ВИГ	Подфлюсовый Авто-ВИГ	Покрытыми электродами Авто-ВИГ	Покрытыми электродами с порошковой проволокой Авто-ВИГ

## Рекомендации для получения лучших результатов.

*Избежание намагничивания стали.* При транспортировке, хранении и дальнейшей обработке необходимо избегать намагничивания материала, которое может иметь место при круговом сгибе между валками; при транспортировке магнитными кранами; при резке с ведением по магнитным роликам; под воздействием токопроводящих сварочных кабелей или других подобных воздействий. Перед сваркой магнитное поле между свариваемыми кромками должно контролироваться с помощью магнитометра. Значения напряженности магнитного поля до  $60 \cdot 10^{-4}$  Тл не оказывают существенного влияния на сварку.

Для решения проблемы магнитного дутья может быть приложена одна из следующих мер:

- сварка переменным током;
- использование современных сварочных источников тока, например, «square-wave» источник и т. д.;
- нанесение буферного слоя на свариваемые кромки выбранным для сварки электродом;
- после возникновения намагничивания его можно уменьшить или снять путем воздействия проводниками (кабелями), по которым протекает переменный ток, или с помощью электромагнитов. Для более толстых листов может потребоваться применение специального размагничивающего оборудования, которое использует постепенное уменьшение и изменение направления тока. В крайних случаях остаточный магнетизм можно удалить путем термообработки.

*Погонная энергия (тепловложение).* Как и для других низкотемпературных сталей, необходимо контролировать погонную энергию для сохранения ударной вязкости в металле ЗТВ. Как правило, сталь сваривается при небольшом тепловложении — даже сварку под флюсом лучше всего проводить проволокой диаметром 1,6 мм.

Рекомендуется проводить сварку с погонной энергией от 1,2 до 2,0 кДж/мм. Независимо от толщины не рекомендуется проводить сварку с тепловложением более 2,0 кДж/мм. Если для сварки под флюсом или МИГ сварки используются более высокие погонные энергии, то необходимо предварительно проверить, чтобы убедиться, что прочность сварного шва не ниже 655 МПа. Следует также соблюдать осторожность при толщине менее 13 мм, так как при сварке тонких листов соединения охлаждаются медленнее и, кроме того, значения вязкости более тонких листов изначально ниже.

*Подогрев.* Стали с 9 % Ni имеют относительно хорошую сопротивляемость образованию холодных трещин. Независимо от этого, рекомендуется листы толщиной более 25 мм подогревать

до 35 °С, а более тонкие листы не сваривать ниже точки росы. Температура между слоями не должна превышать 150 °С.

*Термообработка после сварки.* Если производителем специально не рекомендуется, термическая обработка после сварки толщины до 51 мм не выполняется. Во избежание возможного понижения ударной вязкости стали при проведении термообработки, после сварки необходимо контролировать температуру в диапазоне 551...583 °С, но не выше температуры отпуска с последующим охлаждением со скоростью не менее 167 °С/ч.

*Образование горячих трещин.* Как правило, это касается горячих трещин в кратере. Рекомендуется сошлифовывать кратер каждый раз при остановке дуги.

*Участие основного металла.* Механические свойства металла шва зависят от количества основного металла, участвующего в металле шва. Чаще всего это влияет на снижение механических свойств. Рекомендуется заранее проверить влияние параметров сварки, разработав процедуру, которая обеспечит необходимый предел прочности и предел текучести металла шва.

**Изотермические резервуары для хранения сжиженного аммиака.** Было установлено, что одной из основных причин аварий резервуаров для безводного аммиака в условиях нормальной эксплуатации является образование коррозионных трещин под напряжением [3]. Эти трещины распространяются преимущественно внутри кристаллических зерен и обычно наблюдаются в сталях повышенной прочности и твердости.

Наблюдения показывают, что трещины чаще всего связаны со сварными соединениями, где в ЗТВ твердость выше твердости основного металла и металла шва и существуют растягивающие остаточные напряжения. Проведение термической обработки после сварки для снятия остаточных напряжений уменьшает склонность к образованию трещин [4], но ее выполнение очень часто невозможно из-за больших размеров резервуаров. Кроме того, термическая обработка после введения сооружения в эксплуатацию может быть неэффективна, поскольку поля напряжений у вершины зародившихся трещин имеют достаточную интенсивность, которая поддерживает распространение трещин.

**Необходимые меры при проектировании резервуаров для аммиака.** Факторы, способствующие образованию стресс-коррозионных трещин, можно разделить на три группы:

*Материал резервуара.* С точки зрения материала, следует учитывать следующие факторы: тип материала, механические свойства и химический состав, микроструктуру, деформации и состояние

поверхности. Для изготовления [5] резервуаров для безводного аммиака рекомендуются листы из низкоуглеродистой низколегированной стали с номинальным пределом текучести не выше 355 МПа. Фактический предел текучести не должен превышать 440 МПа, а относительное удлинение  $\delta_5$  должно быть выше 22 %.

Рекомендуется, чтобы химический состав находился в следующем диапазоне, мас. %: 0,18 С; 0,10...0,50 Si; 1,65 Mn; 0,030 P; 0,025 S; min 0,020 Al; 0,20 Cr; 0,35 Cu; 0,08 Mo; 0,40 Ni; 0,10 V. После нормализации сталь должна иметь мелкозернистую структуру. Следует учесть, что для сталей с номинальным пределом текучести 355 МПа химический состав подбирается с целью ограничения максимального предела текучести до 440 МПа. Если необходимо легирование никелем, максимальное значение может быть 0,85 %.

Все материалы сооружения под давлением должны соответствовать требованиям к ударной вязкости согласно табл. 6.

**Активная среда.** С точки зрения активной среды следует принимать во внимание: тип среды, примеси, температуру и электрохимические условия.

Безводный аммиак хранится при температуре в диапазоне от температуры окружающей среды до  $-33$  °С. Образование трещин в процессе коррозии под напряжением в значительной степени зависит от присутствия кислорода и воды в аммиаке. Во всех случаях образование трещин связано с наличием кислорода. Склонность к образованию трещин нарастает с увеличением содержания кислорода и уменьшается с содержанием воды (рис. 3). Обычной практикой является использование воды в качестве ингибитора коррозии.

При нормальных рабочих условиях охлажденного аммиачного резервуара содержание кислорода должно быть ниже 0,5 ppm, а содержание воды в интервале от 100 до 1000 ppm.

**Напряжения.** С точки зрения напряжений следует учитывать: остаточные напряжения, возникшие в результате производственного процесса при сооружении конструкции, в том числе и сварочные напряжения, рабочие напряжения и виды напряжений — статические, циклические при эксплуатации. Особую роль в возникновении стресс-коррозионных трещин играют поверхностные растягивающие остаточные напряжения. По этой причине необходимо обратить серьезное внимание на средства по их снижению.

**Особенности технологии сварки, обеспечивающие максимальную долговечность сварной конструкции.** Для достижения максимальной долговечности аммиачных резервуаров во избежание коррозии под напряжением необходимо при разра-

Таблица 6. Требования по ISO к ударной вязкости образцов с V-образным надрезом

Сорт материала	Температура испытания, °С	Работа разрушения <sup>1)</sup> , Дж (min)	
		вдоль проката	поперек проката
Листы	-20	-	27
Трубы		41	-
Поковки		41	27

1) Среднее значение. Одно из значений может быть ниже средней, но не ниже 70 % ее величины.

ботке и внедрении технологии сварки соблюдать ряд условий, касающихся выбора сварочных материалов и режима сварки.

Для ручной электродуговой сварки необходимо использовать покрытые низководородные основные электроды (содержание диффузионного водорода менее 8 мл/100 г). Разрешается только сварочный материал, не содержащий молибдена и ванадия. Прочность наплавленного материала должна минимально превышать прочность основного металла. Твердость сварного шва, включая зону термического влияния, не должна превышать HV 230. Это должно быть подтверждено при тестировании и одобрении процедуры.

Для того, чтобы поддерживать сварочное напряжение и твердость сварных соединений низкими, температура подогрева должна быть минимальной. Подогрев и температура между слоями не должна быть ниже 100 °С, и все сварочные работы должны выполняться по многослойной технике сварки.

Дефекты сварки, такие как чрезмерное усиление шва и точки зажигания (дуги) на основном металле должны быть устранены посредством зашлифовки. Все стыковые швы и швы с полным проваром стенки резервуара должны выполняться по многослойной технике.

В конкретном случае подходящим методом снятия остаточных напряжений является возможность их ультразвуковой проковки.



Рис. 3. Соотношение между содержанием воды и кислорода в аммиаке и риск образования трещин в процессе коррозии под напряжением [6] (1 — 18 °С; 2 — -33)

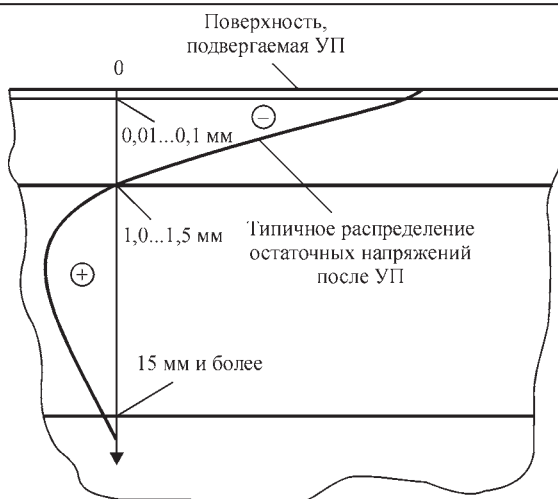


Рис. 4. Схема поперечного сечения материала/изделия, улучшенного в результате ультразвуковой проковки [7]

При необходимости поверхности швов должны зашлифовываться.

**Ультразвуковая проковка.** Ультразвуковая проковка (УП) является эффективным способом снятия вредных растягивающих остаточных напряжений и возникновения благоприятных сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях деталей или сваренных элементов. Метод УП основан на комбинированном эффекте воздействия высокочастотных ударов специальными ударниками и ультразвуковых колебаний в обрабатываемом материале. В ходе ультразвуковой обработки ударник колеблется в небольшом зазоре между торцом ультразвукового преобразователя и обрабатываемым образцом, нанося удары по обрабатываемой поверхности.

Эффекты влияния ультразвука на металл следующие: акустическое размягчение (понижение твердости), акустическое упрочнение, акустический нагрев и т. д. В первом случае (акустического размягчения, называемого акустическо-пластическим эффектом), акустическое излучение уменьшает напряжение, что необходимо для пластической деформации.

В целом, влияние ультразвука на механическое поведение можно сравнить с эффектом нагрева материала. Разница заключается в том, что акустическое размягчение происходит непосредственно после воздействия ультразвукового облучения на металл. Кроме того, ультразвуковые волны с относительно небольшой амплитудой не оказывают остаточных эффектов на физические свойства металлов после претерпевания акустического излучения.

При УП ультразвуковой преобразователь (пьезоэлектрический или магнитострикционный) осциллирует с высокой частотой, типичная частота составляет 20...30 кГц. Независимо от технологии изготовления преобразователя его торец будет колебаться с амплитудой 20...40 мм.



Рис. 5. Система для ультразвуковой проковки, повышающей долговечность сварных элементов и конструкций [8]

Посредством УП может быть достигнуто повышение сопротивляемости к образованию коррозионных трещин напряжением путем создания сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях металлов и сплавов, снижение концентрации напряжений в зоне термического влияния и улучшение механических свойств поверхностного слоя материала. На рис. 4 показана схема поперечного сечения материала/изделия, подвергнутого УП.

На рис. 5 показана конфигурация устройства для ультразвуковой проковки, которое может быть использовано для обработки зоны термического влияния как сварных швов, так и больших участков поверхностей, если это необходимо [7]. Скорость обработки порядка 0,4 м/мин.

**Контроль остаточных напряжений.** После обработки конструкции по снятию или снижению остаточных напряжений необходимо установить насколько эта обработка эффективна и результативна. Существует две группы методов для измерения остаточных напряжений: разрушающие и неразрушающие. Первая группа методов (путем разрушения) неприменима для контроля аммиачных резервуаров.

К неразрушающей группе методов контроля относятся магнитные, ультразвуковые и рентгеновская дифракция. Ультразвуковые методы являются достаточно перспективными. Они основаны на акустическо-упругих эффектах, вследствие которых скорость распространения упругих волн в твердых телах зависит от механического напряжения [7].

В заключение следует отметить, что высокая эксплуатационная надежность резервуаров для хранения сжиженного природного газа может быть обеспечена при комплексном соблюдении требований на стадии проектирования, изготовления, монтажа и эксплуатации.

#### Список литературы/References

1. Welding liquide natural gas tanks and vessels in 5% and 9% nickel steels, ESAB.
2. Welding LNG tanks ans vessels in 5% and 9% nickel steels, ESAB.

3. (2011) Kobe, со *Welding Today*, 14, 2, 1–10.
4. Det Norske Veritas – Report No: 98-3111, rev.01 – 15.19 Ammonia stress corrosion cracking.
5. (1992) Guidelines for the Construction of Pressure Vessel Type Tanks Intended for the Transportation of Anhydrous Ammonia at Ambient Temperatures, 33.
6. Alghamdi T., Liu S. (2014) Low Transformation Temperature (LTT) Welding Consumables for Residual Stress Management: Consumables Development and Testing Qualification. *Welding Journal*, 7, 93.
7. Kudryavtsev Y. (2013) Ultrasonic Measurement of Residual Stresses in Welded Specimens and Structures, *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference PVP2013 July 14–18, 2013, Paris, France*.
8. Kudryavtsev Y., Kleiman J. (2013) Fatigue Improvement of Welded Elements and Structures by Ultrasonic Peening. *Proceedings of the ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference PVP2013 July 14–18, 2013, Paris, France*.

## ДЕЯКІ ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ВИКОНАННЯ МОНТАЖНО-ЗВАРЮВАЛЬНИХ РОБІТ ПРИ СПОРУДЖЕННІ ІЗОТЕРМІЧНИХ РЕЗЕРВУАРІВ

М. БЄЛОЄВ<sup>1</sup>, Н. ЛОЛОВ<sup>2</sup>

<sup>1</sup>KZU Holding Group. 1700, Софія, Болгарія, вул. проф. Христо Вакарелські, 12

<sup>2</sup>Технічний університет. 1000, Софія, Болгарія, бульвар Климента Охридського, 8.

E-mail: marin.belojev@kzu-group.com

Розглянуто основні технологічні особливості, які необхідно враховувати при проектуванні, виготовленні і монтажі резервуарів для зберігання зрідженого природного газу зі сталі з 9 % Ni. Вони включають підготовку до зварювання, вибір зварювальних процесів і матеріалів, модульну збірку резервуару на монтажі, застосування ультразвукової проковки зварних з'єднань для зняття напружень. Бібліогр. 8, табл. 6, рис. 5.

*Ключові слова:* дугове зварювання, ізотермічні резервуари, сталь з 9 % Ni, проектування, виготовлення, монтаж, модульне складання, ультразвукове проковування

## SOME TECHNOLOGICAL PECULIARITIES OF PERFORMANCE OF ASSEMBLY-WELDING WORKS IN CONSTRUCTION OF ISOTHERMAL TANKS

M. BELOYEV<sup>1</sup>, N. LOLOV<sup>2</sup>

<sup>1</sup>KZU Holding Group

<sup>1,2</sup>Khristo Vakaranski, 1700, Sofia, Bulgaria

<sup>2</sup>Technical University 8 Kliment Ohridski St., 1000, Sofia, Bulgaria

E-mail: marin.belojev@kzu-group.com

The paper deals with the main technological features which should be taken into account during design, manufacturing and mounting of tanks from 9 % Ni steel for liquefied natural gas storage. They include preparation for welding, selection of welding processes and materials, modular assembly of the tank in site, application of ultrasonic peening of welded joints for stress relieving. 8 Ref., 6 Tabl., 5 Fig.

*Keywords:* arc welding, isothermal tanks, steel with 9 % Ni, design, fabrication, mounting, modular assembly, ultrasonic peening

Поступила в редакцію 09.07.2018



Образцы из титанового сплава, полученные по технологии xBeam 3D Metal Printer и изделие «Муха» — ручная аргонодуговая сварка

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ ИОННО-ЛУЧЕВЫХ ВАКУУМНЫХ ПОКРЫТИЙ

М. А. АНДРЕЕВ, Л. В. МАРКОВА

ГНУ «Институт порошковой металлургии». 220005, г. Минск, Республика Беларусь, ул. Платонова, 41

В работе исследованы структура и свойства покрытий, сформированных методом ионно-лучевого распыления в вакууме композиционных мишеней на основе хрома с добавками ультрадисперсных алмазов и нанодисперсных частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrO}_2$ . Показано, что метод ионно-лучевого распыления позволяет переносить материал мишени на изделие в виде покрытия с сохранением состава и стехиометрии соединения. Разработана структурная модель ионно-лучевых вакуумных покрытий на основе хрома с добавками ультрадисперсных алмазов,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{ZrO}_2$  Библиогр. 1, рис. 5.

*Ключевые слова:* ионно-лучевые вакуумные покрытия, наноразмерные частицы, структура, свойства

Одно из актуальных направлений в области науки и техники — модификация поверхности конструкционных и инструментальных сталей с целью повышения эксплуатационных характеристик деталей машин и механизмов, работающих в условиях повышенного износа и агрессивных сред. Сегодня на предприятиях машиностроительной и металлообрабатывающей промышленности широко применяются различные методы модификации поверхности, такие как нанесение износостойких покрытий вакуумными физическими и химическими методами, различные виды химико-термической обработки.

Среди физических методов формирования функциональных покрытий метод ионно-лучевого распыления является наиболее эффективным для нанесения пленок многокомпонентных материалов. В настоящее время одним из наиболее перспективных путей повышения эффективности износостойких покрытий является добавка в мишень для распыления малого количества (до нескольких процентов) наноразмерных частиц оксидов некоторых металлов, а также ультрадисперсных алмазов (УДА). Поскольку при ионно-лучевом распылении состав и стехиометрия многокомпонентного материала распыляемой мишени практически полностью переносится в покрытие, этот метод можно использовать для получения тонких композиционных покрытий с добавками наноразмерных частиц, вводя вышеназванные материалы в мишень для распыления.

**Материал и методика исследований.** В качестве исследуемого материала были взяты ионно-лучевые покрытия на основе хрома с добавками 1 и 5 мас. %  $\text{ZrO}_2$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , соответственно [1], а также с добавками 1 и 5 мас. % УДА. Размер частиц  $\text{ZrO}_2$  составлял 50 нм, размер частиц  $\text{Al}_2\text{O}_3$  — 20 нм. Время напыления составляло 2 ч. Покрытия формировались на стали марки Ст3.

Исследование морфологии поверхности покрытий проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) высокого разрешения «Mira» фирмы «Tescan» (Чехия), разрешающая способность которого составляет 1,7 нм (при 30 кВ) и 3,0 нм (при 5 кВ), а также на атомно-силовом микроскопе НТ-206 (ОДО «Микротестмашины», г. Гомель). Разрешение АСМ составляет: вертикальное — 0,2 нм, горизонтальное — 2 нм.

Фазовый состав ионно-лучевых покрытий исследовали методом дифракции обратно рассеянных электронов (ДОЭ или EBSD) с помощью приставки к сканирующему электронному микроскопу HKL. Принцип действия EBSD-анализа основан на формировании полос Кикучи в результате дифракции обратно рассеянных электронов.

Величина нагрузки на индентор типа Кнуппа при измерении микротвердости составляла 0,02...0,03 Н.

Адгезионная прочность определялась с использованием специального блока, в котором индентор типа Роквелл двигался по поверхности со скоростью 5 мм/мин с плавно возрастающей нагрузкой. Значение адгезионной прочности определялось по величине нормальной нагрузки, при которой происходит срыв покрытия по сигналу акустической эмиссии.

Износостойкость определяли при нагрузке на индентор 0,2 Н и пути 10 м. Индентор в виде шарика диаметром 3 мм совершал возвратно-поступательное движение по поверхности образца в отсутствие смазки. Длина единичного прохода по поверхности образца составляла 10 мм. В процессе испытаний на износостойкость определяли коэффициент трения.

**Ионно-лучевые покрытия на основе хрома.** Хром является материалом повышенной коррозионной стойкости. Технология, применяемая для получения данных покрытий, создает беспористую поверхность, которая практически недоступ-

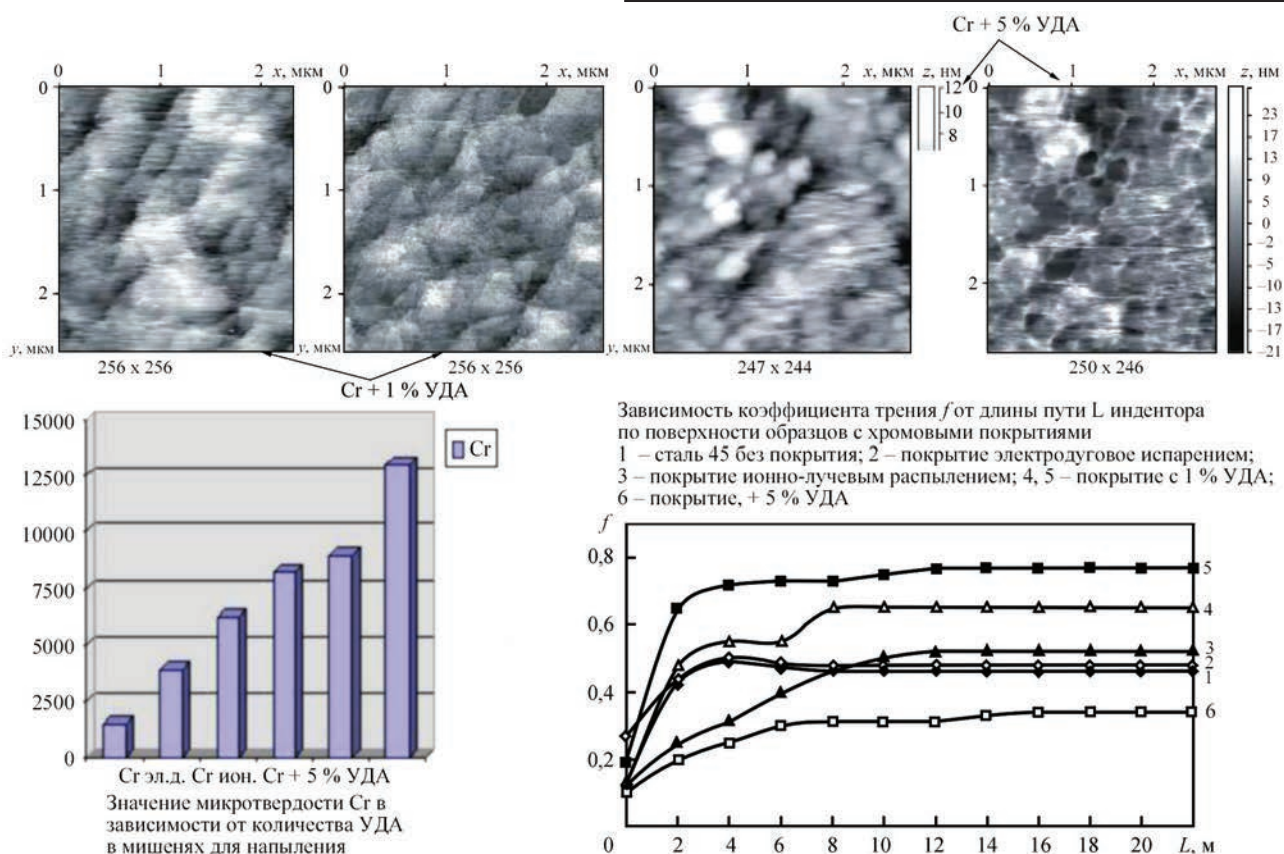


Рис. 1. Микроструктура, микротвердость и коэффициент трения металла ионно-лучевого покрытия на основе Cr с добавками 1 и 5 % УДА

на для воздействия даже самых жестких и агрессивных химических реагентов. Поэтому в данном случае для определения коррозионной стойкости покрытия использовался травитель следующего состава: 50 % HCl + 50 % HF.

Структура ионно-лучевого хромового покрытия представляет собой трехслойную композицию. Она состоит из очень тонкого поверхностного слоя, из среднего слоя, имеющего столбчатую разветвленную структуру, и сформировавшегося под ней слоя с зерновой структурой. Добавление 1 % УДА в мишень для распыления увеличивает стойкость покрытия к воздействию травителя. Только на отдельных участках появляются ямки травления, характеризующие области скопления дислокаций. На поверхности хромового покрытия с 1 % УДА практически полностью отсутствуют единичные ямки травления, но зато начинает проявляться мелкозернистая структура (рис. 1). Анализ поперечной структуры покрытия показал, что после введения уже 1 % УДА в поперечной структуре отсутствует явно видимая столбчатость.

Исследование морфологии поверхности ионно-лучевых покрытий на основе Cr + 5 % УДА еще сложнее. Даже при очень длительном травлении ямки травления появляются отдельными скоплениями в виде редких цепочек и отдельных точек. В отдельных случаях, когда травление по дефектам структуры прошло до самой

основы, удалось выявить поперечную структуру покрытия на основе хрома. На фотографиях структур (рис. 1) мы четко видим столбчатую структуру среднего слоя покрытия, причем столбчатая структура слоистая, но очень плотная. Дефекты в ней практически отсутствуют. Размер отдельных структурных составляющих не превышает 10 нм. На поверхности покрытия видна очень тонкая и абсолютно бесструктурная при разрешении СЭМ пленка. В нее как бы вращается столбчатая структура покрытия.

Морфология поверхности ионно-лучевого хромового покрытия, полученная на атомно-силовом микроскопе, имеет следующие характеристики: высота зерен не превышает 40 нм, а размер колеблется в пределах 100...150 нм (рис. 1).

Добавление 1 % УДА в хромовую мишень для распыления вызывает измельчение зернистой структуры покрытия. Средний размер зерна составляет 70 нм, а высота зерен не превышает 15...20 нм. Границы зерен выявляются слабо. При введении 5 % УДА в хромовую мишень для распыления более четко проявляются границы зерен у покрытия. Средний размер зерен уменьшается до 40...50 нм, а высота не превышает 10 нм. В этом случае хорошо видно упрочнение границ зерен при использовании режима фазового контраста (рис. 1).

Интересные результаты получены при измерениях микротвердости хромовых ионно-лучевых

покрытий. Значения микротвердости хромовых ионно-лучевых покрытий с различным содержанием УДА составляют:

- в случае введения в мишень для распыления 1 % УДА микротвердость 16500 МПа;
- в случае с 5 % УДА микротвердость 25900 МПа (рис. 1).

Известно, что покрытия, полученные методом ионно-лучевого распыления, как правило, хрупкие. Высокая твердость покрытий может вызывать их растрескивание и последующее отслоение. Поэтому нами были проведены триботехнические испытания данных покрытий. Анализ зависимости коэффициента трения от длины пути, пройденного индентором по поверхности образцов с хромовыми покрытиями, показал (рис. 1), что их можно разделить на два этапа.

Первый этап соответствует приработке трущихся поверхностей. В это время у всех образцов наблюдается рост коэффициента трения. Это объясняется низкой шероховатостью исходной поверхности исследуемых покрытий. В процессе приработки гладкая исходная поверхность разрушается и формируется равновесная структура поверхностных слоев покрытия с шероховатостью, превышающей исходную.

Второй этап — установившееся изнашивание. Коэффициент трения на этом этапе не изменяется. Путь, пройденный индентором до выхода на установившееся изнашивание, может служить одним из критериев оценки износостойкости покрытия. Добавка УДА в мишень для распыления увеличивает длину пути до приработки, величина которого достигает максимума у покрытия, содержащего 5 % УДА. Данному покрытию соответствует и минимальный коэффициент трения. Классический, третий этап изменения коэффициента трения — разрушение покрытия и трение по подложке — у всех исследованных образцов после 22 м пути отсутствует.

Таким образом, исследования показали, что композиционные хромовые покрытия, сформированные методом ионно-лучевого распыления, отличаются достаточно хорошей износостойкостью. Важным показателем износостойкости является морфология поверхности износа в режиме установившегося трения. Большая часть поверхности износа покрытия, полученного распылением порошковой хромовой мишени с 1 % УДА, свободна от каких-либо следов воздействия индентора. В то же время на отдельных участках дорожек трения присутствуют довольно глубокие канавки, вероятно, являющиеся результатом внедрения отколовшихся частиц покрытия.

При введении в мишень для распыления УДА кроме прямого переноса алмазной фазы идет ча-

стичное ее разложение и образование карбидов хрома. Они располагаются по границам зерен и препятствуют выходу дислокаций на поверхность, одновременно повышая твердость покрытия. Увеличение алмазной фазы до 5 % позволяет образовать сетку практически по всей поверхности покрытия. Это полностью перекрывает возможность выхода дислокаций на поверхность. Процессы диффузионного переползания дислокаций из основы в покрытие по межфазным границам и процессы образования дислокаций роста не прекращаются при формировании покрытия. Образование дислокационных сеток дополнительно упрочняет покрытие. Это подтверждается данными микротвердости.

В покрытии с 5 % УДА  $H_{\mu} = 25\,900$  МПа. Однако кроме дислокационных процессов и образования сетки на значение микротвердости влияет степень измельчения структурных составляющих.

Для ионно-лучевых покрытий на основе хрома с добавкой 1 % частиц  $ZrO_2$  размером 50 нм в мишень для распыления характерен развитый рельеф поверхности (рис. 2). Наблюдается зеренная структура, причем размер зерен колеблется от 50 до 200 нм. После травления в смеси кислот ( $HNO_3$ ,  $HF$ ,  $HCl$ ) хорошо видим столбчатую структуру покрытия, причем она более плотная в верхних слоях и более рыхлая у основания.

Если сравнить покрытия, сформированные с добавкой 5 % частиц  $ZrO_2$  того же размера (50 нм), то здесь наблюдается более дисперсная структура, размер зерна уменьшается и становится более однородным (рис. 2). Размер зерна колеблется в пределах 20...30 нм. Съемка в характеристическом рентгеновском излучении свидетельствует о том, что  $ZrO_2$ , в основном, располагается по границам зерен.

Распыление мишеней с 5 %  $ZrO_2$  приводит к уменьшению размера зерна. Четко видно, что в обоих случаях диоксид циркония располагается, в основном, по границам зерен.

Измерения микротвердости покрытий показали: 17759 МПа — для мишеней с 1 %  $ZrO_2$  и 17800 МПа — для мишеней с 5 %  $ZrO_2$ .

Исследование поверхности методом атомно-силовой микроскопии проводили для образцов, сформированных из хромовых мишеней, содержащих  $ZrO_2$ , (рис. 2), а также из мишеней, содержащих добавки оксида алюминия (рис. 3).

Как показало проведенное исследование, однородную структуру с малым размером зерна дает распыление хромовой мишени с 5 %  $ZrO_2$ . Однородность структуры подтверждается изображением в режиме латеральных сил. Размер зерна колеблется от 60 до 100 нм (рис. 2).



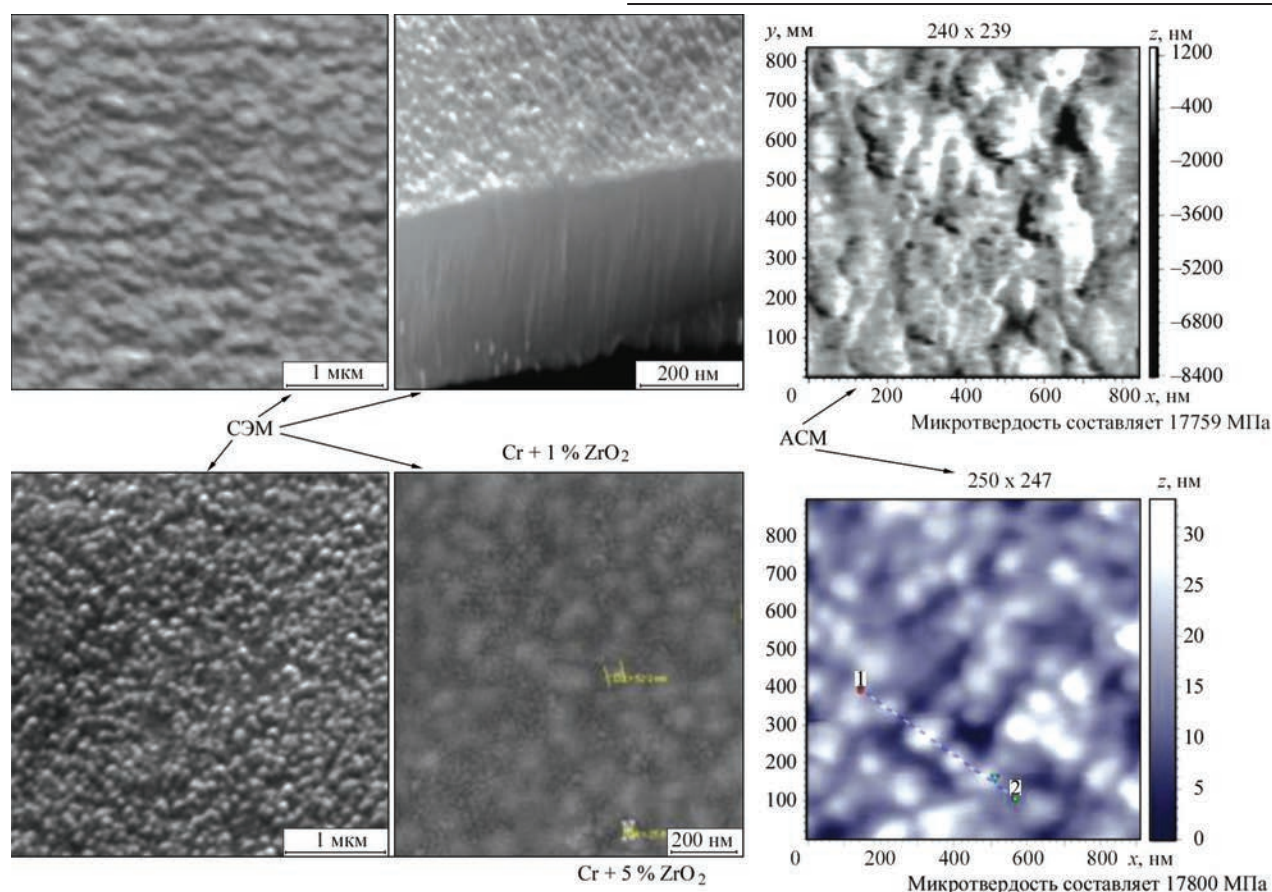


Рис. 2. Микроструктура ионно-лучевого покрытия на основе Cr с добавками 1 и 5 %  $ZrO_2$

Уменьшение содержания  $ZrO_2$  до 1 % приводит к увеличению зерна хромового покрытия. Размер зерен в покрытии из мишени с частицами  $ZrO_2$  размером 50 нм колеблется от 50 до 200 нм (рис. 2). При этом у него наибольшая неоднородность поверхности в режиме латеральных сил. В структуре поверхности присутствуют две фазы, причем одна из них делится на субзерна размером 40 нм. Зеренная структура для покрытия, сформированного с использованием хромовой мишени, содержащей 5 % частиц  $ZrO_2$  размером 50 нм, однородная, размер зерна колеблется в пределах 50...100 нм.

Полученные данные можно объяснить следующим образом. Размер зерна в хромовом ионно-лучевом покрытии зависит от плотности центров зародышеобразования при кристаллизации покрытия, к которым, в числе прочих, относятся и частицы  $ZrO_2$ .

Размерный диапазон частиц  $ZrO_2$  в количестве 5 % формирует оптимальные условия для формирования однородной наноразмерной структуры с размером зерна 60...100 нм. Содержание оксида  $ZrO_2$  1 % уже не обеспечивает достаточное количество центров зародышеобразования для формирования наноразмерного зерна в покрытии.

Исследование поверхности ионно-лучевого покрытия, сформированного распылением хромовой

мишени с добавкой 5 %  $Al_2O_3$ , показало, что она имеет зеренную структуру. Размер зерен колеблется от 50 до 70 нм. После травления в смеси кислот проявилось столбчатое строение покрытия.

При исследовании покрытия, сформированного с помощью мишени Cr + 5 %  $Al_2O_3$ , на поле  $4 \times 4$  мкм удается установить, что рельеф сформирован множеством углублений, шероховатость  $R_a$  составляет 9,1 нм. На поле  $2 \times 2$  мкм выявили, что поверхность сформирована углублениями диаметром 100...400 нм и отдельными выступами диаметром 100...200 нм. В режиме «Torsion» поверхность одного цвета, следовательно, она однофазная.

Добавление в хромовую мишень для распыления 5 %  $Al_2O_3$  позволяет повысить микротвердость покрытий до 29640 МПа. Для этих покрытий результаты микротвердости отличаются хорошей стабильностью.

Ионно-лучевые хромовые покрытия без добавок различных материалов в мишень для распыления имеют значения микротвердости порядка 7600 МПа. Введение оксидов алюминия в мишень для распыления позволяет сформировать на поверхности образцов покрытия, имеющие микротвердость почти в два-три раза выше.

Методом царапания определена адгезионная прочность титановых покрытий. Нормальная на-

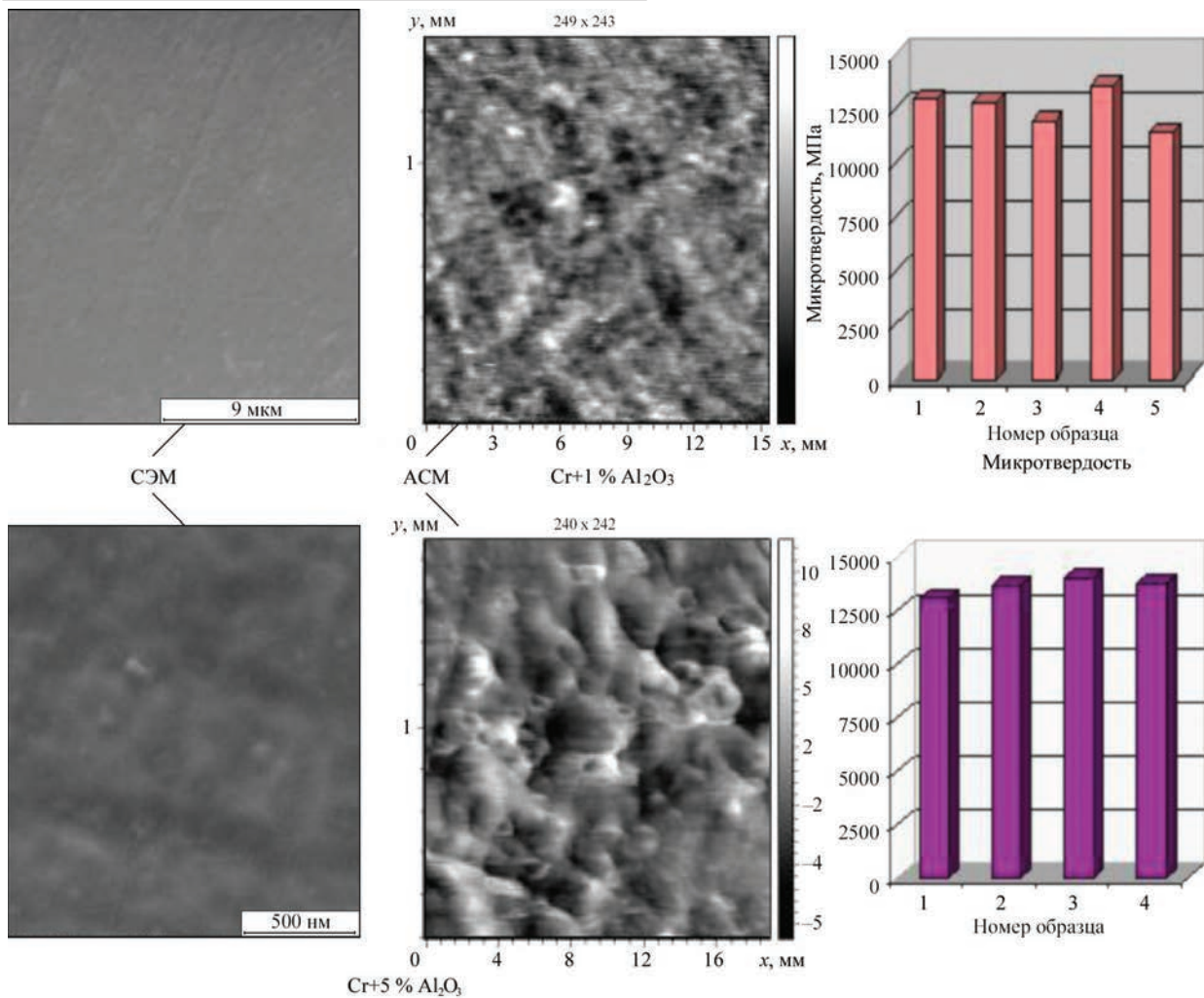


Рис. 3. Микроструктура и микротвердость ионно-лучевого покрытия на основе Cr с добавками 1 и 5 %  $\text{Al}_2\text{O}_3$

грузка на индентор в царапине возрастала от 0 до 90 Н, скорость движения индентора по поверхности составляла 5 и 10 мм/мин. Износостойкость оценивалась по величине износа, который определялся по площади лунки на профилограммах поперек дорожек трения. Наибольший износ зафиксирован у покрытий из мишени «Cr + 1 %  $\text{ZrO}_2$ » размером частиц 50 нм, для которого был установлен  $K_{\text{тр}} = 0,7$ . Высокое значение износа и  $K_{\text{тр}}$ , также как и низкое значение адгезионной прочности, объясняется разрушением покрытия. Наилучшие результаты были зафиксированы для покрытий, сформированных из мишени «Cr + 5 %  $\text{ZrO}_2$ » с размером частиц 50 нм, в данном случае  $K_{\text{тр}} = 0,17$ . Отсутствие ярко выраженных лунок износа для большинства покрытий свидетельствует об образовании в зоне трения перенесенных слоев.

Анализ фазовой структуры ионно-лучевых покрытий проводили методом дифракции обратного рассеянных электронов (ДОЭ или EBSD) с помощью приставки к сканирующему электронному микроскопу HKL. Принцип действия EBSD-анализа основан на формировании дифракционной картины, которая образуется в результате диф-

ракции отраженных электронов. Информация, заложенная в дифракционной картине, содержит данные о симметрии кристалла и его ориентации. Поскольку углы между плоскостями и осями зоны однозначно определены симметрией кристалла и параметрами его решетки, то информация, которая извлекается из дифракционной картины, используется для определения фаз, содержащихся в образце.

Результаты точечного рентгенофазового исследования ионно-лучевых покрытий представлены на рис. 4. Полосам Кикучи присвоены индексы Миллера в соответствии с кристаллическими плоскостями, которые их сформировали, а точки пересечения полос обозначены символами осей зоны. Структура покрытий исследовалась в нескольких точках (участках) покрытий.

На первом этапе происходит столкновение частиц из газовой фазы с поверхностью подложки, после чего частицы могут прочно закрепиться на подложке, либо через некоторое время испариться, либо упруго оттолкнуться от поверхности.

Согласно результатам рентгенофазового анализа, в процессе формирования ионно-лучевых по-

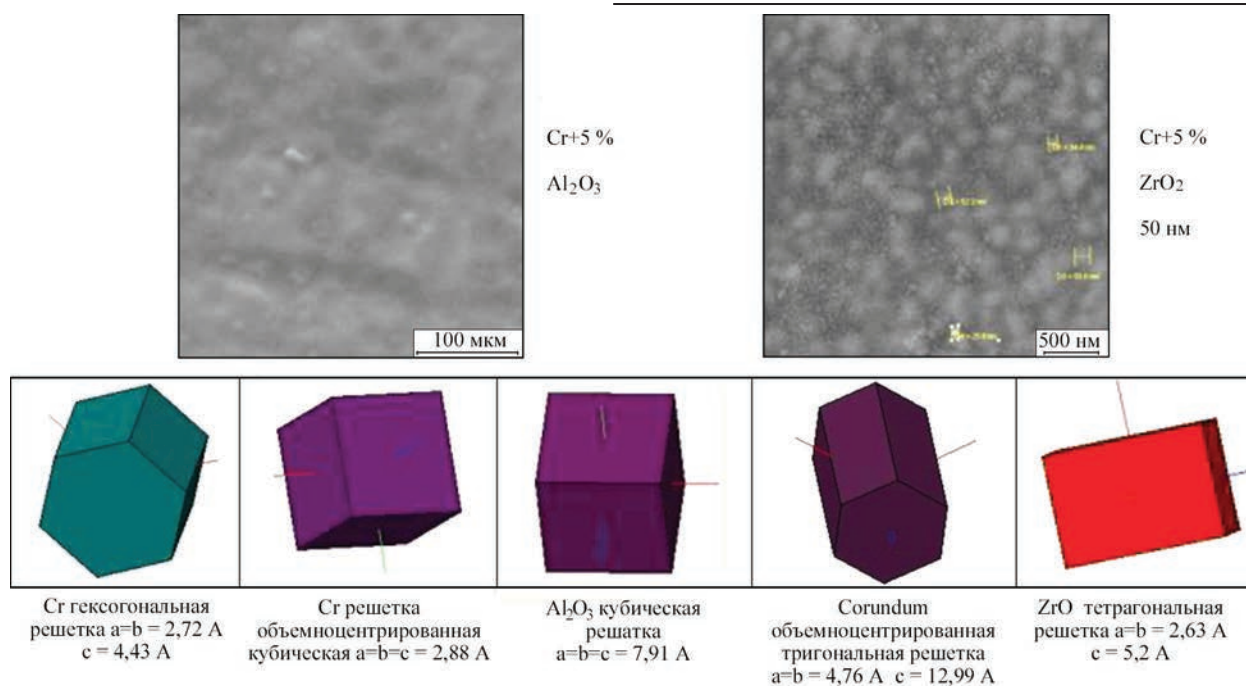


Рис. 4. Морфология поверхности ионно-лучевого покрытия на основе Cr с различными добавками (данные HKL)

крытий могут образовываться различные фазы как металла мишени, так и нанодисперсных добавок.

Так, например, при распылении мишеней с добавкой  $ZrO_2$  хром и титан могут образовывать гексагональную, кубическую или тетрагональную решетку.

Кристаллическая решетка  $ZrO_2$  в покрытии может быть ромбической и моноклинной.  $Al_2O_3$  образует гранецентрированную кубическую решетку или объемноцентрированную тригональную решетку, возможно образование и ромбической решетки.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о том, что в процессе ионно-лучевого распыления, независимо от состава и количества добавок хром образует три вида кристаллических решеток: кубическую, гексагональную и кубическую объемноцентрированную. Кроме того, установлено, что обычная кубическая решетка и объемноцентрированная кубическая решетка имеют разные межплоскостные расстояния — 0,288 нм для простой кубической и 0,459 нм для объемноцентрированной. Гексагональная решетка имеет  $a = b = 0,272$  нм,  $c = 0,443$  нм (рис. 4).

Использование метода EBSD позволило доказать, что в процессе ионно-лучевого распыления  $ZrO_2$  и  $Al_2O_3$  переносится из мишени на покрытия в виде кластерных кристаллических структур. Так,  $ZrO_2$  в покрытиях на основе хрома выявлен в виде трех кристаллических решеток: тетрагональной с межплоскостными расстояниями  $a = b = 0,363$  нм,  $c = 0,520$  нм и ромбической с аналогичными межплоскостными расстояниями.  $Al_2O_3$  в составе покрытия имеет три кристаллических решетки: гранецентрированную кубическую, ромби-

ческую и объемноцентрированную тригональную решетку, характерную для корунда (рис. 4).

Причины образования различных кристаллических фаз в процессе формирования ионно-лучевых покрытий требуют дальнейшего исследования.

### Выводы

Проведенные исследования позволяют сделать вывод, что методом модификации поверхности твердых тел, применяя способ нанесения покрытий ионно-лучевым распылением, возможно в широких пределах целенаправленно изменять поверхностные свойства конструкционных и инструментальных материалов.

Проведенные исследования ионно-лучевых покрытий на основе хрома с добавками ультрадисперсных алмазов позволили предложить концепцию механизма формирования данных покрытий. Исследование ионно-лучевых покрытий на основе хрома с добавками оксидов металлов подтверждают предложенный механизм. Остановимся кратко на основных стадиях формирования ионно-лучевых покрытий.

Процесс формирования тонких пленок независимо от метода переноса материала и его химического состава проходит в несколько стадий (рис. 5):

- зарождение частиц новой фазы;
- рост размера частиц без изменения их числа;
- образование островков и дальнейшее увеличение размеров островков;
- слияние островков в сплошную пленку.

На первом этапе происходит столкновение частиц из газовой фазы с поверхностью подложки,

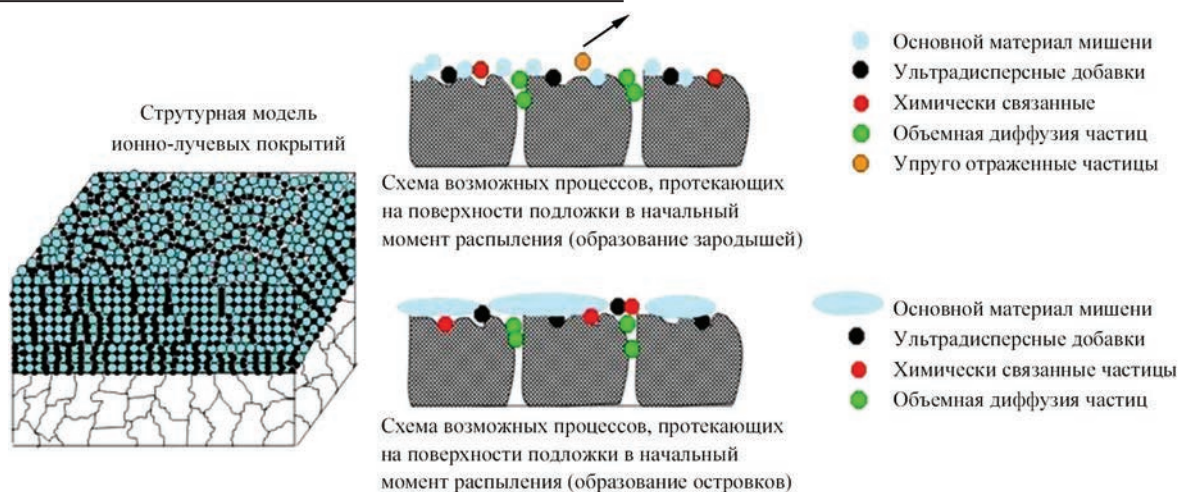


Рис. 5. Структурная модель ионно-лучевых покрытий, сформированных на основе хрома с добавками УДА,  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$

после чего частицы могут прочно закрепиться на подложке, либо через некоторое время испариться, либо упруго отразиться от поверхности.

Подложка перед формированием покрытия подвергается очистке ионным пучком, вследствие этого на ней появляются дефекты, которые и определяют поведение частиц, попавших на поверхность в процессе распыления. Это так называемые дислокационные трубки (области скопления дислокаций), располагающиеся, как правило, по границам зерен. Частицы распыленного материала, попавшие в такие трубки, проникают вглубь подложки, и в этом случае имеет место, так называемая, объемная диффузия. Часть частиц удерживается на подложке за счет поверхностных сил притяжения, часть частиц образует химическую связь с материалом покрытия. Часть частиц может упруго отражаться от поверхности основы.

Рост тонких пленок после образования зародышей может идти по трем возможным механизмам: послойный, островковый или смешанный.

Послойный рост — это последовательное заполнение подложки монокластерными слоями. Островковый рост происходит, если связь частиц в островках больше, чем с частицами соседних островков, что приводит к преимущественному росту островков вверх. Процессам послойного и островкового роста можно дать простую физическую интерпретацию.

В первом случае происходит полное смачивание поверхности. Присоединение частиц к боковым граням зародыша термодинамически предпочтительнее вплоть до полного заполнения первого слоя.

Во втором случае зародышу выгодно собраться в каплю. В процессе роста условия хорошего смачивания могут нарушаться, и тогда произойдет смена послойного режима на островковый.

После того, как островки, состоящие из двух-четырех адсорбированных частиц на по-

верхности покрытия, приближаются к химически связанным частицам и частицам, попавшим в дислокационные трубки, происходит их слияние и образование крупных островков. Следующим этапом является образование монослоя покрытия. В дальнейшем на этом слое начинают расти следующие слои. Установлено, что ионно-лучевые покрытия имеют смешанный режим роста. Это значит, что после какого-то начального времени распыления (10...20 с) связь между частицами в островках становится больше, чем между частицами соседних островков. В этом случае островки начинают расти вверх, и формируется столбчатая структура. Кроме того, сами столбчатые структурные составляющие имеют слоистость. Наличие столбчатой структуры может вызвать появление нанопористости покрытия.

Нанодисперсные частицы оксидов циркония и алюминия, введенные в хромовые мишени для распыления, адсорбируются на поверхности подложки. Нанодисперсные частицы оксидов препятствуют слиянию частиц хрома в крупные структурные составляющие, а это, в свою очередь, ведет к измельчению структуры покрытия. Часть нанодисперсных частиц располагается по дефектам кристаллов напыляемых материалов, часть — по границам зерен хрома. Проведенные исследования с использованием метода EBSD (дифракция обратно рассеянных электронов) показали, что в процессе формирования ионно-лучевых покрытий наблюдается полный перенос материала мишени в покрытие.

### Список литературы/References

- Ильющенко А. Ф., Андреев М. А., Маркова Л. В., Коледа В. В. (2010) Исследование влияния размера частиц  $ZrO_2$  в мишени для распыления на структуру ионно-лучевых покрытий на основе титана и хрома. Новые материалы и технологии: Порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка. *Материалы докладов 9-й Международной научно-технической конференции*, ГНПО ИМ НАН Беларуси, Минск, 2010, 29–30 сентября, сс. 204–207.

Пыльчак, А.Ф., Андреев, М.А., Маркова, Л.В., Коледа, В.В. (2010) Examination of influence of  $ZrO_2$  particles size in target for spray gun on structure of ion beam coatings based on titanium and chromium. In Proc. of 9th Int. Sci.-

Techn Conf. on New Materials and Technologies: Powder Metallurgy, Composite Materials, Protective Coatings, Welding (Minsk Belarus, 29-30 September 2010). Minsk SRPPMA, 204-207 [in Russian].

## СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗНОСОСТІЙКИХ ІОННО-ПРОМЕНЕВИХ ВАКУУМНИХ ПОКРИТТІВ

М. А. АНДРЕЄВ, Л. В. МАРКОВА

ДНУ «Інститут порошкової металургії». 220005, м. Мінськ, Республіка Білорусь, вул. Платонова, 41

В роботі досліджено структуру та властивості покриттів, сформованих методом іонно-променевого розпилення в вакуумі композиційних мішеней на основі хрому з добавками ультрадисперсних алмазів і нанодисперсних частинок  $Al_2O_3$  та  $ZrO_2$ . Показано, що метод іонно-променевого розпилення дозволяє переносити матеріал мішені на виріб у вигляді покриття зі збереженням складу і стехіометрії з'єднання. Розроблено структурну модель іонно-променевиx вакуумних покриттів на основі хрому з добавками ультрадисперсних алмазів,  $Al_2O_3$  і  $ZrO_2$ . Бібліогр. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* іонно-променеві вакуумні покриття, нанорозмірні частинки, структура, властивості

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF WEAR-RESISTANT ION-BEAM VACUUM COATINGS

M. A. ANDREEV, L. V. MARKOVA

SSI «Powder Metallurgy Institute» 41 Platonov Str., 220005, Minsk, Belarus

The work provides the investigations of structure and properties of coatings, formed by ion-beam spraying in vacuum of composite target based on chromium with addition of ultradisperse diamonds and nanodispersed particles of  $Al_2O_3$  and  $ZrO_2$ . It is shown that ion beam spraying allows transfer target material onto the product in form of coating keeping its composition and stoichiometry of the compound. Structural model of ion-beam vacuum coatings based on chromium with addition of ultradisperse diamonds  $Al_2O_3$  and  $ZrO_2$  was developed. Ref. 1, Figures 5.

*Keywords:* ion-beam vacuum coatings, nanosized particles, structure, properties

Поступила в редакцію 10.07.2018

## ЦЕНТР КОЛЛЕКТИВНОГО ПОЛЬЗОВАННЯ ПРИБОРАМИ ІЭС ім. Е.О. Патона

### Лаборатории центра:

- ◆ лаборатория мокрой химии;
- ◆ лаборатория спектрального анализа;
- ◆ лаборатория анализа газов в металлах;
- ◆ металлографическая лаборатория;
- ◆ лаборатория рентгеноструктурного анализа;
- ◆ лаборатория электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа;
- ◆ лаборатория анализа поверхности



JAMP-9500F (Japan) — электронный сканирующий микроскоп и Оже-спектрометр



Gleeble 3800 (DSI, USA) — высокотехнологический комплекс для имитации процессов сварки

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ, НАПЛАВКИ, ПРОТОТИПИРОВАНИЯ — РЕЗУЛЬТАТЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, К. С. ХРИПКО, В. А. МАТВЕЙЧУК

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)

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в течение многих десятилетий специализируется на разработке технологии и оборудования для электронно-лучевой сварки современных конструкционных сплавов. Разработанное в Институте электронно-лучевое оборудование позволяет решать задачи по соединению элементов сложных конструкций различных отраслей промышленности. Показаны примеры и технические возможности установок, наиболее востребованных промышленностью. Приведен ряд изделий, в производстве которых успешно применены как оборудование, так и новые технологические процессы, к которым относится восстановительный ремонт частей газотурбинных двигателей и технологии послыного производства изделий методом быстрого прототипирования. Библиогр. 7, рис. 15.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая сварка, оборудование, ремонт, 3D технологии

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в течение многих десятилетий специализируется на разработке технологии и оборудования для электронно-лучевой сварки современных конструкционных сплавов. Разработанное в Институте новое поколение электронно-лучевого оборудования позволяет решать задачи по соединению элементов сложных конструкций авиационной и космической промышленности, которые занимают лидирующее место по использованию легких и прочных сплавов цветных металлов.

Изучение физических процессов плавления металлов в вакууме началось в Институте в 1958 г., когда по инициативе академика Б. Е. Патона была создана первая установка для электронно-лучевой сварки (ЭЛС). Уже через год результаты работ ИЭС им. Е.О. Патона оказались востребованными промышленностью и, в первую очередь, при производстве реактивных двигателей. С ростом количества задач, выдвигаемых промышленностью, и их сложностью потребовались установки с различным объемом вакуумных камер, систем управления, мощностью высоковольтных источников питания и сварочных пушек.

Сегодня в ИЭС им. Е.О. Патона разрабатываются и изготавливаются установки, используемые для ЭЛС всевозможных изделий различных отраслей промышленности. Все эти установки условно можно разделить на несколько типов по габаритам сварочных камер, а соответственно, и по размерам свариваемых деталей: «малые» объемом 0,26...5,70 м<sup>3</sup> (рис. 1), «средние» объемом 19...42 м<sup>3</sup> (рис. 2) и «большие» объемом 80...100 м<sup>3</sup> (рис. 3). Институт разрабатывает и изготавливает сварочные камеры различных

вариантов размеров и соответствующих конфигураций вакуумной системы, а также конфигураций механизма перемещения электронно-лучевой пушки и свариваемой детали под конкретные за-



Рис. 1. Общий вид малогабаритной электронно-лучевой установки



Рис. 2. Внешний вид среднегабаритной установки с мобильной внутрикамерной сварочной пушкой и выкатным рабочим столом



Рис. 3. Электронно-лучевая установка с вакуумной камерой объемом 100 м<sup>3</sup>

дачи заказчика, а именно: размеры и форму свариваемых узлов, тип и расположение сварных соединений в узле. Более того, в последнем случае кроме самого оборудования разрабатывается и конкретная технология сварки таких узлов, т.е. заказчик приобретает сварочную установку вместе с технологией ЭЛС конкретного перечня изделий. Аналогичной технической идеологии придерживаются известные производители оборудования ЭЛС: Sciaky Inc. (USA), PTR Group (Germany) и Techmeta (France)[1].

В широко распространенных установках с объемом вакуумных камер 19...42 м<sup>3</sup> рабочий вакуум  $2 \cdot 10^4$  Торр с помощью современных средств откачки достигается за 18...20 мин. При необходимости возможна комплектация вакуумной си-

стемы, обеспечивающая за время менее 20 мин давление в камере менее  $5 \cdot 10^5$  Торр.

Типичная механическая конфигурация установки предусматривает подвижную внутрикамерную электронно-лучевую сварочную пушку, закрепленную на прецизионном механизме многоосного перемещения. Этот механизм обеспечивает управляемое ЧПУ линейное движение пушки вдоль трех декартовых координатных осей (вдоль камеры —  $X$ , поперек камеры —  $Y$  и вертикально —  $Z$ ), а также поворот пушки на угол  $0 - 90^\circ$  в плоскости  $Z-X$  (от вертикальной ориентации пушки до горизонтальной) [2].

Вращение свариваемой детали обычно обеспечивается за счет прецизионных сварочных манипуляторов с горизонтальной и вертикальной осями вращения. Наибольшую технологическую гибкость обеспечивает сварочный манипулятор с наклонной осью вращения. Он позволяет осуществлять наклон оси вращения планшайбы в диапазоне от  $30^\circ$  до  $+90^\circ$  (от вертикали), что обеспечивает электронно-лучевую сварку сложных концентрических секций авиационных двигателей или авиационных узлов с изменяющейся геометрией (рис. 4).

В зависимости от конкретного назначения (свариваемый материал и его толщина) рассматриваемые установки укомплектовываются новейшими высоковольтными инверторными сварочными источниками питания мощностью 15, 30, 60 и 120 кВт, работающими при фиксированном уско-

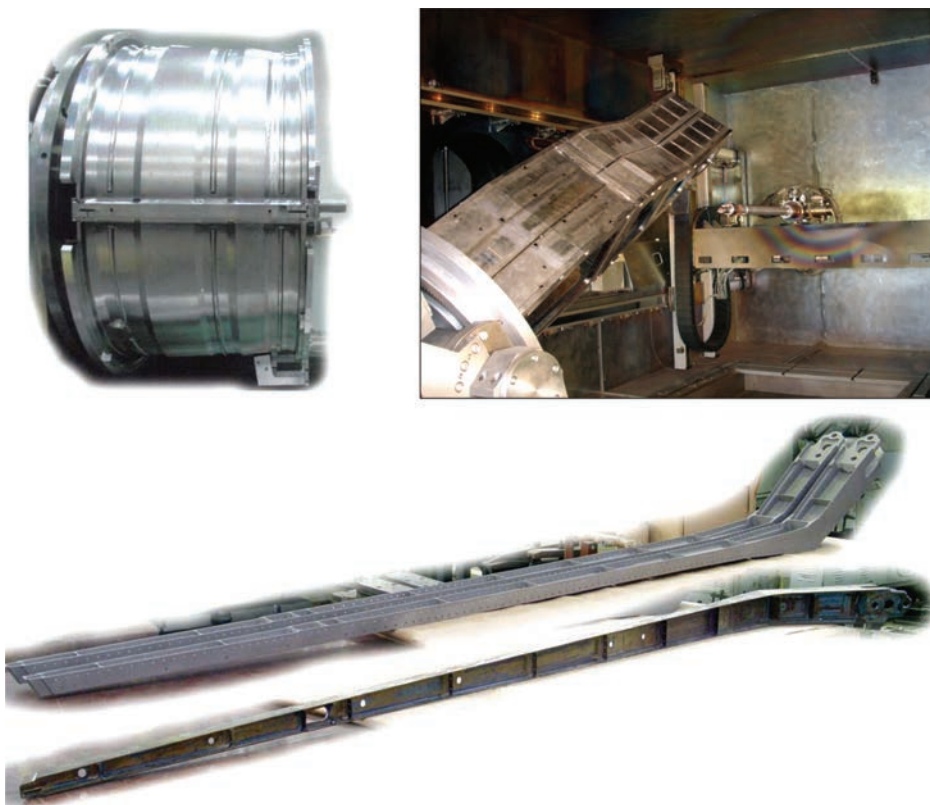


Рис. 4. Примеры авиационных узлов со сложной геометрией, изготовленных ЭЛС на установках средних и больших габаритов



Рис. 5. Внешний вид инверторного высоковольтного источника питания

ряющем напряжении 60 и 120 кВ [3]. Основой силовой части источников питания является высоковольтный инверторный энергоблок, например, отечественный фирмы «Торсион» (г. Харьков) или компаний Guth (Германия) и Technics (Франция). Сварочный источник разработан таким образом, что представляет собой фактически отдельный самодостаточный аппаратный комплекс, все взаимодействие с которым осуществляется через промышленный интерфейс (шина CAN). При этом связь с «внешним миром» осуществляют соответствующие микроконтроллерные блоки, подсоединенные к шине CAN и предназначенные для управления и диагностики всех каналов сварочного источника.

Сварочный источник достаточно компактный по габаритам и при мощности до 30 кВт обычно помещается в один силовой шкаф (рис. 5). В случае большей мощности сварочный источник разбивается на две части и занимает два шкафа.

Вместе с высоковольтным сварочным источником питания все электронно-лучевые установки Института комплектуются неразрывно интегрированной в этот источник системой вторично-эмиссионной электронной визуализации «РАСТР-6». Такая интеграция обусловлена тем, что само функционирование этой системы непосредственно связано с формированием пучка облучающих наблюдаемое изделие электронов. Блок-схема классической системы «РАСТР-6» представлена на рис. 6 [4].

Приблизительно 3 раза в секунду по специальному командному импульсу блоки задания и усиления системы «РАСТР-6» формируют на заданное краткое время соответственно строчный и кадровый сигналы растровой развертки, подаваемые в отклоняющую катушку сварочной пушки. Далее на основании генерируемого системой «РАСТР-6» модуляционного сигнала микроконтроллер канала тока сварки сварочного источника питания, действуя согласно специальному алгоритму, выключает текущий ток сварки и формирует кратковременный маломощный импульс тока. В результате подобного взаимодействия двух подсистем установки (ее сварочного источника питания и системы «РАСТР-6») лицевая поверхность свариваемой детали облучается сфокусированным электронным растром. При проходе вдоль строк раstra «зондирующего» электронного пучка в месте точечной бомбардировки поверхности детали его электронами («первичными») эмитируются вторичные электроны. Мощность электронного пучка выбирается достаточной в данных конкретных условиях, например, в зависимости от расстояния сварочной пушки до детали для формирования необходимого уровня такого вторично-эмиссионного излучения. Этот кратковременный импульс вторичных электронов улавливается специальным пассивным датчиком (рис. 7, а), обычно расположенным в торце сварочной пушки, и который может иметь различное конструктивное исполнение. Непосредственно вблизи от

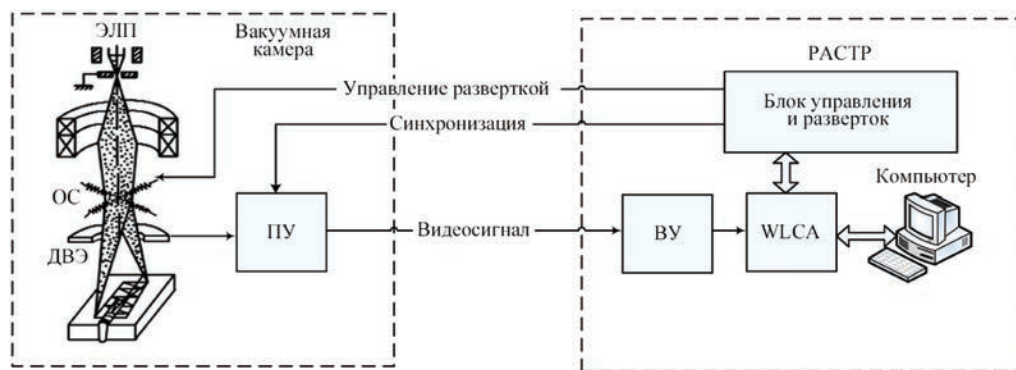


Рис. 6. Блок-схема классической системы «РАСТР-6»: ЭЛП — электронно-лучевая (сварочная) пушка; ОС — отклоняющая система пушки; ДВЭ — датчик вторичных электронов; ПУ — предварительный усилитель; ВУ — видеоусилитель; WLCA — специализированная компьютерная плата визуализации



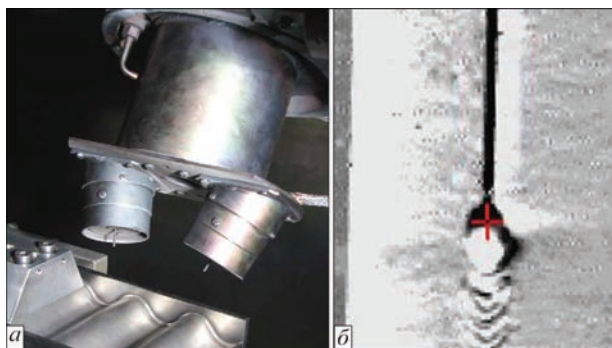


Рис. 7. Датчик вторичных электронов системы «РАСТР-6» (а) и формируемое ею изображение зоны сварки (б)

этого датчика расположен компактный блок предварительного усилителя, который формирует и усиливает полезный сигнал, напряжение которого пропорционально снимаемому с датчика токовому сигналу. Этот уже усиленный сигнал по экранированной коаксиальной линии выводится из сварочной камеры и поступает в основной видеосигнальный усилитель системы. В итоге сигнал оцифровывается специализированной компьютерной платой WLCA и выдается на интерфейс оператора в виде изображения (рис. 7, б), используемого как для визуального наблюдения и ручного наведения на свариваемый стык, так и для работы специальных программных алгоритмов, помогающих пользователю (оператору-сварщику) в составлении новых программ сварки и воспроизведении уже существующих программ при сварке повторяющихся типовых деталей. Система позволяет формировать достаточно устойчивое изображение зоны сварки как перед началом сварки и после ее завершения, так и непосредственно во время выполнения самой сварки.

Установки для ЭЛС, разрабатываемые и выпускаемые нашим Институтом, имеют современную систему управления. Часть оборудования, от которой непосредственно зависит процесс сварки, находится под непрерывным программным управлением.

Используется концепция высокоуровневого программного управления, при которой взаимодействие пользователя с оборудованием осуществляется исключительно через Windows-ориентированный графический интерфейс (GUI). Работа с интерфейсом осуществляется с помощью стандартных средств: клавиатуры и манипулятора типа мышки. Интерфейс интуитивно понятен и не требует специальной квалификации, как при «низкоуровневом» машинном программировании. Каждую из подсистем установки обслуживает соответствующий оконный графический инструментальный с проверками вводимых данных и блокировками для обеспечения безопасности пользователя и оборудования.

Иерархически система управления разбита на два программно-аппаратных уровня: верхний и нижний. К верхнему уровню относятся все средства общения с пользователем, включая графический интерфейс, средства составления и хранения программ сварки, сбора и хранения диагностических данных, администрирования и т.д. Нижний уровень занимается непосредственным исполнением всех процедур по командам с верхнего уровня.

В настоящее время мы используем две базовые конфигурации системы программного управления установками для ЭЛС. Первая предусматривает использование полной промышленной системы Sinumeric 840D фирмы Siemens, а вторая – «урезанной» промышленной системы Synamics S120 той же фирмы.

В случае использования системы Sinumeric 840 основная программа установлена на штатном промышленном компьютере верхнего уровня Sinumerik PCU-50. Верхний уровень напрямую взаимодействует с элементами нижнего уровня: станочным пультом MCP, основным модулем NCU и соединительным модулем Basic PN, к которому подключен пульт управления ручным перемещением пушки или детали.

Кроме того, верхний уровень взаимодействует с компьютером системы «РАСТР». В результате программа верхнего уровня (на PCU-50) может отображать вторично-эмиссионное изображение поверхности свариваемой детали, формируемое системой «РАСТР».

Сварочное перемещение находится под полным контролем ЧПУ как в режиме ручного перемещения, так и при автоматической сварке. В последнем случае текстовый скрипт подготовленной программы сварки транслируется с верхнего уровня в NCU, где ЧПУ по собственным алгоритмам производит расчет траектории, интерполяции, скоростей и ускорений по каждой из участвующих осей. При автоматической сварке ЧПУ обеспечивает полную синхронизацию всех осей как механических, так и виртуальных, в качестве которых используются каналы токов сварки и фокусировки, а также технологической развертки электронного пучка.

Использование средств числового программного управления для технологического процесса ЭЛС позволило решать сложные задачи по соединению различных конструкций ответственного назначения. Существующие возможности прецизионного управления траекторией движения электронного пучка при сварке за счет его механического перемещения или за счет его электромагнитного отклонения, а также возможности управления мощностью электронного пучка

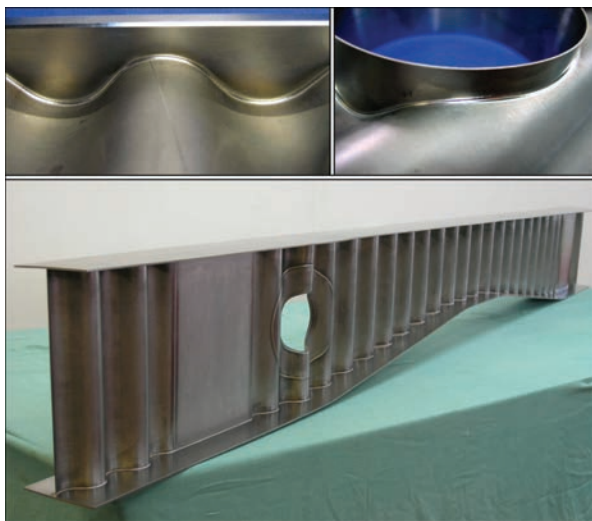


Рис. 8. Внешний вид сварных тонколистовых авиационных конструкций из титановых сплавов

и формой распределения этой мощности в пространстве привели к существенному расширению технологических возможностей ЭЛС и к кардинальному улучшению повторяемости процесса сварки серийных деталей на предварительно запрограммированном сварочном режиме. На рис. 8, 9 приведены примеры реализации разработанной системы управления при выполнении ЭЛС сложных изделий.

На наших установках успешно выполняется восстановительный ремонт дорогостоящих частей газотурбинных двигателей [5].

Так, при эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей одной из основных причин их досрочной замены является повреждение титановых лопаток вентилятора и компрессора в результате попадания в двигатель посторонних предметов. Обычно эксплуатация двигателя допускается при незначительных дефектах входной и выходной кромок пера лопатки без надрывов. Часть дефектов допускается ремонтировать непосредственно на двигателе. Так, например, зачищают приподнятости материала у забоин, погнутости лопаток устраняют правкой. Исправленные места затем полируют. Иногда допускается устранение забоин за счет плавного скругления кромки радиусом 10...12 мм. Исправление местных поврежденных лопаток, превышающих допустимые нормы, уже требует демонтажа поврежденной лопатки и ремонта в производственных условиях. Обычно ремонт заключается в механическом удалении дефектной области до границ заведомо неповрежденного металла лопатки с последующим прикреплением (сварка, пайка) вместо нее вкладыша из того же металла соответствующего размера и с технологическим припуском по толщине для получения нужного профиля лопатки последующей механической обработкой. Для реализации технологии ремонта с помощью электронно-луче-



Рис. 9. Внешний вид сварных толстолистовых авиационных конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов

вой сварки была разработана схема сварного соединения ремонтного вкладыша и пера лопатки, независимо от того, точечный это или протяженный дефект. Соединение выполняется однопроходной ЭЛС, а плавный переход от поверхности вкладыша к основному металлу обеспечивается как за счет умеренной концентрации электронного пучка, так и за счет достаточного количества дополнительного металла — благодаря примененной конструкции сварного соединения с нависающим буртиком. Это позволяет получить плавный переход металла от вставки к поверхностям пера лопатки как в местах с достаточно большой толщиной пера, так и в самых тонких местах, прилегающих к самой кромке пера.

Отработана технология ремонта трех типов дефектов пера лопатки: «точечного» повреждения угла лопатки, «точечного» повреждения кромки основной части пера лопатки и протяженных локальных дефектов кромки, начинающихся от угла лопатки.

Ремонт обоих типов «точечных» дефектов осуществляется с использованием цилиндрических вкладышей различных диаметров, зависящих от размеров дефекта кромки пера. Работы проводились вначале на образцах, имитирующих реальные изделия. Затем технология была успешно опробована на опытных партиях дефектных лопаток, предоставленных ГП ЛРЗ «Мотор» и ГП «Ивченко-Прогресс» (рис. 10, 11).

Кроме ремонта локальных дефектов лопаток, не менее важной задачей является замена отдельных элементов неразъемно собранных узлов газотурбинного двигателя. Направляющие аппараты с 3-й по 8-ю ступень статора компрессора высокого давления газотурбинного двигателя состоят из полуколец с набором впаянных в них консольных лопаток. Лопатки с 3-й по 6-ю ступень изготовлены из сплава ЭП-866 (15X16K5H2MФАБ-ш), а лопатки 7-й, 8-й ступеней — из сплава ЭП-718-ИД



Рис. 10. Примеры отремонтированных электронным пучком вентиляторных лопаток

(ХН45МВТЮБР-ИД); рабочая температура узлов составляет 300...500 °С.

При эксплуатации таких двигателей также имеют место случаи появления забоин и трещин на лопатках, а также их отрыва по причине локального непропая их со стенкой полукольца. Для этого случая предложена следующая схема ремонта. Дефектную лопатку удаляют фрезерованием из полукольца до самой его стенки, включая и весь удерживающий ранее лопатку припой, а на ее место подбирают неповрежденную лопатку-донор. Иными словами в полукольце делается полностью очищенная площадка для установки лопатки-донора. Очевидно, что повторить исходный процесс пайки невозможно, не затронув соседние, еще годные лопатки. Поэтому необходим способ крепления с локальным и концентрированным температурным воздействием на весь собранный узел.

Способ ЭЛС идеально подходит в данном случае, позволяя получить надежное сварное соединение достаточной глубины при сравнительно небольшом тепловложении в свариваемое изделие.

Была разработана схема сварного соединения лопатки-донора со стенкой полукольца направля-



Рис. 11. Общий вид сварного соединения ремонтного участка лопатки

ющего аппарата. Соединение лопатки со стенкой выполняется двусторонней ЭЛС с промежуточным переворотом изделия на 180°. Конструктивной прочности двух подобных швов вполне достаточно для надежного крепления лопатки, не уступающего соседним — паянным.

Для улучшения формирования шва и уменьшения общего тепловложения применен импульсный режим ЭЛС, что позволило получать качественные соединения деталей при локальных зазорах в стыке до 0,1 мм. Затем подобранные режимы ЭЛС были скорректированы уже на реальных соединениях лопаток с полукольцом направляющего аппарата. На рис. 12 приведена схема сборки лопатки-донора с полукольцом и макрошлиф получаемых соединений.

Технология успешно опробована при ремонте партии реальных полуколец направляющих аппаратов различных ступеней статора компрессора высокого давления.

Разрабатываемое в Институте электронно-лучевое оборудование и технологии открывают новые возможности для изготовления методом быстрого прототипирования деталей заданной формы и структуры с заранее прогнозируемыми свойствами [6].

Создаваемые технологии и оборудование изначально ориентированы на потребности отечественных предприятий. Для производства предпо-

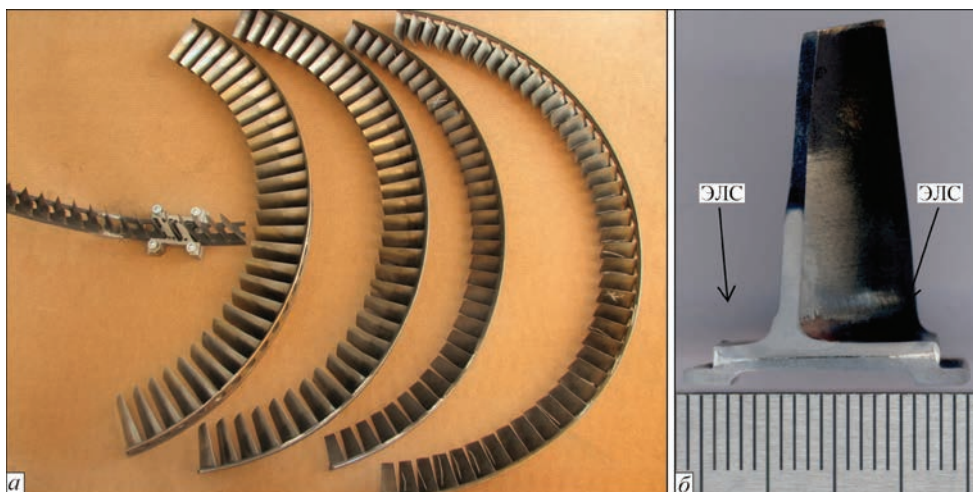


Рис. 12. Схема сборки лопатки-донора с полукольцом (а) и макрошлиф сварного соединения (б) направляющего аппарата статора компрессора высокого давления

лагается применять необходимое производителю недорогое отечественное сырье. Этот подход обеспечит возможность изготовления деталей и узлов методом быстрого прототипирования, исходя из нужд потребителя и в тесном контакте с ним. Разрабатываемые технологии позволяют снизить сроки внедрения новых видов продукции, расширить ее ассортимент, а также создавать принципиально новые виды изделий с заранее прогнозируемыми свойствами, производство которых невозможно без применения методов 3D печати.

Поскольку установок отечественной разработки для 3D печати пока не существует, в Институте стартовал проект по созданию уникального для Украины оборудования и программного обеспечения к нему для реализации аддитивного электронно-лучевого производства, свободного от импортного сырья, ориентированного на внедрение на предприятиях авиакосмической промышленности и турбиностроения: ГП НПКГ «Зоря»-Машпроект», ЛРЗ «Мотор», АО «Мотор-Сич» и ГП КБ «Южное» [7].

Оборудование создается на основе установки для электронно-лучевой сварки типа СВ-212М. Предусматривается модернизация вакуумной камеры, разработка систем управления приводами перемещения стола по вертикали и узла распределения порошка в камере, а также разработка соответствующего программного обеспечения для осуществления аддитивного производства.

Схема установки и ее промышленный образец представлены на рис. 13. Процесс электронно-лучевой наплавки проходит в вакуумной камере 1 при вакууме менее  $1 \cdot 10^{-4}$  Торр. Металлический порошок насыпью подается на рабочий стол 4 из бункеров 3. Рейка 5, перемещаясь вдоль стола 4, формирует на поверхности паллеты 7 слой порошка заданной толщины. В начальном положении паллета находится вверху шахты 6. Сфокусированный пучок электронов, сформированный электронно-лучевой пушкой 2, оплавляет поверхность порошка по заданной траектории. Таким образом, в соответствии с алгоритмом, формируются контуры изделия 8 и его слой. Далее паллета 6 опускается на заданную величину и наносится следующий слой порошка. Процесс повторяется и изделие наращивается слой за слоем. В конце производственного цикла деталь извлекается из вакуумной камеры, очищается от нерасплавленного порошка 9 и механически обрабатывается.

Технология послойного электронно-лучевого сплавления металлов в вакууме с применением порошковых материалов позволяет создавать плотные металлические изделия заданной формы с высокой геометрической точностью. Габаритные размеры изделий составляют  $250 \times 250 \times 250$  мм, а производительность электронно-лучевой наплав-

ки по технологии ЕВМ не превышает 0,3 кг металлического порошка в час.

Вторым исследуемым процессом электронно-лучевого плавления металлов является процесс плавления металлической проволоки в вакууме с образованием последовательных слоев (DM). Для разогрева и плавления проволоки используется электронный пучок требуемой мощности. Схема процесса DM приведена на рис. 14.

Наплавка проходит в вакуумной камере. Присадочная проволока подается в зону действия пучка электронов, где нагревается и расплавляется. Электронно-лучевая пушка и/или подложка, на которой формируется изделие, перемещаются, формируя слой наплавленного металла. Изделие строится по цифровой модели. Данные САД-программы преобразуются в код ЧПУ. Деталь формируется послойно — каждый последующий слой металла наплавляется на предыдущий, и так слой за слоем, пока изделие не достигнет заданной

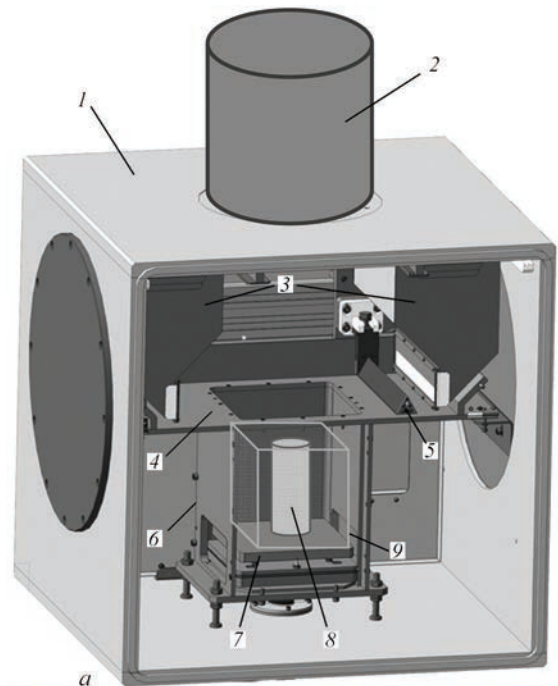


Рис. 13. Схема (а) и промышленный образец (б) установки для аддитивного производства с применением металлических порошковых материалов (обозначения см. в тексте)

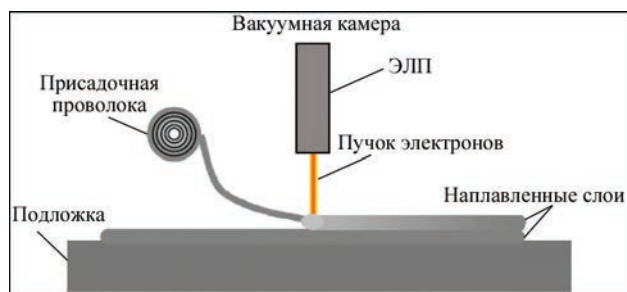


Рис.14. Схема послойного электронно-лучевого плавления присадочной проволоки

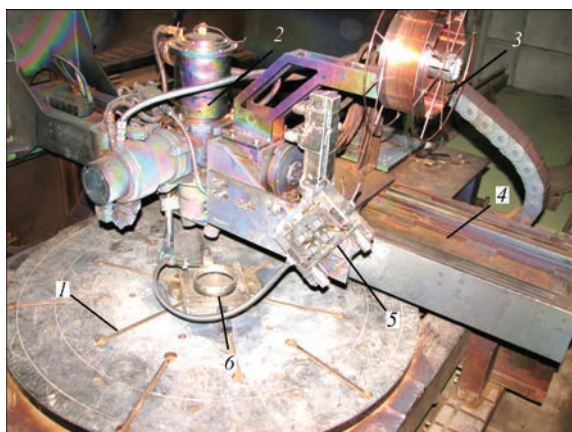


Рис.15. Расположение оборудования для наплавки проволокой в вакуумной камере: 1 — вращатель; 2 — электронно-лучевая пушка (ЭЛП) типа ЭЛА-60, 3 — катушка со сварочной проволокой; 4 — многокоординатный модуль перемещения ЭЛП; 5 — механизм подачи присадочной проволоки; 6 — изделие

формы. После чего оно подвергается термической и механической обработке.

Производительность электронно-лучевой наплавки по технологии DM варьируется от 3 до 9 кг металла в час в зависимости от выбранного материала и характеристик изделия, что делает его самым быстрым процессом аддитивного производства.

На базе оборудования для электронно-лучевой сварки типа KL-209 создана лабораторная установка для реализации аддитивного процесса DM. Вакуумная камера установки приведена на рис. 15. На вращателе находится изделие, полученное по технологии DM.

На лабораторном оборудовании получено удовлетворительное формирование круглых и прямоугольных образцов, из которых есть возможность составлять сложные геометрические формы в виде комбинации тел вращения и прямоугольников. Толщина стенок образцов варьировалась от 6 до 10 мм при использовании четырех типов проволок.

Наш Институт находится в процессе непрерывного совершенствования как системы управления

оборудованием для ЭЛС, так и функциональности разрабатываемого оборудования, с учетом эволюции аппаратной и элементной базы, а также накопленного многолетнего опыта разработки технологии и оборудования для ЭЛС разнообразных материалов с различными толщинами.

В заключение можно сказать, что представленная выше информация по изготовлению установок для электронно-лучевой сварки узлов и деталей по разработанным в ИЭС им. Е.О. Патона технологиям, а также сами установки нашли применение как в отечественной промышленности, так и за рубежом и являются значимым достижением специалистов Института.

### Литература

1. Hamm R. W. (2008) Reviews of Accelerator Science and Technology. *Industrial Accelerators*, 1, 163-184.
2. Патон Б. Е., Назаренко О. К., Нестеренков В. М. и др. (2004) Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия. *Автоматическая сварка*, 5, 3-7.
3. Назаренко О. К., Кайдалов А. А., Ковбасенко С. Н., Бондарев А. А. (1987) *Электронно-лучевая сварка*; Б. Е. Патон (ред.). Киев, Наукова думка.
4. Матвейчук В. А. (2016) Системы визуализации процессов сварки в режиме реального времени с помехозащитным каналом передачи сигнала вторичной электронной эмиссии. *Автоматическая сварка*, 5-6, 64-68.
5. Нестеренков В. М., Орса Ю. В., Хрипко К. С., Гусев Ю. В. (2017) Восстановительный ремонт элементов и узлов газотурбинных двигателей. *Там же*, 11, 19-24.
6. Нестеренков В. М., Матвейчук В. А., Русыник М. О. (2018) Получение промышленных изделий с применением электронно-лучевых технологий для 3D печати. *Там же*, 1, 34-39.
7. 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 ВТ1-0. *Там же*, 3, 5-10.

### References

1. Hamm, R.W. (2008) Reviews of accelerator science and technology. *Industrial Accelerators*, 1, 163-184.
2. Paton, B.E., Nazarenko, O.K., Nesterenkov, V.M. et al. (2004) Computer control of electron beam welding with multi-coordinate displacements of the gun and workpiece. *The Paton Welding J.*, 5, 2-5.
3. Nazarenko, O.K., Kaydalov, A.A., Kovbasenko, S.N., Bondarev, A.A. (1987) *Electron beam welding*. Ed. by B.E. Paton. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Matvejchuk, V.A. (2016) Systems for visualization of welding processes in real-time mode using noise-proof channel for transfer of secondary electron emission signal. *The Paton Welding J.*, 5-6, 59-62.
5. Nesterenkov, V.M., Orsa, Yu.V., Khripko, K.S., Gusev, Yu.V. (2017) Restoration repair of elements and units of gas turbine engines. *Ibid.*, 11, 13-17.
6. Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O. (2018) Manufacture of industrial products using electron beam technologies for 3D-printing. *Ibid.*, 1, 24-28.
7. Nesterenkov, V.M., Matvejchuk, V.A., Rusynik, M.O., Ovchinnikov, A.V. (2017) Application of additive electron beam technologies for manufacture of parts of VT1-0 titanium alloy powders. *Ibid.*, 3, 2-6.

## ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ТЕХНОЛОГІЇ ЗВАРЮВАННЯ, НАПЛАВЛЕННЯ, ПРОТОТИПУВАННЯ — РЕЗУЛЬТАТИ І ПЕРСПЕКТИВИ

**В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, К. С. ХРИПКО, В. А. МАТВІЙЧУК**

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

Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України протягом багатьох десятиліть спеціалізується на розробці технологій та обладнання для електронно-променевого зварювання сучасних конструкційних сплавів. Розроблене в Інституті електронно-променево обладнання дозволяє вирішувати завдання по з'єднанню елементів складних конструкцій різних галузей промисловості. Показано приклади і технічні можливості установок, найбільш затребуваних промисловістю. Наведено ряд виробів, у виробництві яких успішно застосовано як обладнання, так і нові технологічні процеси, до яких відноситься відновлювальний ремонт частин газотурбінних двигунів і технології пошарового виробництва виробів методом швидкого прототипування. Бібл. 7, рис. 15.

*Ключові слова: електронно-променево зварювання, обладнання, ремонт, 3D технології*

## ELECTRON BEAM TECHNOLOGIES OF WELDING, SURFACING, PROTOTYPING. RESULTS AND PROSPECTS

**V.M. NESTERENKOV, K.S. KHRIPKO, V.A. MATVICHUK**

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

For many decades the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine has been specializing in the development of technology and equipment for electron beam welding of modern structural alloys. The electron beam equipment developed at the Institute allows solving problems of joining the elements of complex structures of different branches of industry. The examples and technical capabilities of the installations, mostly demanded by industry, are shown. A number of products are given, in the production of which both equipment and new technological processes were successfully applied, which include restoration repair of parts of gas turbine engines and the technologies of layer-by-layer manufacturing of products using the method of rapid prototyping.

*Keywords: electron beam welding, equipment, repair, 3D technologies*

Поступила в редакцію 10.09.2018



## ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ ТИТАНА В УКРАИНЕ

С. В. АХОНИН

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)

Проведен анализ основных тенденций развития специальной электрометаллургии титана в Украине, которая является одной из пяти стран мира, имеющей полный цикл производства титана: от добычи титаносодержащих руд, их обогащения и производства губчатого титана до выплавки слитков титановых сплавов и производства практически полного спектра титановых полуфабрикатов. Metallургический передел губчатого титана в слитки в Украине основан на технологии электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, которая находит широкое применение в мире при выплавке слитков-слябов. Данная технология обеспечивает гарантированное удаление тугоплавких включений и дает возможность получать слитки различного поперечного сечения за один переплав из шихтовых материалов низкой стоимости, что обеспечивает высокие технико-экономические показатели процесса плавки. На предприятиях Украины из слитков титановых сплавов, полученных методом электронно-лучевой плавки, организовано производство полуфабрикатов титановых сплавов: отливок, поковок, прутков, горячекатаных и холоднокатаных труб, механические свойства которых соответствуют требованиям стандартов. В настоящее время в Украине организовано конкурентоспособное на мировых рынках производство высококачественных слитков и слитков-слябов титана и сплавов на его основе, которое имеет большие перспективы для дальнейшего развития. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 10.

*Ключевые слова:* титан, электронно-лучевая плавка, слиток, качество, тугоплавкие включения

Титан и сплавы на его основе являются уникальными конструкционными материалами, которые позволяют существенно повысить эксплуатационные характеристики новой техники. Благодаря высокой удельной прочности и хорошей коррозионной стойкости они нашли широкое применение в ракетно- и самолетостроении, энергетическом и химическом машиностроении, судостроении и производстве медицинской техники, в том числе эндопротезов и имплантов.

Украина является одной из пяти стран мира, которые имеют полный цикл производства титана: от добычи титаносодержащих руд, их обогащения и производства губчатого титана до выплавки слитков титановых сплавов и производства практически полного спектра титановых полуфабрикатов: отливок, поковок, прутков, труб и проволоки.

Основные месторождения титаносодержащих руд сосредоточены в Днепропетровской и Житомирской областях. Их обогащение осуществляют на Вольногорском горно-металлургическом комбинате и Иршанском ГОКе, соответственно. Эти комбинаты не только полностью обеспечивают сырьем украинских производителей губчатого титана и пигментного диоксида титана, но и поставляют титановые концентраты на экспорт.

Производство губчатого титана в Украине на Запорожском титаномагниеком комбинате основывается на технологии плавки ильменитовых концентратов в рудно-термических печах с получением титановых шлаков с содержанием  $TiO_2$

как в рутиловых концентратах, причем стоимость таких шлаков приблизительно в 1,5 раза ниже стоимости рутила. После хлорирования шлаков в солевых хлораторах восстановлением тетрахлорида титана магнием получают губчатый титан. В настоящее время на ЗТМК освоено производство блоков губчатого титана массой 0,7 и 3,8 т за цикл и выплавка слитков титана на электронно-лучевой установке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона.

Хотя технология вакуумно-дугового переплава (ВДП) титана является традиционным и наиболее распространенным в промышленности способом получения слитков титана и сплавов на его основе, в последние годы все большее применение в металлургии титана находит технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛП). Последняя отличается рядом преимуществ по сравнению с традиционным способом получения слитков — вакуумно-дуговым переплавом:

- полное исключение из технологического цикла операции прессования расходуемого электрода, которая требует специального прессового оборудования большой мощности, либо специализированного сварочного оборудования;

- возможность производства слитков не только круглого, но и слитков-слябов прямоугольного сечения, используемых в качестве заготовки для производства листового проката;

- гарантированное удаление тугоплавких неметаллических включений в промежуточной емкости, повышение за счет этого качества металла слитков;

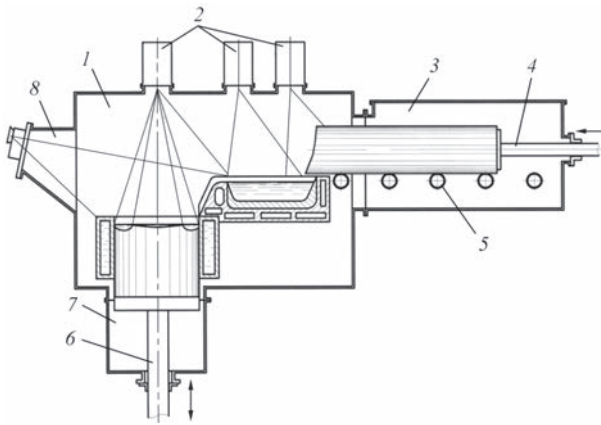


Рис. 1. Схема установки: 1 — камера плавки; 2 — электронные пушки; 3 — камера заготовки; 4 — механизм подачи заготовки; 5 — рольганг; 6 — механизм вытягивания слитка; 7 — камера слитка; 8 — смотровая система

- получение структурно- и химически однородных слитков с равноосной структурой;
- увеличение выхода годного металла за счет сокращения количества переплавов (один вместо двух-трех).

Процесс ЭЛП осуществляется в высоком вакууме в камере электронно-лучевой установки (давление остаточных газов в камере плавки поддерживают в диапазоне 0,01...1,00 Па) и заключается в последовательном расплавлении исходной шихты в промежуточную емкость под действием нагрева электронными лучами, рафинировании расплава в промежуточной емкости и его сливе в медный водоохлаждаемый проходной кристаллизатор, где происходит формирование слитка (рис. 1).

В настоящее время в промышленной эксплуатации в Китае, США, Японии и Украине находится 32 электронно-лучевых установки мегаваттного класса, еще три — в стадии строительства. По одной электронно-лучевой установке мегаваттного класса для выплавки слитков титана имеется в Германии и Казахстане. Такое широкое применение технологии ЭЛП обусловлено как хорошим качеством получаемого металла, так и высокими технико-экономическими показателями процесса, особенно при выплавке слитков-слябов прямоугольного сечения. Использование слитков-слябов позволяет исключить из технологической цепочки получения титанового проката капиталоемкую и энергозатратную операцию перековывания цилиндрических слитков на слябы. Механические свойства горячекатаного листа, полученного из слитков-слябов титана, целиком отвечают требованиям отечественных и зарубежных стандартов.

Важной проблемой при производстве титановых слитков и полуфабрикатов является задача удаления из металла тугоплавких включений с повышенным содержанием стабилизирующих  $\alpha$ -фазу примесей внедрения: азота, кислорода и углерода, которые состоят из твердых частиц  $\alpha$ -титана,

насыщенных этими примесями, а также из химических соединений этих элементов с титаном: нитридов, оксидов и карбидов [1]. Кроме того, серьезную проблему в слитках титана представляют также включения, образованные химическими соединениями с большой плотностью и высокой температурой плавления. Источниками их образования, как правило, являются осколки режущего инструмента на основе карбидов тугоплавких металлов (WC, MoC и др.), которые попадают в металл вместе с шихтовыми компонентами, чаще всего, со стружкой [2]. Наличие таких тугоплавких дефектов в изделиях из титана значительно снижает усталостные характеристики металла.

Одним из основных механизмов удаления тугоплавких включений из титана является их гравитационное осаждение: в процессе плавки жидкий металл в промежуточной емкости течет горизонтально, тогда как включения с более высокой плотностью, чем плотность жидкого титана, под действием силы тяжести опускаются вниз (рис. 2), осаждаются на поверхность гарнисажа и вмораживаются в него.

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины исследования показали, что в процессе ЭЛП практически все тугоплавкие включения, за исключением диоксидов титана, будут осаждаться на дно промежуточной емкости и удаляться из расплава. Установленные зависимости позволяют определить габариты промежуточной емкости, которые обеспечат гарантированное удаление тугоплавких включений из титана путем их осаждения (рис. 3).

Хотя температура плавления тугоплавких включений низкой плотности может существенно превышать температуру плавления титана и, следовательно, температуру расплава, при попадании таких включений в расплав титана начинается процесс их растворения. Механизм растворения включений LDI в расплаве титана был изучен как экспериментально [3], так и теоретически [4] и обуславливается процессами диффузии примесей внедрения (азот, кислород или углерод) из объема включения в расплав.

Исследование процесса растворения тугоплавких включений показало, что характер рас-

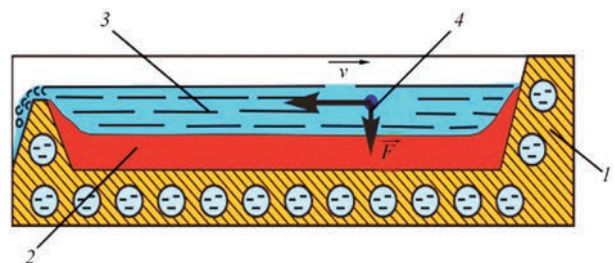


Рис. 2. Схема процесса осаждения тугоплавкого включения: 1 — промежуточная емкость; 2 — гарнисаж; 3 — расплав; 4 — тугоплавкое включение



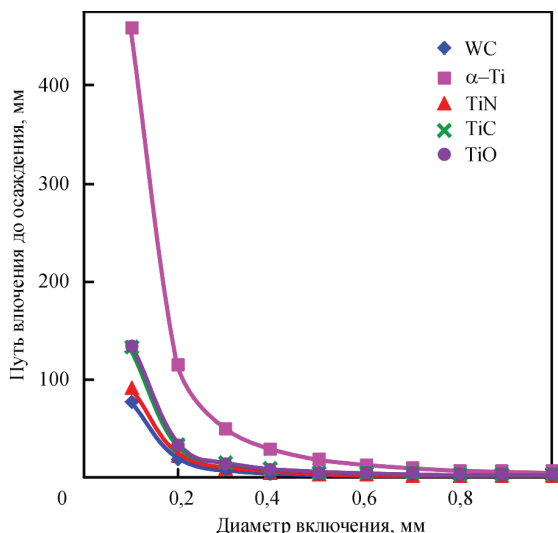


Рис. 3. Зависимость пути тугоплавкого включения до осаждения на поверхность гарнисажа от его размера

творения этих включений существенно зависит от температуры расплава [5]. Так, например, при перегреве расплава титана выше температуры плавления титана на  $59^\circ\text{C}$  частица  $\alpha$ -титана растворяется практически с постоянной скоростью (скорость перемещения межфазной поверхности составляет около  $28\ \mu\text{м/с}$ ), тогда как при перегреве на  $9^\circ\text{C}$  скорость растворения такой частицы существенно нелинейная: на начальном этапе размеры включения остаются практически неизменными, а затем его размеры начинают уменьшаться с увеличивающейся скоростью вплоть до полного растворения (рис. 4).

Также было определено время полного растворения включений для твердых частиц разного химического состава и размеров. Таким образом, исследование процессов растворения тугоплавких включений (частицы  $\alpha$ -титана, нитрида, карбида или оксида титана) в жидком титане позволило рассчитать скорость их растворения и определить время полного растворения таких включений в зависимости от химического состава и начальных размеров.

Технология ЭЛП обеспечивает не только высокую очистку от вредных примесей и неметалли-

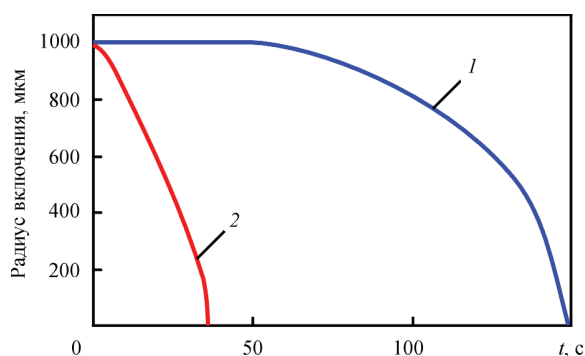


Рис. 4. Зависимость радиуса включения  $\alpha$ -Ti от времени пребывания в расплаве: 1 —  $T = 1950$ ; 2 —  $2000\ \text{K}$

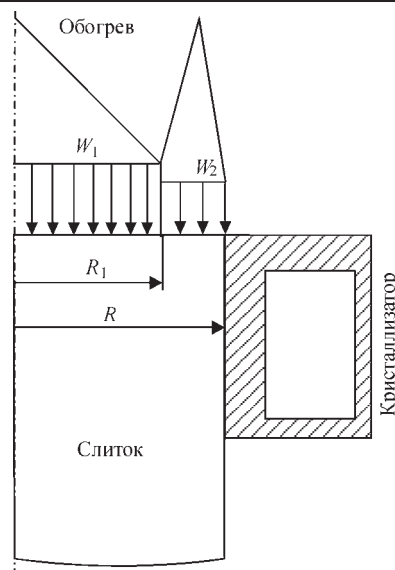


Рис. 5. Схема моделирования процесса формирования цилиндрического слитка при ЭЛП

ческих включений, но и значительное улучшение структуры слитка. Это обусловлено разделением процессов плавления и рафинирования металла в промежуточной емкости и затвердения металла в кристаллизаторе.

Для определения закономерностей кристаллизации слитков титановых сплавов в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины была разработана математическая модель тепловых процессов при ЭЛП [6]. Данная математическая модель позволяет получить распределение температур в слитке в любой момент времени, а следовательно, конфигурацию жидкой ванны и зоны твердо-жидкого состояния металла в зависимости от технологических параметров электронно-лучевой плавки — производительности процесса, периодичности заливки расплава в кристаллизатор и мощности электронно-лучевого нагрева.

В модели рассматривается процесс формирования слитка в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе (рис. 5).

Поверхность слитка обогревается двумя электронными лучами, причем мощность одного из них равномерно распределена в центральной зоне ( $0 < r < R_1$ ), а другого — в периферийной зоне ( $R_1 < r < R$ ). В математической модели контролируемые технологическими параметрами являются: мощности центрального и периферийного лучей  $W_1$  и  $W_2$ , величина порции, периодичность заливки, производительность плавки. Процесс переноса тепла описывается уравнением теплопроводности в цилиндрической системе координат ( $r, \theta, z$ ) для случая осевой симметрии, где ось  $OZ$  совпадает с осью слитка (ось симметрии), а ось  $OR$  — с радиальным направлением. Начало координат задано на нижнем торце слитка. Уравнение теплопроводности в этом случае имеет следующий вид:

$$c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( \lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (1)$$

$$0 < r < R; 0 < z < s(t); t > 0,$$

где  $T$  — температура;  $C$  — удельная теплоемкость;  $\rho$  — плотность материала;  $\lambda$  — теплопроводность;  $s(t)$  — текущее положение верхнего торца слитка.

На верхнем торце слитка происходит подвод тепла за счет обогрева электронными лучами и излучение тепла по закону Стефана–Больцмана. Граничное условие на верхнем торце слитка представлено в виде

$$\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=s(t)} = -\varepsilon \sigma (T^4 - T_{cp}^4) + w(r, t), \quad (2)$$

при этом удельная мощность электронно-лучевого нагрева  $w(r, t)$  распределяется следующим образом:

$$\begin{aligned} w(r, t) &= w_1(t) \text{ при } r < R_1; \\ w(r, t) &= W_2(t) \sin^2 \pi \left( \frac{r - R_1}{R - R_1} \right) \\ &\text{при } R_1 < r < R. \end{aligned} \quad (3)$$

На боковой поверхности слитка, контактирующей со стенками кристаллизатора и с поддоном, теплообмен происходит по закону Ньютона-Рихмана:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \alpha (T - T_{cp}), \quad (4)$$

где  $\alpha$  — коэффициент теплопередачи между слитком и медной водоохлаждаемой стенкой;  $T_{cp}$  — температура среды, обменивающейся теплом со слитком.

На свободной боковой поверхности слитка теплопередача описывается законом Стефана-Больцмана:

$$-\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = \varepsilon \sigma (T^4 - T_{cp}^4). \quad (5)$$

Как показали результаты расчетов по математической модели тепловых процессов в слитке ти-

тана при ЭЛП, изменяя мощность электронно-лучевого нагрева свободной поверхности расплава в кристаллизаторе и скорость плавки, можно изменять объем ванны жидкого металла и форму фронта кристаллизации, управляя, тем самым, формированием структуры слитка [6]. Проведенные натурные эксперименты по выплавке слитков титана на различных технологических режимах показали высокую степень адекватности построенных моделей и подтвердили возможность получения слитков титана и его сплавов с мелкодисперсной равноосной структурой при проведении плавки на оптимальных технологических параметрах (рис. 6).

При выплавке слитков титановых сплавов методом ЭЛП возникает проблема обеспечения заданного химического состава металла. Это вызвано тем, что при ЭЛП легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются более интенсивно, чем при ВДП. К таким элементам относятся алюминий, хром, марганец и др. Но в первую очередь эта проблема касается алюминия, так как он является легирующим элементом практически всех титановых сплавов.

Проведенные в ИЭС им. Е. О. Патона фундаментальные исследования процессов испарения компонентов сплавов из расплава в вакууме в условиях нагрева поверхности электронным лучом позволили построить математические модели процессов испарения компонентов сплавов при ЭЛП [6, 7], которые устанавливают зависимость концентрации легирующих элементов в титановом слитке от технологических параметров плавки и концентрации этих элементов в расходуемой заготовке:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [X_i]_j dV = m_{j-1} [X_i]_{j-1} - S_j \pi_j^i - m_j [X_i]_j;$$

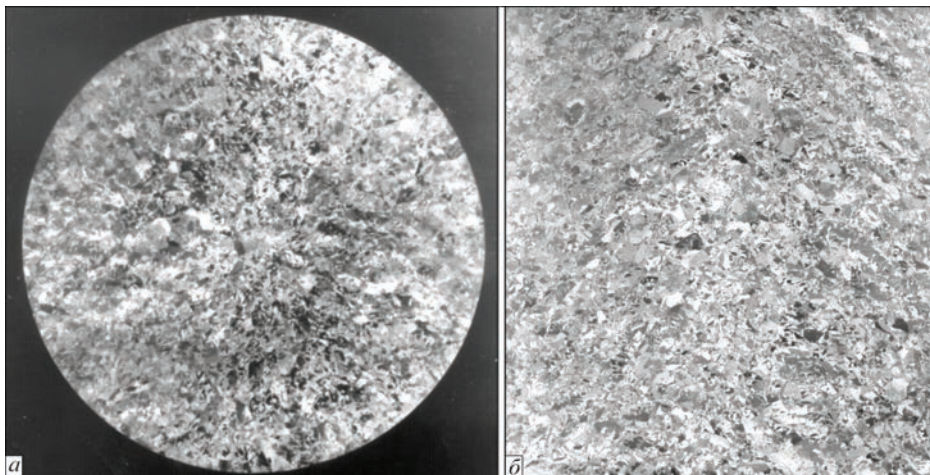


Рис. 6. Макроструктура слитка титанового сплава ВТ6 в поперечном (а) и продольном (б) сечениях

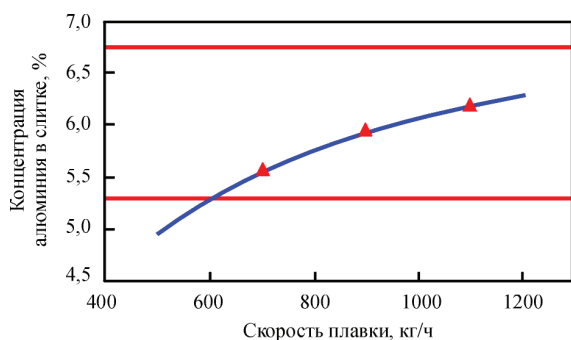


Рис. 7. Зависимость содержания алюминия в слитке ЭЛП сплава VT6 от скорости плавки (сплошная линия — расчет; точки — эксперимент)

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [\text{Ti}]_j dV = m_{j-1} [\text{Ti}]_{j-1} - S_j \pi_j^{\text{Ti}} - m_j [\text{Ti}]_j, \quad (6)$$

где  $i = 1, 2, \dots, n$  обозначают легирующие элементы;  $j = 1, 2, 3$  — зоны плавки (пленка жидкого металла на торце расходуемой заготовки, ванны жидкого металла в промежуточной емкости и в кристаллизаторе);  $V_j$  — объем жидкого металла в  $j$ -ой зоне плавки,  $\text{м}^3$ ;  $\rho$  — плотность расплава,  $\text{кг}/\text{м}^3$ ;  $[X]_j$  — концентрация  $i$ -го легирующего элемента в  $j$ -ой зоне плавки, мас. доля;  $[\text{Ti}]_j$  — концентрация титана в  $j$ -ой зоне плавки, мас. доля;  $S_j$  — площадь свободной поверхности жидкого металла в  $j$ -ой зоне плавки,  $\text{м}^2$ ;  $\pi_j^i$  и  $\pi_j^{\text{Ti}}$  — удельные потоки легирующих элементов и титана через межфазную поверхность в паровую фазу в  $j$ -ой зоне плавки,  $\text{кг}/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$ ;  $m_{j-1}$  — массовая скорость поступления расплава в  $j$ -ую зону плавки,  $\text{кг}/\text{с}$ ;  $m_3$  — массовая скорость затвердевания расплава в кристаллизаторе,  $\text{кг}/\text{с}$ .

На примере испарения алюминия из расплава титанового сплава Ti-6Al-4V (мас. %) в вакууме с использованием математической модели (4) были построены зависимости содержания алюминия в слитке от скорости плавки. Сравнение данных экспериментальных плавок слитков титанового сплава Ti-6Al-4V с полученными зависимостями показали высокую точность описания построенной математической моделью реального процесса испарения алюминия при ЭЛП (рис. 7).

Использование этих моделей позволяет прогнозировать химический состав выплавляемых слитков титановых сплавов и обеспечивает получение слитков с гарантированным химическим составом. Компенсация потерь компонентов сплавов с высокой упругостью пара при ЭЛП осуществляется дополнительным легированием этими элементами исходной шихтовой заготовки. Большое значение при выплавке слитков титановых сплавов имеет однородность распределения легирующих элементов по объему слитков. В условиях ЭЛП это обеспечивается однородностью шихтовой расходуемой заготовки, постоянством техноло-

гических параметров в процессе плавки и специальными технологическими приемами.

Проведенный комплекс теоретических и экспериментальных исследований процесса ЭЛП позволил разработать технологию получения высококачественных слитков высокопрочных и жаропрочных титановых сплавов диаметром до 840 мм и создать оборудование для их промышленной реализации (рис. 8, 9).

Для оценки качества металла полученных слитков проводилось исследование химического состава образцов, отобранных по длине слитка с верхней, средней и нижней части. Результаты анализа химического состава металла полученных слитков (таблица) показали, что распределение легирующих элементов по длине слитков равномерное и соответствует марочному составу. В выплавленных методом ЭЛП слитках титановых сплавов отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером больше 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений. Структура металла плотная, кристаллическая неоднородность и зональная ликвация в слитке отсутствуют.

В процессе получения слитков по ряду причин, обусловленных металлургическими и технологическими особенностями, их поверхностный слой оказывается пораженным дефектами. Для устранения таких дефектов поверхность полученных слитков и литых заготовок подвергают механической обработке, в результате которой количество отходов может достигать до 15 % массы обрабатываемого слитка.

Для сокращения потерь металла вместо механической обработки в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана технология электронно-лучевого оплавления боковой поверхности слитков как круглого, так и прямоугольного сечений электронными лучами и создано соответствующее оборудование для ее реализации (рис. 10). Разработанная технология позволяет эффективно удалять поверхностные дефекты на глубину до 10 мм, обеспечивая при этом качество боковой поверхности и соответствие химического состава оплавленного слоя на уровне требований стандартов, увеличивая при этом выход годного металла на 7...15 % в зависимости от сечения и габаритов слитка [8].

Проверка качества полуфабрикатов в виде прутков и поковок, изготовленных из слитков ЭЛП, показали, что их механические свойства отвечают всем требованиям, которые предъявляются промышленностью к качеству титановых сплавов. При этом полуфабрикаты изотропны по механическим свойствам.

Распределение легирующих элементов и примесей по длине слитков титановых сплавов, полученных ЭЛП, мас. %

Марка сплава	Часть слитка	Al	Mo	V	Fe	Zr	Cr	O	N
BT23	Верхняя	4,5	2,0	4,7	0,5	0,01	0,9	0,11	0,012
	Средняя	4,6	2,1	5,0	0,6	0,01	0,9	-	-
	Нижняя	4,3	1,9	4,7	0,5	0,01	0,9	-	-
ОСТ190013-81		4,0...6,3	1,5...2,5	4,0...5,0	0,4...1,0	<0,3	0,8...1,4	<0,15	<0,05
BT22	Верхняя	5,1	4,2	4,9	0,90	0,01	1,3	0,11	0,012
	Средняя	5,2	4,5	4,7	1,0	0,01	1,4	-	-
	Нижняя	5,0	4,1	5,0	1,0	0,01	1,4	-	-
ГОСТ 19807-91		4,4...5,7	4,0...5,5	4,0...5,5	0,5...1,5	<0,3	0,5...1,5	<0,15	<0,05
BT20	Верхняя	6,85	1,60	2,05	0,10	1,60	<0,1	0,08	0,019
	Средняя	6,90	1,63	2,05	0,11	1,63	<0,1	-	-
	Нижняя	6,70	1,63	2,08	0,11	1,60	<0,1	-	-
ГОСТ 19807-91		5,5...7,0	0,5...2,0	0,8...2,5	<0,25	1,5...2,5	<0,1	<0,15	<0,05

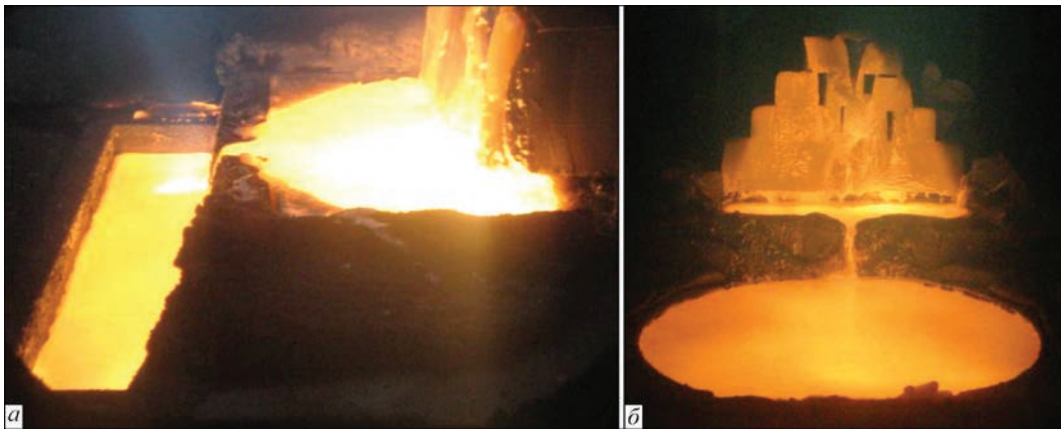


Рис. 8. Процесс ЭЛП: а — слитка-сляба титанового сплава BT23; б — слитка диаметром 400 мм титанового сплава BT22

В кооперации с предприятиями-партнерами, из слитков титановых сплавов, полученных методом ЭЛП, в Украине организовано производство горячекатаных и холоднокатаных труб, качество которых полностью соответствует требованиям стандартов.

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологические процессы электронно-лучевой плавки дают возможность получать высококачественные слитки титана и его сплавов с однородной бездефектной структурой. Разработанные технологии позволяют за счет использо-

вания более дешевого исходного сырья и увеличения сквозного выхода годного металла снизить себестоимость титановых полуфабрикатов, и, следовательно, повысить конкурентоспособность и расширить области применения титана в различных отраслях промышленности.

Реализация технологии ЭЛП в условиях промышленных предприятий позволила организовать в Украине конкурентоспособное на мировых рынках производство высококачественных слитков и слитков-слябов титана, которое имеет большие перспективы для дальнейшего развития.



Рис. 9. Внешний вид промышленной электронно-лучевой установки УЭ5812

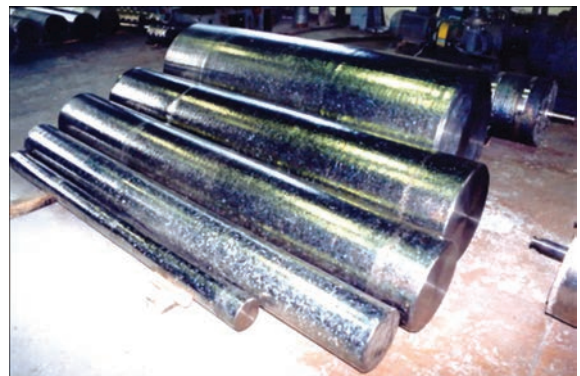


Рис. 10. Внешний вид слитков титановых сплавов диаметром 100...600 мм с оплавленной боковой поверхностью

## Список литературы

1. Кошелап А. В., Райченко А. И. (1999) О возможности измельчения структуры литого титана и его сплавов за счет их модифицирования частицами нитрида титана. *Процессы литья*, **3**, 44-52.
2. Mitchel A. (1987) The production of high-quality materials by special process. *Journal Vac. Technol.*, **4** (Jul./Aug.), 2672-2677.
3. Bewley B. P., Gigliotti M. F. X. (1977) Dissolution rate measurements of TiN in Ti-6242. *Acta mat.*, **45**, **1**, 357-370.
4. Bellot J. P., Mitchell A. (1994) Hard-Alfa particle behavior in a titanium alloy liquid pool. *Light Metals*, **2**, 1187-1193.
5. Ахонин С. В., Кругленко М. П., Костенко В. И. (2011) Математическое моделирование процесса растворения кислородсодержащих тугоплавких включений в расплаве титана. *Современная электрометаллургия*, **1**, 17-21.
6. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев, Наукова думка.
7. Akhonin S. V., Trigub N. P., Zamkov V. N., Semiatin S. L. (2003) Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti-6Al-4V ingots. *Metallurgy and Materials Transactions B*, **34**, August, 447-454.
8. Ахонин С. В., Березос В. А., Пикулин А. Н. и др. (2014) Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков сплавов титана. *Современная электрометаллургия*, **2**, 21-25.

## References

1. Koshelap, A.V., Rajchenko, A.I. (1999) On possibility of structure refining of cast titanium and its alloys due to their modification with titanium nitride particles. *Protsessy Litya*, **3**, 44-52 [in Russian].
2. Mitchel, A. (1987) The production of high-quality materials by special process. *J. Vac. Technol.*, **4** (Jul./Aug.), 2672-2677.
3. Bewley, B.P., Gigliotti, M.F.X. (1977) Dissolution rate measurements of TiN in Ti-6242. *Acta Mat.*, **45**(1), 357-370.
4. Bellot, J.P., Mitchell, A. (1994) Hard-alfa particle behavior in a titanium alloy liquid pool. *Light Metals*, **2**, 1187-1193.
5. Akhonin, S.V., Kruglenko, M.P., Kostenko, V.I. (2011) Mathematical modeling of process of dissolution of oxygen-containing refractory inclusions in titanium melt. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 17-21 [in Russian].
6. Paton, B.E., Trigub, N.P., Akhonin, S.V., Zhuk, G.V. (2006) *Electron beam melting of titanium*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Akhonin, S.V., Trigub, N.P., Zamkov, V.N., Semiatin, S.L. (2003) Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti-6Al-4V ingots. *Metall. and Mater. Transact. B*, **34** (August), 447-454.
8. Akhonin, S.V., Berezos, V.A., Pikulin, A.N., et al. (2014) Electron beam melting of surface of titanium alloy ingots. *Sovrem. Elektrometall.*, **2**, 21-25 [in Russian].

## ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ СПЕЦІАЛЬНОЇ ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЇ ТИТАНУ В УКРАЇНІ

С. В. АХОНІН

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

Проведено аналіз основних тенденцій розвитку спеціальної електрометалургії титану в Україні, яка є однією з п'яти країн світу, що має повний цикл виробництва титану: від видобутку титаномістких руд, їх збагачення і виробництва губчатого титану до виплавки злитків титанових сплавів і виробництва практично повного спектру титанових напівфабрикатів. Металургійний переділ губчатого титану в злитки в Україні заснований на технології електронно-променевої плавки з проміжною ємністю, яка знаходить широке застосування в світі при виплавці злитків-слябів. Дана технологія забезпечує гарантоване видалення тугоплавких включень і дає можливість отримувати злитки різного поперечного перерізу за один перепад з шихтових матеріалів низької вартості, що забезпечує високі техніко-економічні показники процесу плавки. На підприємствах України зі злитків титанових сплавів, отриманих методом електронно-променевої плавки, організовано виробництво напівфабрикатів титанових сплавів: виливків, поковок, прутків, гарячекатаних та холоднокатаних труб, механічні властивості яких відповідають вимогам стандартів. В даний час в Україні організовано конкурентоспроможне на світових ринках виробництво високоякісних злитків і злитків-слябів титану і сплавів на його основі, яке має великі перспективи для подальшого розвитку. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 10.

*Ключові слова:* титан, електронно-променева плавка, злиток, якість, тугоплавкі включення

## TENDENCIES OF DEVELOPMENT OF SPECIAL ELECTROMETALLURGY OF TITANIUM IN UKRAINE

S.V. AKHONIN

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 analysis was carried out on the main tendencies of development of special electrometallurgy of titanium in Ukraine. It is one of five countries, having complete cycle of titanium production from extraction of titanium-containing ores, their enrichment and production of spongy titanium to melting of titanium ingots and production of virtually complete spectrum of titanium semi-finished products. Metallurgical processing of spongy titanium into ingots in Ukraine is based on technology of electron-beam melting with intermediate crucible, which finds wide application in the world for melting of ingot-slabs. This technology provides guaranteed removal of refractory inclusions and provides the possibility to get the ingots of various cross section per one melting from charge materials of low price that provides high technical-economical indices of melting process. Production of semi-finished products of titanium alloys from the ingots was organized at the Ukrainian enterprises. There are castings, forgings, rods, hot and cold-rolled pipes, mechanical properties of which correspond to requirements of the standards. Today Ukraine has got a competitive for the world's markets production of high-quality ingots and ingot-slabs from titanium and alloys on its basis, which has large perspectives for further development. 8 Ref., 1 Tabl., 10 Fig.

*Keywords:* titanium, electron-beam melting, ingot, quality, refractory inclusions

Поступила в редакцію 08.08.2018

# EFFECT OF MULTI-PASS FRICTION STIR PROCESSING ON THE MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF DUAL PHASE STEEL

T. KÜÇÜKÖMEROĞLU<sup>1</sup>, S. M. AKTARER<sup>2</sup>, G. İPEKOĞLU<sup>3</sup>, G. ÇAM<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Department of Mechanical Engineering, Karadeniz Technical University, Trabzon, Turkey. E-mail: tkomer@ktu.edu.tr

<sup>2</sup>Department of Automotive Technology, Recep Tayyip Erdogan University, Rize, Turkey. E-mail: semih.aktarer@erdogan.edu.tr

<sup>3</sup>Department of Mechanical Engineering, Iskenderun Technical University, 31200 Iskenderun-Hatay, Turkey.

E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr; gurel.cam@iste.edu.tr

Dual phase (DP) steels have been widely used in the automotive industry due to the excellent engineering properties such as high strength and good formability. However, attempts have recently been ongoing to improve their mechanical and formability properties in order to achieve further weight savings. Mechanical and microstructural properties of DP steel can be improved by severe plastic deformation (SPD) techniques without changing their chemical compositions. Among SPD methods, friction stir processing (FSP) is a new method used to enhance the properties of plate and/or sheet types of metals. Therefore, the effect of multi-pass FSP (M-FSP) on the microstructure and mechanical performance of a DP steel (i.e., DP600) was investigated in the current study. M-FSP was applied to dual phase steel at the 4mm steps. FSP resulted in a refined microstructure which brought about a considerable increase in both hardness and strength values. After FSP, islands of martensite as the secondary phase in the microstructure have been broken and disturbed by the rotational pin. The processed region consists of ferrite, bainite and martensite. The hardness value increased from 210 HV0.2 to about 360 HV0.2 after M-FSP. 36 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

*Keywords: friction stir processing, dual-phase steel, fine grained microstructure, mechanical properties*

## Introduction

Dual Phase (DP) steels are widely used in the automotive industry due to their excellent mechanical properties such as high strength and good formability [1–3]. However, numerous studies have recently been conducted to improve the strength and ductility of these steels which in turn further reduce the weight and ensure safety [4–6]. The mechanical properties of DP steels can be improved by severe plastic deformation (SPD) techniques without changing their chemical compositions [7,8]. Friction stir processing (FSP) is a novel SPD method which can be used for the improvement of properties. It can even be said that friction stir process is the most ideal method among the SPD methods when considering the processing of large scale plate or sheet type materials [9].

FSP is based on the basic principles of friction stir welding (FSW) [10], which is originally developed for joining difficult-to-weld Al-alloys [11–14]. FSP is a method of improvement of the properties of a material by way of severe, localized plastic deformation which is produced by immersing a non-consumable tool into the work piece, and rotating and traveling the tool in a stirring motion [15]. Many review papers on this process have been published until now, and thus detailed information on its principles can be obtained in Refs. [16–19]. As the FSP deforms a limited region, the multi-pass FSP,

which is applied sequentially, leads to deformation of larger regions and allows material properties to be improved in large-scale dimensions. Up to now, multi-pass FSP has been applied to mostly aluminum alloys [20–25] and few magnesium alloys [26–28] and pure titanium [29]. Generally, it was reported that multi-pass FSP improves mechanical properties of cast Al alloys containing Si and achieves significant microstructural refinement [25,30–32]. Aktarer et al. [33] reported that two-pass FSP of Al12Si alloy leads to fragmentation of needle-shaped silicon plates from  $27\pm 23\ \mu\text{m}$  to about  $2.6\pm 2.4\ \mu\text{m}$ , thus both strength and ductility are remarkably increased, i.e., about 1,3 and 7 times than that of base metal, respectively. Similarly, Lua et al. showed that multi-pass FSP significantly improved both strength and ductility of cast magnesium alloys such as AZ61 due to grain refinement and the elimination of cast defects [26]. Also, corrosion behavior of multi-pass friction stir processed (FSP) pure titanium was investigated by Fattah-Alhosseini et al. [29]. They found that grain refinement in the multi-pass FSPed sample led to a reduction in both corrosion and passive current densities.

Although there are many reports on multi-pass FSP (M-FSP) of non-ferrous alloys and single-pass FSP of steels [33,34], only limited amount of studies have been undertaken systematically on the (M-FSP) of steels. Furthermore, more studies are needed for

getting further improvement in mechanical properties of multi-pass friction stir process of dual phase steel. Therefore, the main purpose of this study is to determine the effect of multi-pass FSP on the microstructural evolution, microhardness and tensile properties of a dual phase steel (i.e., DP600).

### Experimental Procedure

Hot rolled DP600 steel with a chemical composition of 0.040% C, 1.436% Mn, 0.239% Si, 0.047% Al, 0.035% Cu, 0.690% Cr, 0.039% Ni, 0.011% Mo and balance Fe was used in this study. Samples with the dimensions of 200 mm × 50 mm × 1.5 mm were cut from the steel plate for multi-pass friction stir processing (M-FSP). M-FSP was performed with a processing tool having a flat shoulder with the diameter of 14 mm and a cylindrical pin with the diameter and length of 5 mm and 1.3 mm, respectively. In FSP trials, a tool rotational rate of 1600 rpm and a traverse speed of 170 mm/min were used. The shoulder tilt angle was set at 2°, and the tool downforce was kept constant at 6 kN during process. The subsequent M-FSP was shifted toward the advancing side with stepping of 4 mm, thus a total of 3 overlapping passes were carried out on the DP600 steel sheet. Schematic illustration of M-FSP process is shown in Fig. 1.

Optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were used to observe the microstructure of the samples before and after M-FSP. The metallography specimens were extracted perpendicular to the processing direction (Fig. 1), polished with standard techniques and then etched in %2 Nital (3ml. HNO<sub>3</sub> + 97 ml. C<sub>2</sub>H<sub>6</sub>O) for 20 s. Mechanical properties of the base and M-FSPed

samples were determined using tensile test and hardness measurements. Dog-bone shaped tensile test specimens with the gauge dimensions of 1.4 mm × 3 mm × 8 mm were extracted from the base material and M-FSPed plates by electro discharging machining (EDM) technique. These specimens were cut parallel to the process direction at three different positions inside the FSPed region as shown in Fig. 1. The positions of the tensile test specimens are representative of the center of each pass FSP region shifted to 4 mm steps. The tests were performed using an electro-mechanical load frame with a video type extensometer at a strain rate of 5·10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup>. Vickers micro-hardness tests were carried out using a load of 200 g and a dwell time of 10 s. Vickers microhardness measurements were conducted throughout the cross section of the processed specimen with an interval of 250 μm as illustrated in Fig. 1.

### Results and Discussion

#### 3.1. Microstructure

Optical micrographs showing the microstructures of DP600 steel base plates are given in Fig. 2. The initial microstructure of DP600 steel sheet is consisted of elongated ferrite grains in rolling direction and dispersed martensite throughout ferrite grain boundaries. Average ferrite grain size was 6 μm and the volume fraction of martensite was determined to be approximately 24%. Martensite islands appear dark in optical micrograph (Fig. 2(a)) and they seem bright in SEM image (Fig. 2(b)).

An optical macrograph of M-FSPed region is given Fig. 3(a), and the traces of the side-by-side pass are clearly visible. Final pass processed

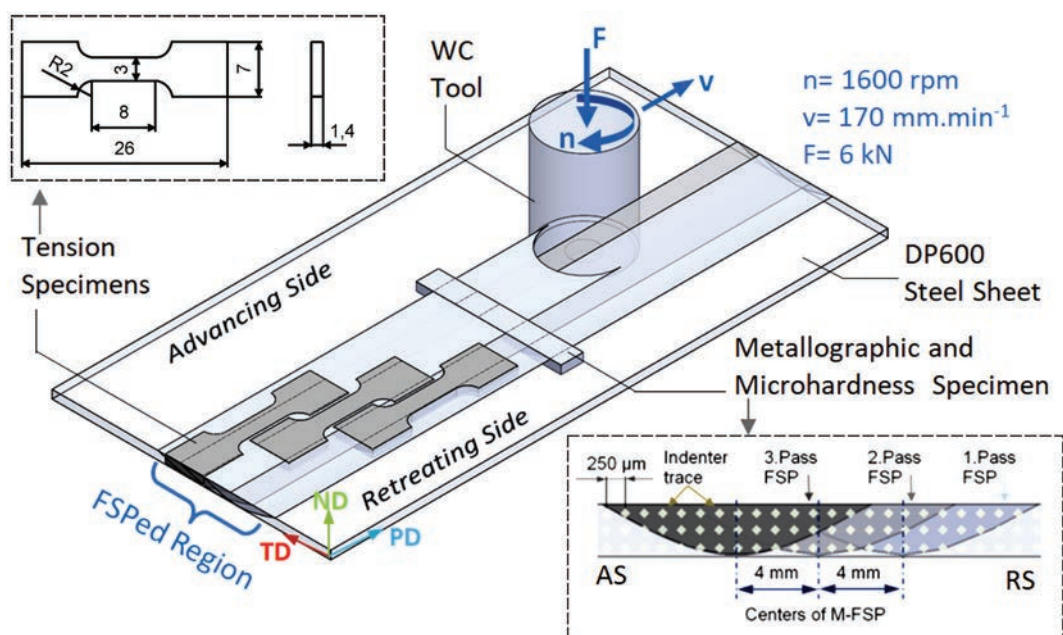


Fig. 1. Schematic illustration of M-FSP technique which shows the specimens' geometries extracted from the FSPed sheet and the position from which they were extracted

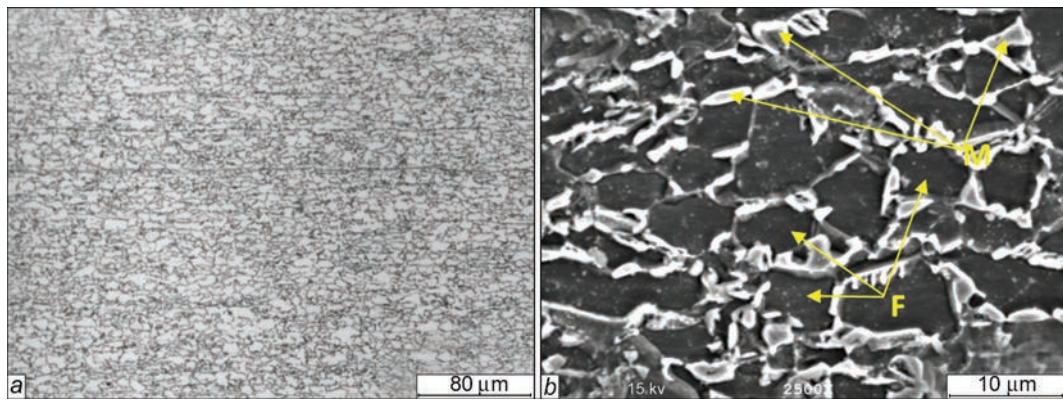


Fig. 2. Micrographs showing the microstructure of DP600 steel base plate: (a) optical micrograph and (b) SEM image

microstructure is shown in Fig. 3(b), which is almost entirely lath martensite. This zone is seen as a darker region in macrograph. The region exhibits a similar characteristic to single-pass FSP microstructures. Since the process does not continue then there is no heat or deformation to affect this region. However, it is a fact that the heat and deformation of the 2nd pass process affects the 3rd processed zone and it can be separated into single pass FSP. The lath martensite formed in the microstructure shows that this region is completely austenite during the process. Therefore, it can be said that the process temperature is above the A3 temperature line. Miles et al. [35] is reported that lath martensite is observed in SZ of friction

stir welded DP590 steel. The microstructure in the SZ of the second pass process is shown Fig. 3(c), which also corresponds to the heat affected zone of the third process. Therefore, while microstructure of this region is fully lath martensite after the 2nd pass process, it is transformed to acicular products by heat generated by the 3rd pass process. This microstructure consists of lath martensite and dispersed acicular and globular cementite through the ferrite matrix as seen Fig. 3(c). The SZ of 1st pass process is actually the heat affected zone of 2nd pass process and its microstructure is given Fig. 3(d). A predominantly bainitic structure is observed in this region, and the formation of various types of acicular

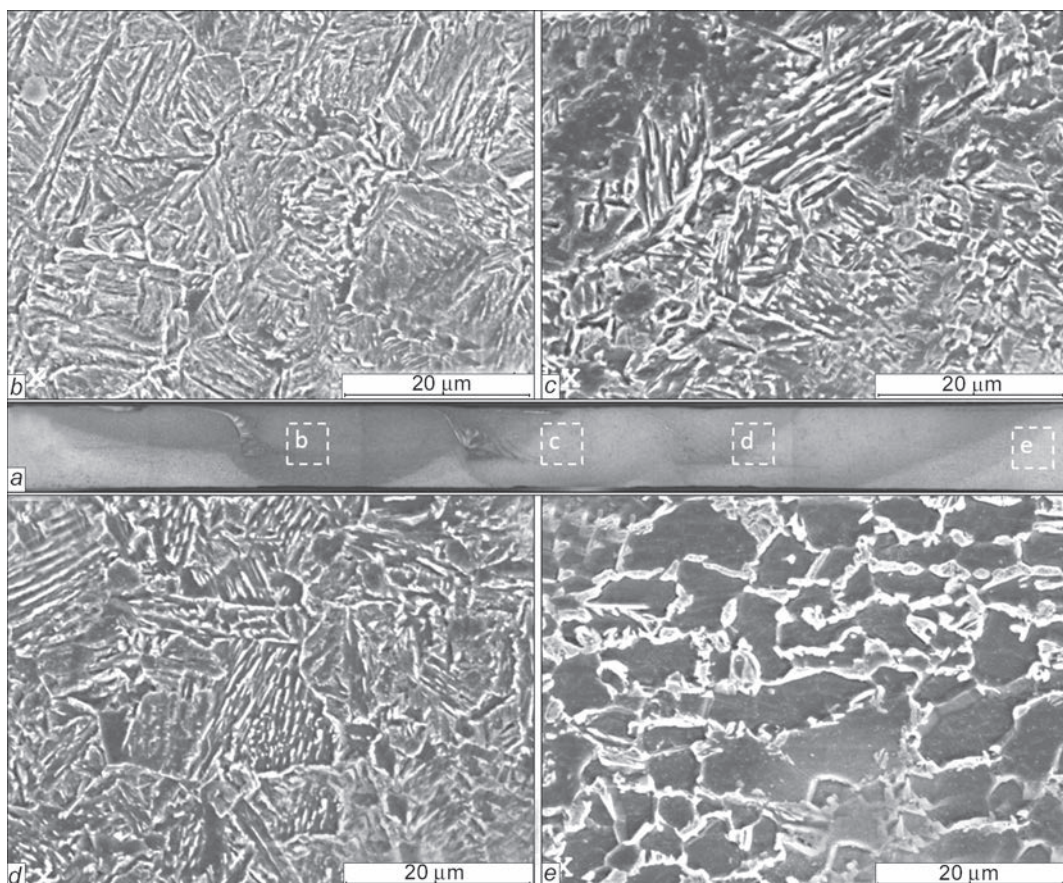


Fig. 3. Optical macrograph of the cross-section of M-FSPed specimen (a), the SZ center of 3rd pass (b), the SZ center of 2nd pass (c), the SZ center of 1st pass (d), heat affected zone (HAZ) of 1st pass at the retracting side (e)



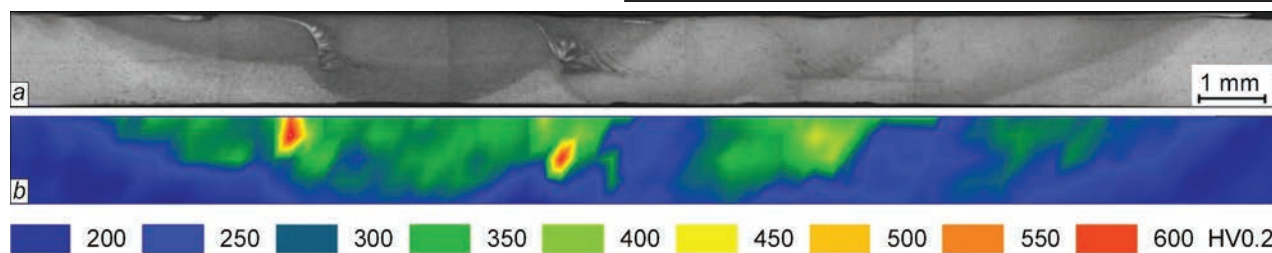


Fig. 4. Optical microstructure of cross section of the M-FSPed sample extracted perpendicular to the process direction (a); a contour map showing the hardness distribution across the M-FSPed region (b)

products depends on the peak temperature, the cooling rate and the rate of deformation during the process. Kang et al. [36] reported that microstructures of bainite and martensite may form at different cooling rates in FSPed low-alloy high-strength steel. Their results clearly showed that the microstructure comprises of completely bainite at a cooling rate of 30 °C/s and dominantly martensite at a cooling rate of 70 °C/s.

The microstructure of HAZ of 1st pass process at the retracting side is tempered martensite which consists of very small and uniformly dispersed cementite [37]. Fig. 3(c) shows tempered martensite partially decomposing into cementite and ferrite from martensite islands in the HAZ.

### 3.2. Microhardness and Tensile Prosperities

The microhardness profile showing the hardness distribution across the M-FSPed region is given in Fig. 4. The DP 600 steel base plate has a hardness of 210 *HV*. The highest hardness in the processed zone is approximately 550 *HV*, which is measured around the pin. The average hardness value of the stir zone corresponding to the rotating pin diameter is seen as the green region in the hardness map of 360 *HV*. This region corresponds to the volume of the rotating pin diameter and is also an important indication of material flow during FSP. This region has a lath martensitic microstructure with a homogeneous distribution. The stir zone of 1st pass process is affected by the heat generated by the next pass process, and the hardness drop in this zone is clearly observed with a light blue color. A similar characteristic feature is observed in the second pass process and each process is affected by the heat of the next pass process, and the hardness at the end decreases down to 250-300 *HV*. The microstructure of this transition region is a predominantly bainitic structure consisting of cementite and ferrite. The HAZ microstructure of retreating side is tempered martensite and this microstructure has 200 *HV* hardness in a very narrow region of about 250 μm. Since the hardness profile represents the dark blue 200-250 *HV* micro hardness range in the color mapping, the hardness decrease in the tempered martensite is not clearly visible.

The tensile test results of DP 600 steel before and after M-FSP are summarized in Table 1. DP 600 steel base plate sample displayed a high elongation with a large strain hardening region which is a typical characteristic of dual phase steels. The yield strength and ultimate tensile strength of base plate were 412 MPa and 615 MPa, respectively. On the other hand, the SZs of 1st pass, 2nd pass and 3rd pass processed samples exhibited yield strength values of 321 MPa, 349 MPa and 657 MPa, respectively, and the ultimate tensile strength values of 560 MPa, 555 MPa and 830 MPa, respectively. The low strength values exhibited by the SZs of 1st pass and 2nd pass FSPed samples compared to that of the base plate may be attributed to the fact that the microstructures of these samples transformed from initial martensite-ferrite structure to a predominantly bainitic structure. As seen from Table 1, no significant decrease in elongation was observed after M-FSP and all the specimens exhibited similar elongation values to that of the base plate.

Table 1. Main Strength and Ductility Values of each stir zone after M-FSP

Samples	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)
DP 600	412	655	28
SZ of 1.Pass	321	560	30
SZ of 2.Pass	349	555	31
SZ of 3.Pass	657	830	25

### Conclusions

Multi-pass friction stir process (M-FSP) technique was applied to DP 600 steel and their microstructural and mechanical properties of the M-FSPed plates have been investigated. The results of this study can be summarized as follows:

- The microstructure of the M-FSPed DP600 steel consists of lath martensite, bainite and recrystallized ferrite.
- It was observed that the next pass friction stir process affects the stir zone of the previous pass friction stir processed specimen. The heat generated by the next pass FSP leads to the transformation of lath martensite (formed after the previous pass FSP)

to cementite and ferrite, thus results in a reduction in hardness.

- The hardness in the processed region increased to an average of 360 HV from 210 HV (hardness of base plate).

- The tensile strength values in the SZ of the first pass process and the second pass process were observed to be 560 and 555 MPa, respectively, both of which were lower than that of base plate (i.e., 655 MPa). This may be attributed to the tempering effect experienced in this regions. On the other hand, the tensile strength of the third process stir zone increased to 830 MPa which is due to the existence of martensitic structure in this sample.

## References

- Rashid MS. Dual Phase Steels. *Ann Rev Mater Sci* 1981; 11: 245-67.
- Nishimoto A, Hosoya Y, Nakaoka K. A new type of dual-phase steel sheet for automobile outer body panels. *Trans Iron Steel Inst Japan* 1981; 21: 778-82.
- Fonstein N. 7 - Dual-phase steels\*. In: Rana R, Singh SB, editors. *Automot. Steels*, Woodhead Publishing; 2017, p. 169-216.
- Abid NH, Abu Al-Rub RK, Palazotto AN. Micromechanical finite element analysis of the effects of martensite morphology on the overall mechanical behavior of dual phase steel. *Int J Solids Struct* 2017; 104-105: 8-24.
- Kundu A, Field DP. Influence of plastic deformation heterogeneity on development of geometrically necessary dislocation density in dual phase steel. *Mater Sci Eng A* 2016; 667: 435-43.
- Ashrafi H, Shamanian M, Emadi R, Saeidi N. A novel and simple technique for development of dual phase steels with excellent ductility. *Mater Sci Eng A* 2017; 680: 197-202.
- Son Y II, Lee YK, Park KT, Lee CS, Shin DH. Ultrafine grained ferrite-martensite dual phase steels fabricated via equal channel angular pressing: Microstructure and tensile properties. *Acta Mater* 2005; 53: 3125-34.
- Park K-T, Lee YK, Shin DH. Fabrication of ultrafine grained ferrite/martensite dual phase steel by severe plastic deformation. *ISIJ Int* 2005; 45: 750-5.
- Ma ZY. Friction stir processing technology: A review. *Metall Mater Trans A* 2008; 39: 642-58.
- Mishra RS, Mahoney MW. Friction stir welding and processing. *ASM Int* 2007: 368.
- Çam G, İpekoğlu G, Kūçükömeroğlu T, Aktarer SM. Applicability of friction stir welding to steels, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering (JAMME)* 2017; 80 (2): 65-85.
- Çam G, İpekoğlu G. Recent developments in joining of aluminium alloys, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 2017; 91 (5-8): 1851-66.
- Çam G, Mistikoğlu S. Recent developments in friction stir welding of Al-alloys, *Journal of Materials Engineering and Performance (JMEPEG)* 2014; 23 (6): 1936-53.
- Çam G. Friction stir welded structural materials: Beyond Al-alloys', *Int. Mater. Rev.* 2011; 56 (1): 1-48.
- Mishra RS, Ma ZY. Friction stir welding and processing. *Mater Sci Eng R Reports* 2005; 50: 1-78.
- Padhy GK, Wu CS, Gao S. Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review. *J Mater Sci Technol* 2018; 34: 1-38.
- Węglowski MS. Friction stir processing – State of the art. *Arch Civ Mech Eng* 2018; 18: 114-29.
- Chaudhary A, Dev AK, Goel A, Butola R, Ranganath MS. The mechanical properties of different alloys in friction stir processing: A review. *Mater Today Proc* 2018; 5: 5553-62.
- Sudhakar M, Rao CHS, Saheb KM. Production of surface composites by friction stir processing-A review. *Mater Today Proc* 2018; 5: 929-35.
- Moustafa E. Effect of multi-pass friction stir processing on mechanical properties for AA2024/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites. *Materials (Basel)* 2017; 10: 1053.
- Chen Y, Ding H, Malopheyev S, Kaibyshev R, Cai Z Hui, Yang W jing. Influence of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of 7B04-O Al alloy. *Trans Nonferrous Met Soc China (English Ed)* 2017; 27: 789-96.
- El-Rayes MM, El-Danaf EA. The influence of multi-pass friction stir processing on the microstructural and mechanical properties of Aluminum Alloy 6082. *J Mater Process Technol* 2012; 212: 1157-68.
- Nakata K, Kim YG, Fujii H, Tsumura T, Komazaki T. Improvement of mechanical properties of aluminum die casting alloy by multi-pass friction stir processing. *Mater Sci Eng A* 2006; 437: 274-80.
- Ramesh KN, Pradeep S, Pancholi V. Multipass friction-stir processing and its effect on mechanical properties of aluminum alloy 5086. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2012; 43: 4311-9.
- Singh SK, Immanuel RJ, Babu S, Panigrahi SK, Janaki Ram GD. Influence of multi-pass friction stir processing on wear behaviour and machinability of an Al-Si hypoeutectic A356 alloy. *J Mater Process Technol* 2016; 236: 252-62.
- Luo XC, Zhang DT, Zhang WW, Q C, Chen DL. Tensile properties of AZ61 magnesium alloy produced by multi-pass friction stir processing: Effect of sample orientation. *Mater Sci Eng A* 2018; 725: 398-405.
- Xu N, Bao Y. Enhanced mechanical properties of tungsten inert gas welded AZ31 magnesium alloy joint using two-pass friction stir processing with rapid cooling. *Mater Sci Eng A* 2016; 655: 292-9.
- Alavi Nia A, Omidvar H, Nourbakhsh SH. Effects of an overlapping multi-pass friction stir process and rapid cooling on the mechanical properties and microstructure of AZ31 magnesium alloy. *Mater Des* 2014;58:298-304.
- Fattah-Alhosseini A, Attarzadeh FR, Vakili-Azghandi M. Effect of multi-pass friction stir processing on the electrochemical and corrosion behavior of pure titanium in strongly acidic solutions. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci* 2017; 48: 403-11.
- John Baruch L, Raju R, Balasubramanian V, Rao AG, Dinaharan I. Influence of multi-pass friction stir processing on microstructure and mechanical properties of die cast Al-7Si-3Cu aluminum alloy. *Acta Metall Sin (English Lett)* 2016; 29: 431-40. doi:10.1007/s40195-016-0405-2).
- Meena S, Khan MD F, Babu S, Immanuel RJ, Panigrahi SK, Janaki Ram GD. Particle refinement and fine-grain formation leading to enhanced mechanical behaviour in a hypo-eutectic Al-Si alloy subjected to multi-pass friction stir processing. *Mater Charact* 2016; 113: 134-43.
- Esmaily M, Mortazavi N, Osikowicz W, Hindsefelt H, Svensson JE, Halvarsson M, et al. Influence of multi-pass friction stir processing on the corrosion behavior of an Al-Mg-Si alloy. *J Electrochem Soc* 2016; 163: C124-30.
- Padhy GK, Wu CS, Gao S. Friction stir based welding and processing technologies - processes, parameters, microstructures and applications: A review. *J Mater Sci Technol* 2018; 34: 1-38.
- Liu FC, Hovanski Y, Miles MP, Sorensen CD, Nelson TW. A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties. *J Mater Sci Technol* 2018; 34: 39-57.
- Miles MP, Pew J, Nelson TW, Li M. Comparison of formability of friction stir welded and laser welded dual phase 590 steel sheets. *Sci Technol Weld Join* 2006; 11: 384-8.
- Kang HC, Park BJ, Jang JH, Jang KS, Lee KJ. Determination of the continuous cooling transformation diagram of a high strength low alloyed steel. *Met Mater Int* 2016; 22: 949-55.

## ВПЛИВ БАГАТОПРОХІДНОЇ ОБРОБКИ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ НА МІКРОСТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДВОФАЗНОЇ СТАЛІ

Т. КУЖУКОМЕРОГЛИ<sup>1</sup>, С. М. АКТАРЕР<sup>2</sup>, Ж. ПЕКОГЛИ<sup>3</sup>, Ж. КАМ<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Відділення машинобудування, Технічний університет Караденіз, Трабзон, Туреччина.

E-mail: tkomer@ktu.edu.tr

<sup>2</sup>Відділення автомобільної техніки, Університет Реджепа Тайіпа Ердогана, Різе, Туреччина.

E-mail: semih.aktarer@erdogan.edu.tr

<sup>3</sup>Відділення машинобудування, Технічний університет Іскендерун, 31200 Іскендерун-Хатай, Туреччина.

E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr; gurel.cam@iste.edu.tr

Двофазні (DP) сталі широко використовуються в автомобільній промисловості завдяки гарним технологічним властивостям, таким як висока міцність та формуємість. Проте останнім часом намагалися покращити властивості механічної та формувальної здатності, щоб досягти подальшої економії ваги. Механічні та мікроструктурні властивості сталі DP можуть бути покращені за допомогою методів пластичної деформації (SPD) без зміни їх хімічних композицій. Серед методів SPD, обробка тертям з перемішуванням (FSP) — це новий метод, що використовується для підвищення властивостей пластин та / або типів листів металів. Тому досліджено ефект багатопрохідного FSP (M-FSP) на мікроструктуру та механічні характеристики сталі DP (тобто DP600). M-FSP застосовується для двофазної сталі на крок 4 мм. FSP призвело до подрібнення мікроструктури, та значному збільшенню як твердості, так і міцності. Після FSP ділянки мартенситу як вторинної фази в мікроструктурі були порушені обертальним штифтом. Оброблена ділянка складається з фериту, бейніту та мартенситу. Значення твердості збільшилося з 210  $HV_{0,2}$  до приблизно 360  $HV_{0,2}$  після M-FSP. Бібліогр. 36, табл. 1, рис. 4.

*Ключові слова:* обробка тертям, двофазна сталь, тонкозерниста мікроструктура, механічні властивості

## ВЛИЯНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ОБРАБОТКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА МИКРОСТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДВУХФАЗНОЙ СТАЛИ

Т. КУЖУКОМЕРОГЛЫ<sup>1</sup>, С. М. АКТАРЕР<sup>2</sup>, Ж. ИПЕКОГЛЫ<sup>3</sup>, Ж. КАМ<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Отделение машиностроения, Технический университет Карадениз, Трабзон, Турция. E-mail: tkomer@ktu.edu.tr

<sup>2</sup>Отделение автомобильной техники, Университет Реджепа Тайипа Эрдогана, Ризе, Турция.

E-mail: semih.aktarer@erdogan.edu.tr

<sup>3</sup>Отделение машиностроения, Технический университет Искендерун, 31200 Искендерун-Хатай, Турция.

E-mail: guven.ipekoglu@iste.edu.tr; gurel.cam@iste.edu.tr

Стали с двухфазной структурой (DP) широко используются в автомобильной промышленности благодаря отличным технологическим свойствам, таким как высокая прочность и хорошая формуемость. Однако в последнее время предпринимаются попытки улучшить их механические свойства и способность к формообразованию, чтобы добиться дополнительной экономии веса. Механические и микроструктурные свойства стали DP могут быть улучшены методами пластической деформации (SPD) без изменения их химического состава. Среди методов обработки метод фрикционного деформирования (FSP) является новым методом, используемым для улучшения свойств листовых или других видов сортамента металлов. В работе изучено влияние многопроходного FSP (M-FSP) на микроструктуру и механические характеристики стали DP (DP600). Влияние M-FSP изучено применительно к двухфазной стали с шагом 4 мм. FSP привела к измельчению микроструктуры и к значительному увеличению как твердости, так и значений прочности. После FSP участки мартенсита как вторичной фазы в микроструктуре были разрушены вращательным штифтом. Обработанная область состоит из феррита, бейнита и мартенсита. Значение твердости увеличилось с 210  $HV_{0,2}$  до приблизительно 360  $HV_{0,2}$  после M-FSP. Библиогр. 36, табл. 1, рис. 4.

*Ключевые слова:* обработка трением, двухфазная сталь, мелкозернистая микроструктура, механические свойства

Поступила в редакцию 16.07.2018

### 65 лет цельносварному мосту им. Е. О. Патона через Днепр

4 ноября 1953 г. открыто движение по цельносварному мосту в Киеве длиной 1543 м. Не ожидая полного окончания постройки опытных сварных мостов, было решено приступить к изготовлению и монтажу пролетных строений крупнейшего цельносварного моста через Днепр. Ведущая роль в проектировании, изготовлении и монтаже пролетных строений принадлежала Институту электросварки и лично Е. О. Патону. Проект моста разработан институтом «Укрпроектстальконструкция». Мост имеет 24 пролета, из них четыре судоводных с высотой 87 м. Основной объем работ по сварке главных балок был выполнен разработанными в ИЭС автоматами и полуавтоматами, которыми было сварено 97 % всех швов.



## Космічні рубежі електрозварювання

27 листопада 2018 р. — знаменна дата, бо в цей день науково-технічна і інженерна спільнота відзначає 100-річчя двох видатних подій у житті України.

Перша подія — у цей день була створена Академія наук України на чолі з видатним вченим Володимиром Вернадським.

Друга подія — того ж дня в сім'ї відомого мостобудівника, інженера і вченого Євгена Оскаровича Патона народився син Борис, якому долею було призначено стати не тільки директором Інституту електрозварювання, а й бути обраним у 44 роки восьмим президентом Академії наук України, яка на той час об'єднувала більш 140 міцних наукових закладів і внесла потім ваговий внесок у розвиток вітчизняної науки і техніки практично у всіх напрямках.

Борис Патон у роки війни разом з батьком займався розробкою та впровадженням автоматичного зварювання танкових башт під шаром флюсу на заводі у Нижньому Тагілі, де проявив талант дослідника, інженера й керівника робіт.

Після повернення ІЕЗ у Київ Борис Патон продовжує науково-дослідну діяльність, у 1950 р. йому разом з працівниками промисловості була присуджена Сталінська премія 3 ст. В 1953 р., враховуючи здібності науковця, інженера і керівника, Борис Патон був призначений на посаду директора Інституту електрозварювання у м. Київ.

Цю посаду Б. Є. Патон обіймає дотепер, поєднуючи роботу в ІЕЗ з виконанням обов'язків президента Національної академії наук України, ким він був обраний у 1962 р., і переобирався до нинішніх часів.

За видатні досягнення й успіхи в розвитку науки й техніки, втілення їх у виробництво на багатьох підприємствах країни Борис Євгенович Патон удостоєний звання двічі Героя Соціалістичної праці у 1969, 1978 роках, Героя України у 1998 р., він є лауреатом Ленінської премії СРСР (1957 р.), двох Державних премій України (1970 і 2004 рр.). Цікаво відзначити, що Державна премія України у 2004 р. була присуджена за роботу з електрозварювання м'яких живих тканин. Це ще раз підкреслює широту наукових інтересів Б. Є. Патона, його щире зацікавлення у пошуках невідомого.

Цілком зрозуміло, що життєві й наукові шляхи Бориса Євгеновича Патона обов'язково повинні були перетнутися з Південним машинобудівним заводом — виробником різноманітної ракетно-космічної техніки: балістичних ракет, ракет-носіїв, космічних апаратів оборонного, наукового й народно-господарського призначення. Декілька зразків творчої співпраці ІЕЗ ім. Є. О. Патона й особисто Бориса Євгеновича наведені в цьому нарисі.

Історія співробітництва Південмашу з Інститутом електрозварювання імені Є. О. Патона розпочалася більше шістдесят років тому. Тоді молодий ще завод мав гостру потребу в надійних технологіях з'єднання металевих елементів конструкції ракет та їх окремих вузлів, серед яких були і такі відповідальні, як, наприклад, двигуни. Втім, невідповідальних з'єднань в ракеті взагалі немає, незалежно від того, бойова ракета чи космічна. Будь-який брак, найменше порушення технологічного процесу, мікроскопічна вада матеріалу, ненадійне з'єднання чи ще щось, може призвести і неодноразово призводило до фатальних наслідків. Історія ракетної техніки і, зокрема, космонавтики має безліч тому прикладів.

Широко поширені технології з'єднання, такі, як болтове або заклепкове, мали суттєві недоліки, серед яких висока трудомісткість, збільшення ваги конструкції, негерметичність з'єднання. Все це було або небажаним при виробництві ракет, де йшла запекла боротьба за кожний грам загальної ваги, або взагалі виключало використання традиційних технологій.

Таким чином, співробітництво ракетобудівників і науковців в сфері зварювання було дуже бажаним. Виявилось воно напрочуд плідним і триває дотепер.

Сторонній людині, а тим більше людині, далекій від техніки, може здаватися дивним і таке довготривале співробітництво, і взагалі тема зварювання як предмету наукових досліджень і невпинного інтересу розробників і виробників. Саме тому варто детально розглянути історію співробітництва Південмашу з ІЕЗ ім. Є.О. Патона. Це дозволить оцінити різноманіття спільно розроблених технологій зварювання та деякою мірою осягнути, що саме криється за усталеним виразом «високі технології». Усі наведені далі приклади і є ті самі високі технології.

Однією з перших втілених в життя розробок в сфері зварювання на Південмаші було створення устаткування і технології електронно-променевого зварювання жароміцних сталей і сплавів для виробництва двигунів бойових балістичних ракет і космічних ракет-носіїв. Роботи з впровадження технології тривали протягом 1960-1970-х рр.

Майже водночас, а саме в 1966-1970 роках на Південмаші було впроваджено технологію зварювання тертям, за допомогою якого забезпечується з'єднання біметалічних перехідників алю-



Б. Є. Патон з генеральним директором Південмашу Ю.С. Алексєєвим (1998 р.). Зліва-направо: Коротков О. С. (головний інженер), Ржанов Б. П. (головний зварник), Патон Б. Є., Алексєєв Ю. С.

міній-сталь (AMг-6+X18H10T). Технологія зварювання тертям успішно використовується на Південмаші і досі, зокрема, у виробництві інструмента.

Наступною технологією, яку також опанували у 1960-ті роки, було зварювання титанових сплавів в контрольованому середовищі.

Відоме визначення титану як космічного металу, має серйозне підґрунтя. Слід зазначити, що насправді титан в чистому вигляді в машинобудуванні практично не використовується, а під словом «титан» розуміють титанові сплави. Поєднання властивих титановим сплавам легкості та міцності і обумовлює їх особливу цінність в галузях машинобудування, де є підвищені вимоги до ваги і міцності. На Південмаші титанові сплави використовуються як конструкційний матеріал для корпусів двигунів, сопел, кулебалонів високого тиску, тощо. Віднедавна до них приєдналися і стойки шасі літаків.

Проте, титанові сплави мають купу властивостей, які затрудняють їх зварювання. Серед них невисока теплопровідність, схильність до самозаймання при нагріванні до 400 °С і контакті з киснем, утворення крихких нітридних з'єднань при нагріванні до 600 °С і прямому контакті з азотом, схильність до поглинання водню при нагріванні до 250 °С. Узагальнюючи, можна сказати, що вже при незначному для зварювання підвищенні температури титанові сплави різко підвищують хімічну активність, що, при контакті з атмосферним повітрям, спричинює послаблення зварного шву та робить метал в його області неприпустимо крихким.

Але переваги від використання титанових сплавів все ж настільки вагомі, що довелося вирішувати проблему їх зварювання. Це виявилось нетривіальним завданням. Крім здійснення операції у спеціальній камері з інертним газом, треба було відпрацювати й інші елементи технологічного процесу. Для кінцевого успіху виявилось за необхідне жорстко дотримуватися цілого переліку умов: ретельне зачищення і знежирення поверхонь, видалення з них оксидної плівки, шліфування. Так само потребує підготовки і присадний дріт. І це не все. Використовуються спеціальні електроди, швидкість їх руху має бути постійною, треба також уникати коливань електроду і дотримання певного куту його нахилу відносно зварного шву. Оптимальні значення усіх цих параметрів було визначено в ході дослідних робіт, їх дотримання забезпечено створенням устаткування для автоматичного зварювання.

Цікаво, що якість зварного шва на деталях з титанового сплаву можна визначити без застосування технічних засобів неруйнівного контролю, які теж обов'язково використовуються. Найпростіший метод візуального контролю — за кольором, оскільки тільки рівний сріблястий колір шва за відсутності тріщин і пор свідчить про належне дотримання усіх технологічних вимог.

Але не титаном єдиним... Найбільшу частину сухої маси ракети займають сплави з алюмінію. Такі сплави, як AMг-6, поєднують достатню міцність, високу пластичність, корозійну стійкість та зварюваність,

стійкість до вібрацій. На його основі на початку ери реактивної авіації навіть виготовляли авіаційну про- тиосколкову броню.

Знайшлося сплав АМг-6 місце і в ракетобудуванні. Але, незважаючи на гарну зварюваність, виникли проблеми із з'єднанням деталей, які потрібно було зварювати по всій площі перетину великого розміру. Раніше для цього застосовувалося ручне аргонодугове зварювання, яке не задовольняло потреби виробництва за цілою низкою чинників. Основними недоліками були неналежна якість і надійність з'єднань внаслідок впливу людського фактору. При цьому виявлений брак відправляв у відходи деталі, які пройшли до того багато операцій з механічної обробки, тобто ціна помилки була завеликою. Незадовільною була і продуктивність праці при ручному зварюванні.

Тому з ініціативи головного зварника Південмашу В. В. Бородіна і після консультацій з фахівцями ІЕЗ ім. Є.О. Патона було вирішено створити устаткування і технології контактного стикового зварювання шпангоутів силового набору корпусів ракет зі сплав АМг-6 великого перетину. Роботи тривали з кінця 1960-х до середини 1970-х рр., коли усі поставлені завдання було виконано.

Десятьма роками пізніше, в першій половині 1980-х, було також створено устаткування і технології для контактного стикового зварювання обичайок корпусів ракет діаметром до 3900 мм з полотном завтовшки до 40 мм і перетином до 80 тис. мм<sup>2</sup>.

При цьому також використовується метод зварювання оплавленням. Розробка використовувалася при виробництві найвідоміших південмашівських ракет – 15А18М (більш відома як «Сатана») для ракетного комплексу Р-36М2 «Воєвода» та космічних ракет-носіїв сімейства «Зеніт», які в світі визнані кращими в своєму класі та виробляються дотепер. Цікаво, що і «Сатані» теж довелося підкорювати космос під назвою «Дніпро». Це відбувалося в рамках конверсійної програми, яка передбачала використання знятих з бойового чергування ракет для виведення комерційних супутників на орбіту. Всього було виконано понад півтора десятка пусків, і всі вони були успішні. Зважаючи на чималий строк перебування ракет під компонентом на «військовій службі», яка передувала космічним пускам, їх надійність просто вражає.

Для датчиків систем управління витрат палива РН «Зеніт» у тих же 1980-х було впроваджено і лазерне зварювання тонколистових конструкцій. Його необхідність була спричинена неможливістю в інший спосіб отримати надійне зварне з'єднання. На заводі ставала мала товщина конструкції, яка при нагріванні під час використання інших технологій зварювання неприпустимо деформувалася, що призводило до пропалу основного металу.

На відміну від подібного електронно-променевого зварювання, лазерне не потребує використання спеціальних вакуумних камер. Здійснюється лазерне зварювання тонколистових конструкцій з використанням малих потужностей лазерного випромінювання, яке безпосередньо нагріває лише зовнішній шар металу, а нагрівання на всю товщину відбувається за рахунок теплопровідності. Крім принципової можливості зварювання тонколистових конструкцій технологія відрізняється гарною якістю швів і високою швидкістю зварювання.

Завдяки цим спільним з ІЕЗ

роботам стало можливим серійне виробництво ракетних комплексів третього покоління, серед яких Р-36 (ракета 8К67), Р-36М (ракета 15А14) та їх подальші модифікації. Згодом до них приєдналися космічні ракети-носії сімейства «Циклон» та «Зеніт». Особливе місце в цьому переліку займає космічна ракета-носіє «Циклон-2», яка має неперевершену в світі надійність. За час її експлуатації було виконано 106 пусків, і всі вони були успішні. Безперечно, в цьому досягненні є і вагомий внесок розробок ІЕЗ.

Свого часу описані технології випереджали час і були секретними. З незначними доробками і несуттєвим вдосконаленням вони використовуються дотепер. І це



Зварний корпус І-ступені РН «Зеніт»



Контактно-стикове зварювання корпусів РН «Зеніт» (машина К825)

зовсім не ознака технологічного занепаду. Просто для конкретних виробничих завдань кращих технологічних рішень ще не винайшли.

Співробітництво Південмашу та ІЕЗ ім. Є. О. Патона триває та продовжує розвиватися. Розробляються нові технологічні комплекси, модернізуються існуючі, впроваджуються сучасні системи контролю. Всупереч чуткам про кризу вітчизняної науки, ІЕЗ ім. Є.О. Патона надає суттєву допомогу Південмашу і в підготовці серійного виробництва нових перспективних зразків ракетної та космічної техніки.

Ось стислий перелік робіт, які виконуються для Південмашу прямо зараз.

1. Розробка технології та зварювального оснащення для контактного стикового зварювання оплавленням профілів повздовжнього силового набору ракети-носія з високоміцного алюмінієвого сплаву.
2. Розробка технології та спеціалізованого устаткування для контактного стикового зварювання оплавленням таврових профілів повздовжнього силового набору ракети-носія з високоміцних алюмінієвих сплавів.
3. Налаштування роботи комп'ютеризованої системи контролю параметрів зварювання та технічного стану зварювальної машини та розробка на її базі комп'ютеризованої системи керування процесом зварювання.
4. Розробка технологій контактного стикового зварювання пульсуючим оплавленням шпангоутів та обичайок та розробка проектів модернізації машин для їх реалізації.
5. Модернізація машини для зварювання інструмента.
6. Авторський нагляд при експлуатації та ремонті машин для контактного стикового зварювання шпангоутів та технологічна допомога при відпрацюванні режимів зварювання шпангоутів.

Перелік начебто і невеликий, але достатньо насичений, наукомісткий і непогано ілюструє стан справ і на Південмаші, і в ІЕЗ ім. Є. О. Патона.

В цьому невеликому за обсягом нарисі висвітлено лише частку здобутків Інституту за його 84-річну історію. Ту частку, яка стосується ракетно-космічного машинобудування і лише в тій частині, яку можна побачити з Південмашу. Без зайвого перебільшення можна стверджувати, що без внеску ІЕЗ ім. Є. О. Патона, без самовідданої праці поколінь його науковців, без особистості його керівника, Бориса Євгеновича Патона, який 27 листопада відзначатиме 100-річний ювілей, не було б численних бойових і космічних українських ракет, а Південмаш і КБ Південне мали б набагато скромнішу історію здобутків. Якщо ж оцінити у сукупності внесок Інституту у наше сьогоднішнє, то і сучасна Україна мала б зовсім не той вигляд, до якого ми звикли.

Керівництво і колектив працівників  
ДП «ВО Південні машинобудівні заводи ім. О. М. Макарова»

**Подписка – 2019 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
990 грн.	1980 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», «Меркурий» (Украина); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (РФ).



**Подписка – 2019 на журнал «The Paton Welding Journal»**  
[www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)  
 Подписной индекс 21971

Украина		Зарубежные страны	
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.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal». Журналы распространяются по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)).



**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 2016 гг. в формате \*.pdf.**

**Реклама в журналах «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»**

**Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**

- ◆ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ◆ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ◆ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ◆ Вклейка А4, 200×290 мм
- ◆ Разворот А3, 400×290 мм
- ◆ А5, 165×130 мм

**Стоимость рекламы**

- ◆ Цена договорная
- ◆ Предусмотрена система скидок
- ◆ Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- ◆ Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- ◆ Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 06.11.2018. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 18,5. Усл.-отт. 13,3. Уч.-изд. л. 21,5 + 6 цв. вклеек. Печать ООО «ДИА».

03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.