

## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор  
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона  
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),  
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),  
Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,  
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,  
И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,  
Л. М. Лобанов,  
В. Д. Позняков,  
И. А. Рябцев, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины  
В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,  
В. В. Квасницкий,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,  
В. Д. Кузнецов,  
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев  
М. М. Студент, Физ.-механ. ин-т  
им. Г. В. Карпенко НАНУ, Львов  
Зарубежные ученые  
Н. П. Алешин  
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ  
Гуань Цяо  
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай  
А. С. Зубченко  
ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ  
М. Зиниград  
Ун-т Ариэля, Израиль  
В. И. Лысак  
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ  
У. Райсген  
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия  
Я. Пилярчик  
Ин-т сварки, Гливице, Польша  
Г. А. Туричин  
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы  
Т. В. Юштина (отв. секр.), К. Г. Григоренко,  
Н. А. Притула  
Электронная верстка  
И. Р. Наумова, Д. И. Середя, А. И. Сулима

Адрес редакции  
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ  
03680, 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

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

Издается ежемесячно

## СОДЕРЖАНИЕ

Украинско-китайское научно-техническое сотрудничество ..... 3

### НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Кучук-Яценко С. И., Казымов Б. И., Загадарчук В. Ф. Влияние  
структуры металла труб на механические свойства сварных  
соединений, выполненных контактной сваркой оплавлением ..... 5  
Ющенко К. А., Мац А. В., Неклюдов И. М., Соколенко В. И.,  
Черняк Н. А. Влияние переменного магнитного поля на магнитные  
свойства, структуру и напряженное состояние сварных соеди-  
нений корпусной стали ..... 11  
Кныш В. В., Соловей С. А., Кирьян В. И., Ныркова Л. И., Осад-  
чук С. А. Применение высокочастотной проковки для повышения  
эксплуатационных характеристик стыковых сварных соединений  
в условиях атмосферы умеренного климата ..... 15  
Покляцкий А. Г., Мотрунич С. И., Клочков И. Н. Физико-механи-  
ческие свойства стыковых соединений тонколистового алюми-  
ниевого сплава Д16, полученных сваркой трением с переме-  
шиванием ..... 21  
Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Астахов Е. А., Цимбалиста Т. В.,  
Бурлаченко А. Н., Васильковская М. А., Кильдий А. И. Дето-  
национные покрытия из порошков интерметаллидов систе-  
мы Fe–Al, полученных методом механохимического синтеза ..... 25

### ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Коржик В. Н., Пащин Н. А., Миходуй О. Л., Гринюк А. А., Бабич А. А.,  
Хаскин В. Ю. Сравнительная оценка способов дуговой и гибрид-  
ной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом алюми-  
ниевого сплава 1561 ..... 32  
Нестеренков В. М., Кравчук Л. А., Архангельский Ю. А.,  
Орса Ю. В. Формирование сварных соединений магниевых  
сплавов при импульсной многопроходной электронно-лучевой  
сварке ..... 38  
Фальченко Ю. В., Петрушинец Л. В., Федорчук В. Е. Влияние  
температуры нагрева в вакууме на поведение оксидной  
пленки на поверхности интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl ..... 43  
Ступницкий Т. Р., Студент М. М., Похмурский В. И., Тымусь М. Б.  
Разработка электродуговых покрытий для восстановления штоков  
гидроцилиндров горнодобывающего оборудования с использова-  
нием порошковых проволок ..... 48  
Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Бернацкий А. В., Сиора А. В.  
Лазерная сварка тонкостенных фильтрующих элементов из ста-  
ли 08X18H10T ..... 54

### КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени ..... 59

### ХРОНИКА

Торжественное собрание в честь 100-летия со дня рождения  
В. Е. Патона ..... 60  
Готовим специалистов сварочного направления ..... 61  
Памяти И. И. Зарубы ..... 63

## РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор  
Б. Є. Патон

Вчені ІЕЗ ім. Є. О. Патона  
С. І. Кучук-Яценко (заст. гол. ред.),  
В. М. Ліподаєв (заст. гол. ред.),  
Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,  
О. Т. Зельніченко, В. В. Книш,  
І. В. Кривцун, Ю. М. Ланкін,  
Л. М. Лобанов,  
В. Д. Позняков,  
І. О. Рябцев, К. А. Ющенко

Вчені університетів України  
В. В. Дмитрик, НТУ «ХПІ», Харків,  
В. В. Квасницький,  
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ,  
В. Д. Кузнєцов,  
НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського», Київ  
М. М. Студент, Фіз.-механ. ін-т  
ім. Г. В. Карпенка НАНУ, Львів

Зарубіжні вчені  
М. П. Альошин  
МДТУ ім. М. Е. Баумана, Москва, РФ  
Гуань Цяо  
Ін-т авіаційних технологій, Пекін, Китай  
О. С. Зубченко  
ДКБ «Гідропрес», Подільськ, РФ  
М. Зініград  
Ун-т Арієля, Ізраїль  
В. І. Лисак  
Волгоградський держ. техн. ун-т, РФ  
У. Райсген  
Ін-т зварювання і з'єднань, Аахен,  
Німеччина  
Я. Пілярчик  
Ін-т зварювання, Глівіце, Польща  
Г. А. Туричин  
С.-Петербурзький держ. політехн. ун-т, РФ

Редактори  
Т. В. Юштіна (від. секр.), К. Г. Григоренко,  
Н. А. Притула  
Електронне верстання  
І. Р. Наумова, Д. І. Середа, А. І. Сулима

Адреса редакції  
ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ  
03680, Україна, Київ-150,  
вул. Казимира Малевица, 11  
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277  
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
www.patonpublishinghouse.com

Засновники  
Національна академія наук України,  
ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ,  
МА «Зварювання» (видавець)

Свідоцтво про державну  
реєстрацію KB 4788 від 09.01.2001  
ISSN 0005-111x

Журнал входить в перелік затверджених  
Міністерством освіти і науки України  
видань для публікації праць  
здобувачів вчених ступенів

За зміст рекламних матеріалів редакція  
журналу відповідальності не несе

Ціна договірною  
Видається щомісячно

## ЗМІСТ

Українсько-китайське науково-технічне співробітництво ..... 3

## НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Кучук-Яценко С. І., Казимов Б. І., Загадарчук В. Ф. Вплив структури металу труб на механічні властивості зварних з'єднань, виконаних контактним зварюванням оплавленням ..... 5  
Ющенко К. А., Мац О. В., Неклюдов І. М., Соколенко В. І., Черняк М. О. Вплив змінного магнітного поля на магнітні властивості, структуру і напружений стан зварних з'єднань корпусної сталі ..... 11  
Книш В. В., Соловей С. О., Кир'ян В. І., Ниркова Л. І., Осадчук С. О. Застосування височастотної проковки для підвищення експлуатаційних характеристик стикових зварних з'єднань в умовах атмосфери помірного клімату ..... 15  
Покляцький А. Г., Мотруніч С. І., Клочков І. М. Фізико-механічні властивості стикових з'єднань тонколистового алюмінієвого сплаву Д16, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням ... 21  
Борисов Ю. С., Борисова А. Л., Астахов Є. А., Цимбаліста Т. В., Бурлаченко О. М., Васильківська М. А., Кільдій А. І. Детонаційні покриття з порошків інтерметалідів системи Fe–Al, отриманих методом механохімічного синтезу ..... 25

## ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Коржик В. М., Пащин М. О., Міходуй О. Л., Гринюк А. А., Бабич О. А., Хаскін В. Ю. Порівняльна оцінка способів дугового і гібридного плазмово-дугового зварювання плавким електродом алюмінієвого сплаву 1561 ..... 32  
Нестеренков В. М., Кравчук Л. А., Архангельський Ю. О., ОРСА Ю. В. Формування зварних з'єднань магнієвих сплавів при імпульсному багатопротічному електронно-променево-му зварюванні ..... 38  
Фальченко Ю. В., Петрушинець Л. В., Федорчук В. Є. Вплив температури нагрівання у вакуумі на поведінку оксидної плівки на поверхні інтерметалідного сплаву γ-TiAl ..... 43  
Ступницький Т. Р., Студент М. М., Похмурський В. І., Тимусь М. Б. Розробка електродугових покриттів для відновлення штоків гідроциліндрів гірничодобувного обладнання із застосуванням порошкових дротів ..... 48  
Шелягін В. Д., Хаскін В. Ю., Бернацький А. В., Сіора О. В. Лазерне зварювання тонкостінних фільтруючих елементів зі сталі 08X18H10T ..... 54

## КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

Дисертація на здобуття вченого ступеню ..... 59

## ХРОНІКА

Урочисті збори на честь 100-річчя від дня народження  
В. Є. Патона ..... 60  
Готуємо спеціалістів зварювального напрямку ..... 61  
Пам'яті І. І. Заруби ..... 63

## УКРАИНСКО-КИТАЙСКОЕ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКОЕ СОТРУДНИЧЕСТВО

*В начале января этого года исполнилось 25 лет со дня установления дипломатических отношений между Украиной и Китайской Народной Республикой. Одним из приоритетных направлений двусторонних отношений является сотрудничество в области науки и техники. Пример этому — давние и плодотворные связи украинских сварщиков с китайскими коллегами.*



Во время встречи в ИЭС 16 февраля 2017 г. (слева направо: академик Б. Е. Патон, г-н Чжан Вэй, д-р техн. наук В. Н. Коржик)

«За 25 лет, прошедшие со дня установления дипломатических отношений между Украиной и Китайской Народной Республикой, были достигнуты значительные результаты в области научного и научно-технического сотрудничества между нашими странами, а сотрудничество в области электросварки и материаловедения вообще можно рассматривать как яркий пример взаимовыгодной двусторонней научной кооперации», — отметил президент Национальной академии наук Украины академик Борис Евгеньевич Патон во время визита первого секретаря Посольства КНР в Украине господина Чжан Вэя в Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Репортаж об этой встрече и интервью с директором Института академиком Б. Е. Патоном были опубликованы в одной из центральных китайских газет «Жэньминь жибао».

Сотрудничество Украины с Китаем в сфере электросварочных технологий имеет давнюю историю (например, в Харбине уже почти полвека действует «патоновская» установка для электрошлаковой сварки), но с подписанием в 2011 г. межправительственного соглашения и создания Комиссии по сотрудничеству между Правительством Украины и Правительством Китайской Народной Республики спектр направлений сотрудничества в значительной мере был расширен. В том же 2011 г. по инициативе Национальной академии наук Украины, Министерства науки и технологий КНР и Государственного управления по делам иностранных специалистов КНР в провинции Гуандун был официально открыт Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона.



Как отметил Б. Е. Патон, за годы существования совместного Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона, созданного на основе научно-технической платформы — новой инновационной формы международного взаимодействия в сфере высоких технологий, обе страны получили уникальный и очень полезный опыт. Достигнутые за пять лет результаты он назвал достаточно успешными и «соответствующими не только интересам провинции Гуандун и Национальной академии наук Украины, но и Китая, и Украины в целом».

Реализация этого китайско-украинского проекта эффективно соединила технологические возможности Украины с рыночным спросом китайской стороны, а также активно способствовала воплощению в жизнь стремлений Китая к технологическим прорывам во многих ключевых отраслях экономики. В Китайско-украинском институте сварки им. Е. О. Патона не только удалось сконцентрировать самые прогрессивные знания и оборудование в области электросварки и материаловедения, но и сосредоточить усилия на создании инноваций в интересах нескольких различных отраслей. Это технологии и оборудование для контактной сварки трубопроводов и арматуры, которые открывают новые возможности в строительстве железобетонных мостов, путепроводов и автомагистралей. Это также способы соединения алюминиевых сплавов, используемых при строительстве судов специального назначения, в авиации и космонавтике. Кроме того, это технологии восстановления деталей с применением скоростного плазменного напыления для текстильной промышленности, полиграфии и др. Весомые результаты были достигнуты и при выполнении крупных научных проектов в сфере океанографического инжиниринга, а также при изготовлении оборудования для атомных электростанций и применения сварочных технологий в медицине. Вследствие эффективного сотрудничества сварочные технологии, используемые в Китае, в значительной мере были улучшены и оптимизированы до передового международного уровня.

Содиректор Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона с украинской стороны доктор технических наук Владимир Коржик, который работает в этом проекте с самого начала, сообщил, что в Институте за эти годы выполнялось более 30 научно-исследовательских программ государственного и регионального уровня, услуги по распространению и технической поддержке технологий были предоставлены более 100 предприятиям. По результатам проведенных работ опубликовано более 300 научных статей и монографий, получено 56 патентов.

В последнее время активно развивается сотрудничество с такими мощными китайскими промышленными концернами, как Китайская корпорация аэрокосмической науки и техники (China Aerospace Science and Technology Corporation — CASC), Корпорация авиационной промышленности Китая (Aviation Industry Corporation of China — AVIC), Китайская государственная судостроительная корпорация (China State Shipbuilding Corporation — CSSC), металлургическая компания Anshan Iron and Steel Group, корпорация Dongfang Electric Machinery.

Кроме того, на протяжении всех лет своей деятельности Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона много внимания уделял развитию фундаментальных научных исследований, всячески поддерживал академический обмен между нашими странами. Среди организованных Институтом научных мероприятий можно назвать семинар по сварочным технологиям в океанографической инженерии, семинар по ключевым технологиям полярного судостроения и др.

Деятельность Института была отмечена 15 наградами провинции Гуандун, премиями профильных министерств и ведомств. За значительный вклад в процесс модернизации Китая и развитие научно-технического сотрудничества между Китаем и Украиной в 2012 г. академик Б. Е. Патон, а в 2014 г. Владимир Коржик были удостоены высшей и самой авторитетной правительственной награды для иностранных специалистов — ордена Дружбы Китайской Народной Республики.

В завершение встречи академик Б. Е. Патон отметил, что украинские ученые высоко оценивают разработанную китайским правительством стратегию «Китайское производство – 2025». По его мнению, эта стратегия будет способствовать скорейшему превращению Китая в глобальное промышленно развитое государство, а развитие сварочных технологий как основы для производства специализированного оборудования получит новый мощный импульс для дальнейшего развития. В частности, он выразил надежду на углубление сотрудничества в области сварки живых тканей в интересах клинической медицины.

По материалам русскоязычной версии  
газеты «Жэньминь жибао»

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ТРУБ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ КОНТАКТНОЙ СВАРКОЙ ОПЛАВЛЕНИЕМ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, Б. И. КАЗЫМОВ, В. Ф. ЗАГАДАРЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Технология контактной сварки оплавлением занимает достаточное место в различных отраслях промышленности, в том числе при сварке труб различного назначения. При высоком качестве соединений в целом ряде случаев наблюдаются выпадения показателей свойств. В работе рассмотрены причины таких выпадений и их связь с исходной структурой металла труб. Установлено, что формирование участков со структурной неоднородностью в соединениях обусловлено структурой и объемом сегрегационных полос неметаллических включений в стали и не связано с технологическими параметрами сварки. При сварке современных трубных сталей, полученных контролируемой прокаткой, обеспечиваются требуемые механические свойства соединений. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 8.

*Ключевые слова:* трубопроводы, контактная сварка оплавлением, качество соединений, неразрушающий контроль, стандарты, механические испытания, испытания на изгиб, расслоения, трещины, неметаллические включения, ликвационные полосы, структурная неоднородность, браковочные признаки

Контактная стыковая сварка оплавлением (КСО) успешно используется в различных отраслях промышленности, в том числе при сварке труб различного назначения. Технологии и оборудование для этого способа сварки, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, нашли широкое применение при строительстве различных трубопроводов. Процесс сварки полностью автоматизирован. При этом контролируются параметры, что обеспечивает высокую стабильность качества соединений. Кроме этого, проводится неразрушающий контроль сварных соединений с использованием современных систем ультразвукового контроля (УЗК). При выполнении сварочных работ периодически проводятся механические испытания контрольных партий образцов, вырезанных из сваренных кольцевых стыков. Испытания проводятся по методикам, утвержденным нормативными документами, предусмотренными ведомственными и государственными стандартами. Ведомственные стандарты учитывают специфические условия работ при строительстве и обслуживании трубопроводных систем, государственные охватывают более широкие области применения технологий, сварочных материалов.

В последнее десятилетие проводится гармонизация ведомственных и государственных стандартов с международными стандартами. При строительстве сухопутных трубопроводов широко используется международный стандарт API 1104 [1].

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины накоплен большой опыт использования технологий КСО при строительстве сухопутных трубопрово-

дов, в частности, результаты всесторонних механических испытаний соединений кольцевых швов из различных сталей, а также неразрушающего контроля (УЗК, рентген-контроля) и операционного контроля параметров режима сварки [2].

Изучение этих данных показывает, что соединения труб, выполненные КСО, отличаются высокими и стабильными показателями по сравнению с другими способами, применяющимися для сварки труб в полевых условиях, что подтверждается публикациями организаций, использующих технологии и оборудование КСО [3]. Анализ имеющихся данных показывает также, что при сварке некоторых партий труб отмечается несовпадение результатов механических испытаний и других видов контроля. При отсутствии каких-либо дефектов по результатам неразрушающего и операционного контроля при испытаниях отдельных образцов на изгиб, наблюдались выпадения показателей ниже допустимых пределов, что приводило к необходимости повторных испытаний.

Целью проведенных исследований было определение причин появления таких выпадений и влияние на них структуры и химического состава стали труб.

Для исследований были взяты кольцевые соединения труб диаметром 1420 мм из стали класса прочности Х60 толщиной стенки 19 мм и стали класса прочности Х70 толщиной стенки 16 мм. Сварка выполнялась на машине К700 с использованием оптимальных режимов, принятых для указанных толщин стенки труб в соответствии с ВСН 006-89 [4]. Всего было исследовано по 18 стыков труб из стали

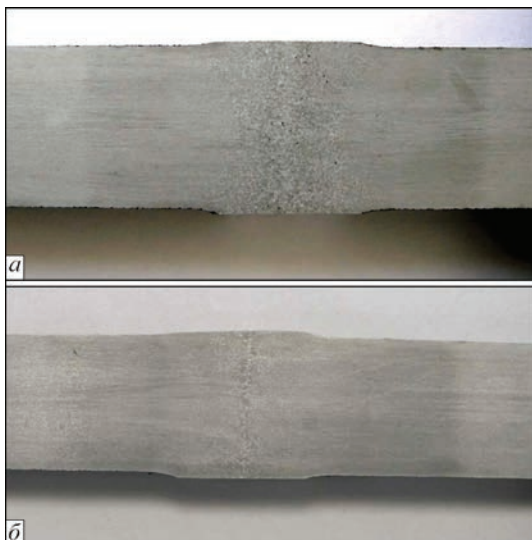


Рис. 1. Макроструктура кольцевых соединений труб из сталей класса прочности X60 (а) и X70 (б)

каждого класса прочности. Механические испытания сварных соединений образцов каждой стали проводились в соответствии с международным стандартом API 1104 [1], а также межгосударственным стандартом ГОСТ 6996–66 [5].

В каждой партии половина образцов испытывалась по стандарту API 1104, вторая — по ГОСТ 6996–66. Результаты механических испытаний сварных соединений приведены в таблице. Механические свойства металла труб имели следующие показатели нормативного предела прочности: трубы класса прочностит X60 — 540 МПа,

трубы класса прочности X70 — 588 МПа. Приводим химический состав металла двух партий труб. Сталь класса прочности X60, мас. %: 0,18 С; 0,42 Si; 1,50 Mn; 0,018 S; 0,014 P; 0,04 Ni; 0,02 Cr; 0,04 Cu. Сталь класса прочности X70, мас. %: 0,07 С; 0,31 Si; 1,53 Mn; 0,004 S; 0,017 P; 0,27 Ni; 0,002 Cr.

Металлографические исследования проводили на световом микроскопе «Неофот-32», анализы химического состава поверхности изломов соединений — на оже-микросзонде JAMP 9500F фирмы «JEOL» (Япония).

На рис. 1 приведены макрошлифы соединений сталей класса прочности X60 и X70. При одинаковой ширине зоны термического влияния (ЗТВ) макроструктура соединений отличается, что обусловлено структурой основного металла труб. В обеих партиях структура основного металла имеет полосчатость. Металл труб из сталей класса прочности X60 (рис. 2, а) имеет по сравнению с металлом труб класса прочности X70 более высокий балл полосчатости 5 согласно ГОСТ 5640. Полосчатость стали класса прочности X70 (рис. 2, б) соответствует баллу 2. Более существенно стали отличаются содержанием неметаллических включений. В стали класса прочности X60 содержание неметаллических включений в полосах проката больше и оценивается баллом 4 по ГОСТ 1778. Цепочки неметаллических включений формируют непрерывные линии (рис. 2, в). В стали класса прочности X70 это отдельные мелкие включения

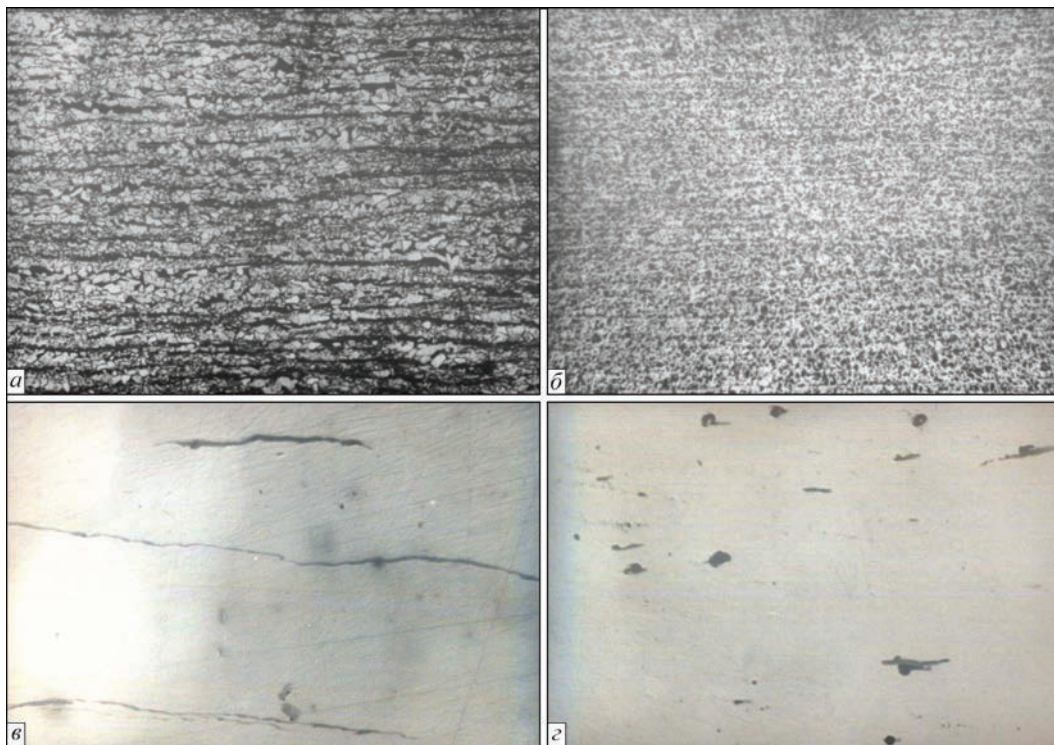


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 100$ ) основного металла труб из сталей класса прочности X60 (а) и X70 (б); в — цепочки неметаллических включений в стали класса X60 ( $\times 500$ ); г — отдельные мелкие неметаллические включения в стали класса X70 ( $\times 500$ )



Механические свойства кольцевых стыков труб (количество стыков — 9)

Способ оценки	Класс прочности	Предел прочности, МПа	Место разрушения	Испытания на изгиб	
				Угол загиба, град	Качество шва
Испытания по ГОСТ 6996-66	X60	$\frac{541...563}{555}$	По основному металлу и шву	>70 (7 стыков)	Норма
				<70 (2 стыка)	Брак
	X70	$\frac{599...619}{612}$	По основному металлу	>70 (8 стыков)	Норма
				<70 (1 стык)	Брак
Испытания по API 1104	X60	$\frac{547...569}{559}$	— “ —	180	Норма
	X70	$\frac{589...611}{602}$	— “ —	180	— “ —

не более 3-х баллов (рис. 2, з). По химическому составу включения в обеих сталях представляют собой сульфиды, оксиды и силикаты. Согласно химическому составу металла (таблица) содержание серы в стали труб класса X60 в 3 раза выше, чем в стали класса прочности X70. Это дает основания полагать, что в сегрегационных полосах стали класса прочности X60 преобладают сульфиды марганца. Структура металла по линии соединения и примыкающих к ней участков крупнозернистая (рис. 3, а). Образующаяся структура линии соединения представляет собой полиэдрический феррит. На участке крупного зерна микроструктура представляет собой пластинчатый феррит с упорядоченной второй фазой. Размер первичных зерен аустенита достигает № 2 и № 3 по ГОСТ 5639–82 для соединений труб класса прочности X60 (рис. 3, а) и № 3 и № 4 для соединений труб класса прочности X70 (рис. 3, б).

В металле труб класса прочности X70 отсутствуют строчечные неметаллические включения (рис. 2, з). Это можно объяснить более совершенной технологией производства таких сталей методом контролируемой прокатки.

В таблице приведены результаты механических испытаний сварных соединений, выполненных согласно требованию API 1104 и межгосударственного стандарта ГОСТ 6996–66. Главным отличием ГОСТ 6996–66 от API 1104 является более жесткие испытания образцов сварных соединений на изгиб. Сравнение результатов испытаний показывает, что при испытаниях на растяжение предел прочности соединений труб находится на уровне, соответствующем показателям основного металла указанных сталей. Результаты испытаний сварных соединений на изгиб всех партий образцов по методике API 1104 также соответствуют требованиям этого стандарта. При испытаниях на изгиб партий образцов по методике ГОСТ 6996–66 наблюдались отдельные выпады показателей ниже допустимого уровня. Это обусловлено появлением трещиноподобных раскрытий (рис. 4, а) и расслоений наружных слоев образцов (рис. 4, б), подвергающихся растяжению при изгибе. В большинстве случаев трещина и последующее расслоение начиналось в местах выхода на поверхность ликва-

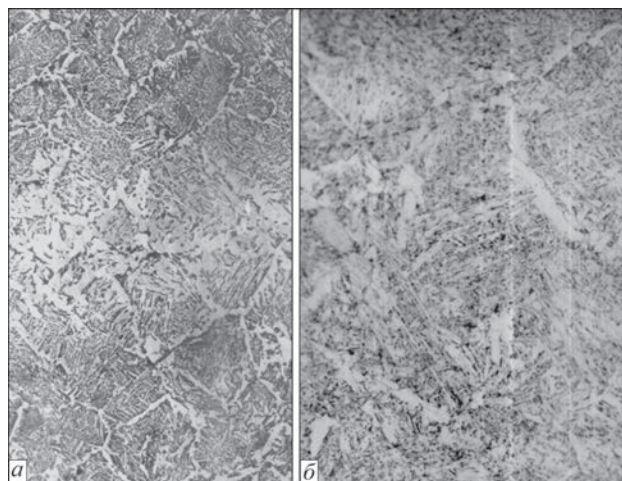


Рис. 3. Микроструктура металла соединения сталей класса прочности X60 (а,  $\times 100$ ) и X70 (б,  $\times 200$ )

ционных полос и разрушение образца происходило после уменьшения площади сечения образца, если его изгиб продолжался. Зарождение начальной трещины происходило на отдельных участках растягиваемой поверхности в зависимости от ширины ликвационной полосы, выходящей на поверхность образца после его обработки и снятия усиления сварного шва — грата.

Как видно из рис. 5, а [6], угол изгиба волокон и ликвационных прослоек имеет максимальное значение в центре шва и снижается по мере удале-

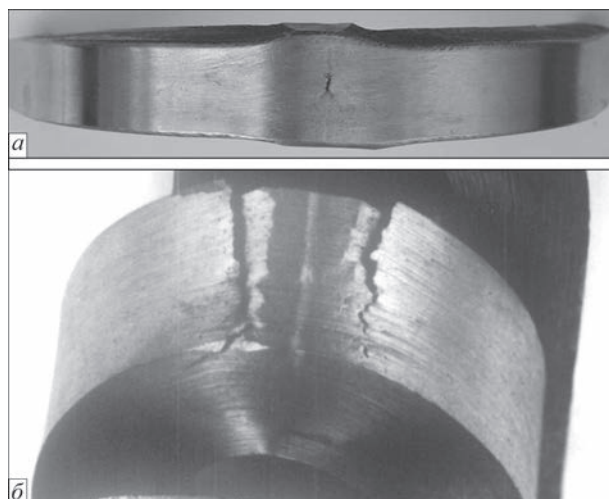


Рис. 4. Дефекты соединений труб, выполненных КСО: трещиноподобное раскрытие (а); расслоение наружного слоя (б)

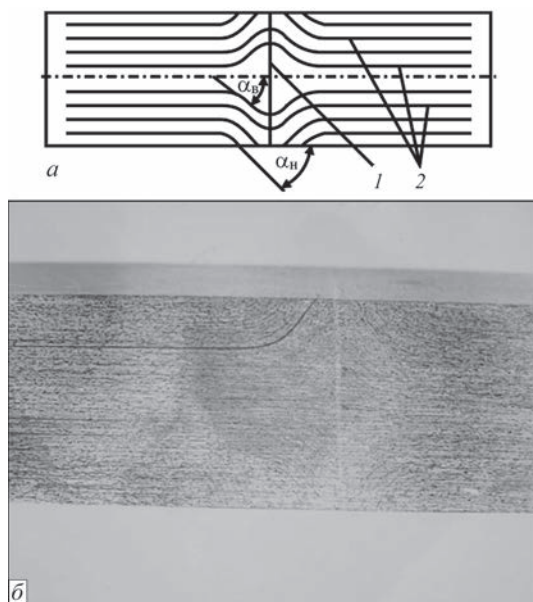


Рис. 5. Схема сварного соединения (а) и место выхода ликвационной полосы на поверхность стенки трубы (б): 1 — линия соединения; 2 — полосы проката;  $\alpha_n$  — угол изгиба полос проката у поверхности;  $\alpha_b$  — угол изгиба полос проката в середине соединения

ния волокон от центра к поверхности листа. При этом максимальная деформация сжатия нагретых приконтактных слоев металла наблюдается в центре сварного шва, а по мере удаления от центра полосы претерпевают сжатие с изгибом, крайние слои испытывают растягивающие напряжения, воздействующие на ликвационные прослойки и снижающие их плотность. В большинстве случаев надрывы и трещины в зоне растяжения поверхностных слоев происходят в местах выхода ликвационных прослоек на поверхность сварных образцов на расстоянии 2...3 мм от центра шва (рис. 5, б). Это обусловлено увеличением толщины сегрегаций в результате «раскрытия» ликвационного слоя при его деформации, а также пониженными механическими свойствами участков с неметаллическими включениями.

Как показывают проведенные исследования, анизотропия механических свойств характерна для основного металла труб из стали класса прочности X60 диаметром 1420 мм производства 1990-х годов.



Рис. 6. Внешний вид образца с трещиной по линии сварки

При исследованиях на разрыв образцов, вырезанных вдоль проката и в направлении, перпендикулярном поверхности проката, отношение  $\sigma_{п.пр}/\sigma_b$  в отдельных случаях составляло  $K = \sigma_{п.пр}/\sigma_b = 0,8$ , где  $\sigma_b$  — прочность металла труб вдоль проката,  $\sigma_{п.пр}$  — прочность металла труб поперек проката. Также имели место низкие показатели ударной вязкости  $KCV$  основного металла этих труб, испытанных по толщине стенки с надрезом, расположенным вдоль направления прокатки. При комнатной температуре минимальные показатели  $KCV$  составляли 32,3 Дж/см<sup>2</sup>, а при температуре минус 20 °С снижались до 14,5 Дж/см<sup>2</sup>.

В некоторых образцах сварных соединений при испытаниях на изгиб наблюдались трещины небольшой протяженности по линии сварки (рис. 6). При этом угол изгиба образцов составлял 180° и состояние шва по наличию и допустимой величине трещин соответствовало требованиям API 1104. При этом такие образцы не отвечали требованию ГОСТ 6996–66. При визуальном осмотре таких образцов, после доведения их до полного разрушения за счет дополнительного изгиба, на поверхности излома обнаруживались участки, где на фоне кристаллического излома имелись участки, отличающиеся от остальной поверхности излома неразвитым рельефом и темной окраской (рис. 7). Такие дефекты в практике контактной сварки получили определение «матовые пятна» (МП) [7]. Степень влияния МП на показания испытаний на изгиб определяется их площадью и местом расположения на плоскости соединения. Если МП расположено на участке, подвергающемуся растяжению, то показатели испытаний могут снижаться даже при небольшой площади МП (16...20 мм<sup>2</sup>). При испытаниях на растяжение наличие МП площадью 30...50 мм<sup>2</sup> не влияет на результаты испытаний. При исследовании микроструктуры МП на сканирующем электронном микроскопе установлено, что она носит ямочный характер (рис. 8). В ямках наблюдаются многочисленные мелкие неметаллические включения. По своему составу эти включения не отличаются от неметаллических включений на основе Mn, Si, S и Fe, входящих в состав стали труб класса прочности X60. Эти данные позволяют сделать вывод о том, что на формирование МП оказывают влияние неметаллические включения, содержащиеся в основном металле труб. Рассматривая различные возможности попадания их в сварное соединение из ликвационных полос, можно предположить, что участок ликвационной полосы при ее деформации может располагаться по плоскости соединения. Это предположение допустимо, если считать, что угол изгиба ликвационных полос при деформации близок к 90°. Подобное формирова-





Рис. 7. МП на поверхности излома

ние структуры в процессе деформации проката рассматривалось в работе [8] применительно к сварке труб трением. Было показано, что снижение пластических свойств обусловлено ориентацией ликвационных полос параллельно плоскости сварки. Как видно из схемы сварного соединения (рис. 5, а), выполненного КСО, угол изгиба даже в центре шва не превышает  $30^\circ$ . Поэтому в соединении при деформации может выйти незначительная часть «материала» ликвационной полосы и ее влияние на формирование шва не будет существенным.

Более вероятным представляется формирование МП из расплава жидкого металла, постоянно обновляющегося на торцах деталей при оплавлении [9]. В работе [10], выполненной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, было показано, что полость в торцах, имитирующая неметаллические включения в металле и заполненная «материалом» ликвационной полосы – неметаллическими включениями, приводит на этом участке поверхности к образованию соединения с дефектом типа МП.

Аналогичное явление возможно, если ликвационная полоса имеет достаточно большой объем. Ее «материал», взаимодействуя с расплавом, который формируется на торцах свариваемых деталей в процессе оплавления перед осадкой, обогащает его на отдельных участках и этим создает условия для образования МП.

При небольших размерах МП до  $15 \text{ мм}^2$  существенного влияния на показания механических свойств сварных соединений при испытании на изгиб и растяжение не наблюдается. При большей площади МП показатели испытаний на изгиб снижаются. Следует отметить, что МП крайне редко встречались при испытании соединений из стали класса прочности Х70, а их размеры не превышали  $15 \text{ мм}^2$ . В сварных соединениях из стали класса прочности Х60 вероятность появления МП значительно больше, их площадь достигала  $30 \text{ мм}^2$ . Это

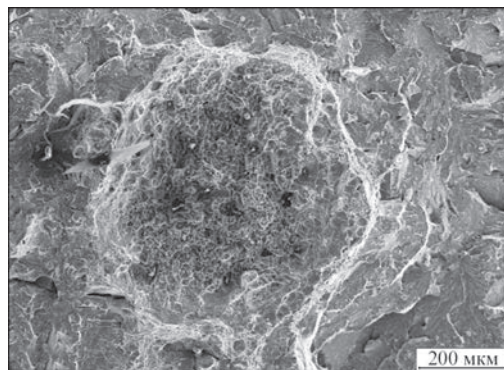


Рис. 8. Микроструктура поверхности излома соединения на участке МП

подтверждает взаимосвязь появления МП с содержанием в стали неметаллических включений. В основном металле стали класса Х60 наблюдаются наиболее крупные сегрегационные полосы, которые содержат сульфиды Мп, образующие хрупкие прослойки в металле. Содержание серы в этой стали почти в 3 раза превышает ее уровень в стали класса прочности Х70.

Из сравнения показателей механических испытаний образцов сварных соединений из сталей класса прочности Х60 и Х70 на изгиб по стандартам API 1104 и ГОСТ 6996–66 видно, что все выпадает ниже нормативных значений приходится на испытания по ГОСТ 6996–66 образцов из стали класса прочности Х60. Это обусловлено принятой схемой вырезки образцов из сварного соединения. При испытаниях по ГОСТ 6996–66 растяжение при изгибе приходится на волокна, примыкающие к наружной или внутренней поверхности трубы, степень их удлинения при одинаковом радиусе изгиба увеличивается с увеличением толщины образца. При испытаниях по методике API 1104 толщина изгибаемого образца остается постоянной, а ширина пропорциональна толщине стенки трубы. Все волокна, независимо от изменения угла изгиба образца сварного соединения, подвергаются одинаковому растяжению. Поэтому результаты испытаний по стандарту API 1104 более объективно отражают пластические свойства металла на разных участках как в плоскости соединения, так и сварного шва в целом. Приведенные данные подтверждают целесообразность применения стандарта API 1104 при оценке уровня механических свойств соединений, выполненных КСО независимо от толщины стенки труб.

При оценке качества соединений по результатам механических испытаний на изгиб необходимо принимать во внимание особенности структуры стали свариваемых труб, наличие в основном металле большого количества сегрегационных включений, особенно сульфидов, которые могут вызывать появление расслоений в образцах при испытаниях.

Появление отдельных трещин и расслоений в образцах при испытании на изгиб и снижение по-

казателей ниже требуемого уровня не могут быть основанием для негативного заключения по всей контрольной партии. Повторные испытания позволяют установить, является ли трещина (или расслоение) единичной на поверхности образца или она обнаруживается на образцах, вырезанных, на других участках соединения.

Наличие отдельных трещин, как приведено в рассмотренном случае, не является браковочным признаком, даже если угол изгиба был ниже нормативных требований. Появление трещин по всей ширине образца или на образце(ах) соседних с ним(и) свидетельствует о необходимости корректировки режимов КСО. При испытаниях на изгиб образцов из сварных стыков стальных труб класса прочности Х60 и Х70 толщиной более 10 мм наличие в изломах МП площадью до 15 мм<sup>2</sup> не следует считать браковочным признаком и основанием для корректировки параметров режима сварки.

Проведенные исследования позволяют сделать следующие обобщения: при КСО труб в зоне сварного соединения формируются участки со структурной неоднородностью, которые могут стать очагами развития расслоений и трещин при испытании образцов на изгиб; формирование таких участков определяется структурой и объемом сегрегационных полос неметаллических включений в стали и не связано с технологическими параметрами сварки; при сварке современных трубных сталей класса прочности Х70...Х80, отличающихся более высокими требованиями к чистоте, наличие участков структурной неоднородности в сварных швах практически не влияет на результаты механических испытаний; при испытании больших партий образцов на изгиб в некоторых из них наблюдались трещиноподобные раскрытия по центру шва, что было обусловлено образованием на этих участках структурной неоднородности, характеризующейся как «матовые пятна». Установлено, что их химический состав близок к составу неметаллических включений ликвационных полос основного металла. Вероятность появления «матовых пятен» выше при сварке сталей, отличающихся повышенным содержанием неметаллических включений. Если их площадь не превышает 15 мм<sup>2</sup>, они не влияют на результаты механических испытаний исследованных партий образцов сталей класса прочности Х60 и Х70; сравнение результатов испытаний сварных соединений КСО труб из различных сталей показывает, что методика испытаний, предусмотренная стандартом API 1104, позволяет более объективно оценивать свойства соединений труб, отличающихся различным составом сталей и толщиной стенки.

## Список литературы

1. API Standart 1104. Welding of Pipelines and Related Facilities ASME Boiler and Pressure Vessel, 19 ed., 1999.
2. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. – Киев: Наукова думка, 1992. – 236 с.
3. Мазур И. И., Серафин О. М., Карпенко М. П. Электроконтактная сварка трубопроводов: пути совершенствования // Строительство трубопроводов. – 1988. – № 4. – С. 8–11.
4. ВСН 006-89 Ведомственные строительные нормы. Строительство магистральных и промышленных трубопроводов. Сварка: 1989-07-01, Миннефтегазстрой.
5. ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. – Москва: Изд-во стандартов.
6. Пластичность соединений трубных сталей при контактной стыковой сварке / С. И. Кучук-Яценко и др. // Автоматическая сварка. – 1980. – № 2. – С. 1–8.
7. Кучук-Яценко С. И., Швеи Ю. В., Швеи В. И. Влияние неметаллических включений в трубных сталях класса прочности Х65...Х80 на показатели ударной вязкости сварных соединений, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением // Там же. – 2014. – № 12. – С. 5–10.
8. Dunkerton S. B. Toughness Properties of Friction Welds in Steels // Welding Research. Supplement to the Welding Journal. – 1986. – № 8. – 193-s.–202-s.
9. Дефекты соединений высокопрочных рельсов, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С. И. Кучук-Яценко и др. // Автоматическая сварка. – 2013. – № 9. – С. 3–9.
10. Образование матовых пятен в соединениях, выполненных контактной стыковой сваркой / С. И. Кучук-Яценко и др. // Там же. – 1984. – № 11. – С. 23–26.

С. И. Кучук-Яценко, Б. И. Казимов,  
В. Ф. Загадарчук

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

## ВПЛИВ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ТРУБ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ, ВИКОНАНИХ КОНТАКТНИМ ЗВАРЮВАННЯМ ОПЛАВЛЕННЯМ

Технологія контактної зварювання оплавленням займає достатнє місце в різних галузях промисловості, в тому числі при зварюванні труб різного призначення. При високій якості з'єднань в цілому ряді випадків спостерігаються випадки показників властивостей. В роботі розглянуті причини таких випадків та їх зв'язок з первинною структурою металу труб. Встановлено, що формування ділянок із структурною неоднорідністю в з'єднаннях обумовлено структурою і обсягом сегрегаційних смуг неметалевих включень в сталі та не пов'язане з технологічними параметрами зварювання. При зварюванні сучасних трубних сталей, отриманих контрольною прокаткою, забезпечуються необхідні механічні властивості з'єднань. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 8.

**Ключові слова:** трубопроводи, контактне зварювання оплавленням, якість з'єднань, неруйнівний контроль, стандарти, механічні випробування, випробування на вигин, розшарування, тріщини, неметалеві включення, ліквацийні смуги, структурна неоднорідність, бракувальні ознаки

Поступила в редакцію 23.02.2017

# ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА, СТРУКТУРУ И НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОРПУСНОЙ СТАЛИ

К. А. ЮЩЕНКО<sup>1</sup>, А. В. МАЦ<sup>2</sup>, И. М. НЕКЛЮДОВ<sup>2</sup>, В. И. СОКОЛЕНКО<sup>2</sup>, Н. А. ЧЕРНЯК<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт».

61108, г. Харьков, ул. Академическая, 1. E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua

Ранее было установлено, что обработка сварных соединений реакторной корпусной стали 15Х2НМФА переменным магнитным полем промышленной частоты существенно улучшает комплекс механических свойств в условиях одноосного растяжения, что сопровождается снижением уровня термических напряжений в зоне сварного шва. Целью настоящей работы являлось изучение влияния магнитной обработки на магнитные характеристики, структуру, уровень и распределение остаточных напряжений в сварном соединении. Об изменениях напряженно-деформированного состояния различных участков сварного соединения судили по данным рентгеноструктурных и электронно-микроскопических исследований. Показано, что в результате воздействия переменного магнитного поля происходит снижение уровня микронапряжений в переходном слое и выравнивание спектра этих напряжений по всей области термического влияния. Отмечена корреляция изменений начальной магнитной восприимчивости и микронапряжений в переходном слое и формирование выраженной магнитной текстуры в центральной части шва. Рассмотрены механизмы изменений магнитных свойств и структуры при магнитной обработке сварного соединения, связанные с активацией пластических микросдвигов и перераспределения дефектов. Приведенный способ магнитной обработки можно рассматривать как магнитный отпуск, обеспечивающий повышение однородности напряженно-деформированного состояния сварных соединений, что способствует увеличению их устойчивости к зарождению и распространению трещин. Библиогр. 10, табл. 1, рис. 3.

*К л ю ч е в ы е с л о в а* : сварное соединение, корпусная сталь, магнитная обработка, структура, внутренние напряжения

При выполнении сварных соединений в элементах конструкций может возникать пространственно-неоднородное напряженное состояние с образованием локальных зон концентрации напряжений. Они предвещают начало пластической деформации при очень малых внешних нагрузках и в результате вызывают деградацию эксплуатационных характеристик, особенно в условиях статического, циклического и ударного нагружений. Известные способы снижения уровня остаточных напряжений и создания более однородного их распределения с целью предупреждения возникновения микро- и макронесплошностей предусматривают специальную термообработку, ультразвуковое, импульсное или вибрационное воздействие [1].

Ранее было показано, что обработка сварных образцов стали 15Х2НМФА в напряженно-деформированном состоянии переменным магнитным полем существенно улучшает механические свойства в условиях одноосного растяжения, увеличивает ударную вязкость, снижает температуру вязко-хрупкого перехода и уровень напряжений I рода в зоне сварки и в области термического влияния [2]. Для сварного

соединения корпусной стали в результате магнитной обработки следует ожидать коррелированного изменения магнитных свойств, структуры и полей напряжений в силу взаимосвязи магнитной и решеточной подсистем, что характерно для магнитоупорядоченных материалов [3].

В связи с этим целью настоящей работы являлось изучение влияния эффективности магнитного воздействия на структуру, магнитные характеристики, уровень и распределение микронапряжений в сварных соединениях стали 15Х2НМФА.

**Материалы и методики исследований.** Из массивной заготовки корпусной стали 15Х2НМФА была изготовлена пластина размером 12×50×150 мм<sup>3</sup> с канавкой глубиной 8 мм и шириной 10 мм, в которой методом аргонодуговой сварки с неплавящимся электродом был сформирован сварной шов. Скорость сварки составляла 6 м/ч, количество проходов — 13. Края пластины зажимались в захватах для предотвращения формоизменения при остывании шва. В таблице приведен химический состав стали и присадочной проволоки.



Химический состав стали и присадочной проволоки, мас. %

Материал	C	Si	Mn	S	P	Cr	Cu	Ni	Mo	V
15X2НМФА	0,13...0,18	0,17...0,37	0,3...0,6	0,012...0,013	<0,035	1,8...2,3	0,07	1,0...1,5	0,5...0,7	0,10...0,12
Св-08Г2С (d = 1,2 мм)	0,09	0,89	1,89	0,023	0,024	0,032	0,052	0,028	-	-

Из сварного соединения электроискровой резкой изготавливались образцы, структурное состояние которых соответствовало различным участкам сварного соединения — от центральной части шва до металла на расстоянии около 18 мм от нее. Схема «раскроя» сварного соединения представлена на рис. 1.

Магнитную обработку образцов проводили переменным магнитным полем частотой 50 Гц. Образцы располагались вдоль направления магнитного поля и охлаждались проточной водой для исключения дополнительного разогрева токами Фуко. Исползованный режим воздействия магнитным полем соответствует режиму обработки деформированной корпусной стали, обеспечивающему эффект максимального изменения микротвердости [4].

Измерения магнитных характеристик осуществляли в замкнутой магнитной цепи по схеме пермеметра. По измеренным величинам начальной магнитной восприимчивости  $\chi$  в образцах строилось ее распределение по сечению сварного соединения. Значения микронапряжений  $\sigma_{II}$  и размеров  $D$  областей когерентного рассеяния (ОКР) определялись по кривым отражений, снятых на дифрактометре ДРОН-4.1. Съемку дифрактограмм эталонного (отожженное армко-железо) и

исследуемых образцов проводили в неизменных условиях по точкам. Для анализа выбирались отражения (110) и (220) в фильтрованном  $K_{\alpha}$ -излучении железного анода. Площадь облучаемого участка, находящегося в непосредственной близости от переходного слоя сварного шва, не превышала 4 мм<sup>2</sup>. Для этих же областей были проведены электронно-микроскопические исследования тонкой структуры на микроскопе ЭМВ-100БР.

**Результаты исследований и их обсуждение.** На рис. 2 представлено распределение нормированных величин  $\chi/\chi_{\min}$  начальной магнитной восприимчивости сварного соединения. Видно, что в исходном состоянии зависимость  $\chi/\chi_{\min}$  достигает минимального значения в зоне термического влияния вблизи переходного слоя, при этом для материала вблизи центра сварного шва и на расстоянии около 5,5 мм от переходного слоя к краю пластины  $\chi/\chi_{\min}$  возрастает приблизительно в 2 раза. В результате магнитной обработки произошло существенное изменение характера распределения: так, вблизи границы сварной шов-сталь наблюдается увеличение  $\chi/\chi_{\min}$  примерно на 40 %, тогда как для областей, удаленных от переходного слоя, происходит снижение этой величины примерно на 50 % в центре шва.

Рассмотрим возможные причины различного изменения начальной магнитной восприимчивости для различных участков сварного соединения. В рамках существующих представлений [5] начальная магнитная восприимчивость определя-

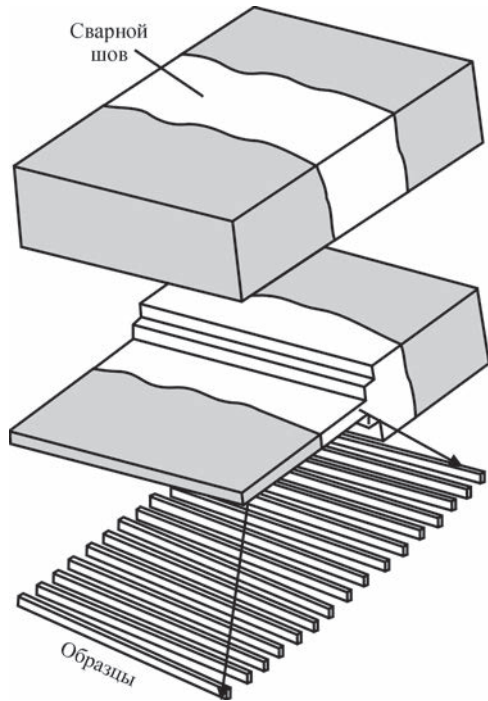


Рис. 1. Схема изготовления образцов из сварного соединения

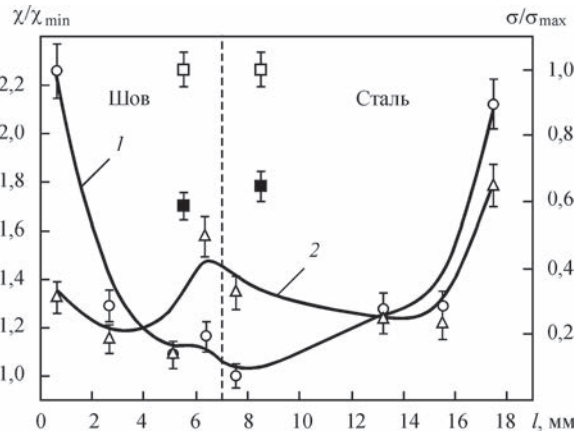


Рис. 2. Распределение приведенных значений начальной магнитной восприимчивости и микронапряжений ( $\square$ ,  $\blacksquare$ ) в сварном соединении: до магнитной обработки (1,  $\square$ ) и после магнитной обработки (2,  $\blacksquare$ ).  $\chi_{\min}$ ,  $\sigma_{\max}$  — минимальное и максимальное значения восприимчивости и микронапряжений, пунктир — граница шва

ется обратимыми малыми смещениями доменных границ в области слабых магнитных полей и зависит от распределения внутренних напряжений, соотношения концентрации различных магнитных фаз и ориентации намагниченности в кристалле. Наблюдаемый рост  $\chi/\chi_{\min}$  примерно в 2 раза соответствует снижению в той же мере средней амплитуды внутренних напряжений  $\sigma_i$  в силу соотношения  $\chi \sim (\sigma_i \lambda_s)^{-1}$ , где  $\lambda_s$  — константа магнитострикции [5].

Результаты рентгеновских исследований носительных изменений периода решетки позволяют судить о средней величине упругих деформаций и, соответственно, микронапряжений, в микрообъемах, связанных с характером дислокационного наклепа. Оказалось, что после магнитной обработки значения  $\sigma_{II}$  и  $D$  в шве на расстоянии до 2 мм от переходного слоя снизились от 650 до 380 МПа и от 0,13 до 0,083 мкм соответственно. На таком же расстоянии от переходного слоя в стали напряжения второго рода составляют 310 МПа, а размеры ОКР превышают верхнюю границу корректного определения  $D$  (около 2,5 мкм). Магнитная обработка привела к дроблению блоков ( $D = 0,25$  мкм) и падению напряжений до 200 МПа. Таким образом, наблюдаемые в результате магнитной обработки изменения микронапряжений в зоне термического влияния на качественном уровне соответствуют изменениям начальной магнитной восприимчивости.

В центре сварного соединения в кристаллизовавшихся из расплава крупных зернах уровень внутренних напряжений будет существенно более низким и их изменение при магнитной обработ-

ке не может объяснить сильное уменьшение магнитной восприимчивости. В этом случае наиболее вероятно возникновение выраженной магнитной текстуры. На электронно-микроскопических изображениях участков вблизи границы шва (рис. 3, а, б) тонкие протяженные контуры классифицируются как области упругих изгибных деформаций решетки термического происхождения. Плотность таких образований в шве составляет  $4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ , что свидетельствует о высокой степени неоднородности напряженного состояния.

В результате магнитной обработки наблюдается генерация дислокаций в местах пиковых упругих напряжений и рассыпание дислокационных стенок с формированием хаотического ансамбля дислокаций, сходного со структурой отпуска (рис. 3, в, г). Подобное явление отмечается и в работе [6], где вследствие вибрационного воздействия снизились микронапряжения и увеличилась плотность дислокаций в пришовной зоне сварной стальной конструкции.

Остановимся на некоторых возможных механизмах изменения подвижности дислокаций и перемещения точечных дефектов в ходе магнитной обработки, вносящих взаимно дополняющие вклады в формирование полей напряжений. Магнитоупругие напряжения внутри доменной границы стали близки к значениям для железа  $\sigma_m \approx 3$  МПа, такому условию соответствует движение дислокации, не закрепленной атомами примеси, под действием упругих деформаций внутри доменной границы [7]. Магнитостимулированный депиннинг (отрыв) участка дислокационной линии с атомов примеси предшествует элементарному акту микропла-

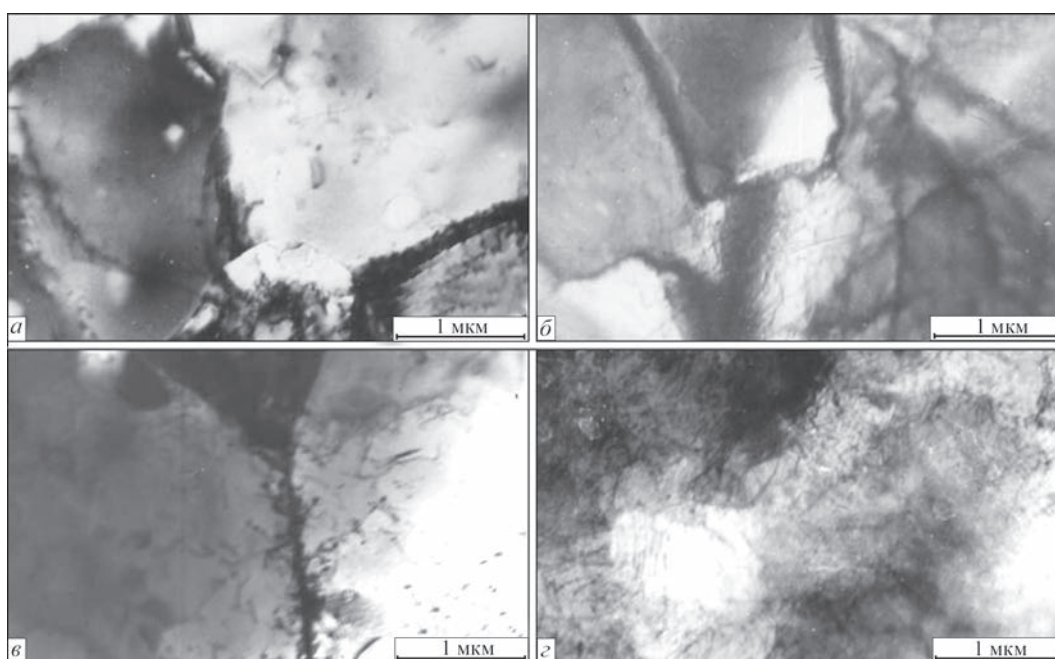


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения стали 15X2НМФА до магнитной обработки (а, б) и после (в, г): а — сталь; б — шов

стической деформации. Концентрация примесей в сварном шве (3...4 мас. %) исключает возможность реализации контролирующего механизма деформации, связанного с преодолением дислокациями препятствий в виде примесных атомов или их скоплений. Известно, что существует возможность возникновения двойных перегибов при приложении внешних знакопеременных напряжений с амплитудой ниже напряжения Пайерлса [8]. Естественно предположить, что микродеформация материала будет контролироваться перемещением геометрических перегибов на краевых компонентах дислокаций. Движение перегиба вдоль дислокации под действием магнитоупругих волн в сочетании с внутренними напряжениями будет вызывать поперечное перемещение дислокационной линии.

Оценка магнитного вклада в свободную энергию, с использованием экспериментальных данных ( $B \approx 0,1$  Т,  $H \approx 40$  кА/м), показала, что ее величина близка к энергии магнитной анизотропии за счет устойчивого перемещения пар атомов внедрения и вакансий [9]. Направленное упорядочение точечных дефектов, по-видимому, является наиболее вероятным механизмом наведения магнитной анизотропии [10], что, в основном, ответственно за сильное изменение величины  $\chi$  непосредственно в зоне шва.

В процессе магнитной обработки в поведении дислокаций и точечных дефектов в зоне термического влияния проявляются эффекты взаимовлияния и самосогласования. Суперпозиция динамических механизмов обуславливает развитие релаксационных процессов, диссипацию запасенной внутренней энергии, что приводит к необратимой перестройке дислокационной структуры и установлению более однородного распределения напряжений.

### Список литературы

1. Махненко В. И., Григорьянц А. Г., Казимиров А. А. – Сварка в СССР. Т. 2: Теоретические основы сварки, прочности и проектирования. – М.: Наука, 1981. – С. 66–68.
2. Влияние магнитной обработки на механические характеристики и термические напряжения сварных соединений корпусной стали / И. М. Неклюдов и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2011. – № 1. – С. 84–88.
3. Мицек А. И., Пушкар В. Н. Реальные кристаллы с магнитным порядком. – Киев: Наукова думка, 1978. – 295 с.
4. Способ магнитной обработки изделий из магнитоупорядоченных металлических сплавов: пат. 94178; опубл. 11.04.2011.

5. Вонсовский С. В. Магнетизм. – М.: Наука, 1971. – 1032 с.
6. Релаксация остаточных напряжений металлов в поле упругих колебаний / Н. И. Носкова и др. // Проблемы прочности. – 1986. – № 9. – С. 67–72.
7. Мишин Д. Д. Магнитные материалы. – М.: Высшая школа, 1981. – 385 с.
8. Арсенольд Р. Дж. Микропластичность о.ц.к. металлов и твердых растворов. Механизмы двойных переделов // Микропластичность. – М.: Металлургия, 1972. – С. 76–101.
9. Бернштейн М. Л. Термомагнитная обработка стали. – М.: Металлургия, 1968. – 95 с.
10. Лесник А. Г. Наведенная магнитная анизотропия. – Киев: Наукова думка, 1976. – 162 с.

К. А. Ющенко<sup>1</sup>, О. В. Мац<sup>2</sup>, І. М. Неклюдов<sup>2</sup>,  
В. І. Соколенко<sup>2</sup>, М. О. Черняк<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua  
<sup>2</sup>Національний науковий центр  
«Харківський фізико-технічний інститут».  
61108, м. Харків, вул. Академічна, 1.  
E-mail: vsokol@kipt.kharkov.ua

### ВПЛИВ ЗМІННОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ НА МАГНІТНІ ВЛАСТИВОСТІ, СТРУКТУРУ І НАПРУЖЕНИЙ СТАН ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОРПУСНОЇ СТАЛІ

Раніше було встановлено, що обробка зварних з'єднань реакторної корпусної сталі 15Х2НМФА змінним магнітним полем промислової частоти істотно покращує комплекс механічних властивостей в умовах одновісного розтягування, що супроводжується зниженням рівня термічної напруги в зоні зварного шва. Метою роботи було вивчення впливу магнітної обробки на магнітні характеристики, структуру, рівень і розподіл залишкової напруги в зварному з'єднанні. Зміни напружено-деформованого стану різних ділянок зварного з'єднання визначали за даними рентгеноструктурних і електронно-мікроскопічних досліджень. Показано, що в результаті дії змінного магнітного поля відбувається зниження рівня мікронапруг в перехідному шарі та вирівнювання спектру цієї напруги по усій області термічного впливу. Відмічена кореляція змін початкової магнітної сприйнятливості і мікронапруг в перехідному шарі і формування вираженої магнітної текстури в центральній частині шва. Розглянуто механізми змін магнітних властивостей і структури при магнітній обробці зварного з'єднання, пов'язаних з активацією пластичних мікросдвигів і перерозподілу дефектів. Приведений спосіб магнітної обробки можливо розглядати як магнітний відпуск, що забезпечує зростання однорідності напружено-деформованого стану зварних з'єднань, що сприяє зростанню їх стійкості до зародження та розповсюдження тріщин. Бібліогр. 10, табл. 1, рис. 3.

**Ключові слова:** зварне з'єднання, корпусна сталь, магнітна обробка, структура, внутрішня напруга

Поступила в редакцію 21.02.2017



# ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ПРОКОВКИ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СТЫКОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В УСЛОВИЯХ АТМОСФЕРЫ УМЕРЕННОГО КЛИМАТА

**В. В. КНЫШ, С. А. СОЛОВЕЙ, В. И. КИРЬЯН, Л. И. НЫРКОВА, С. А. ОСАДЧУК**

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе представлены результаты исследований эффективности применения высокочастотной механической проковки (ВМП) для повышения характеристик сопротивления усталости стыковых сварных соединений металлоконструкций, эксплуатирующихся в условиях атмосферы умеренного климата. Металлографическими исследованиями показано, что обработка технологией ВМП зоны сплавления стыкового сварного соединения стали 15ХСНД перед экспонированием в условиях повышенной влажности способствовала повышению коррозионной стойкости этой зоны: уменьшению глубины коррозионных язв и степени поражения металла ЗТВ от 100 % практически до 0. Проведены испытания на усталость сварных соединений в исходном и упрочненном ВМП состояниях до и после экспонирования в условиях повышенной влажности и температуры. Установлено, что упрочнение технологией ВМП стыковых сварных соединений стали 15ХСНД перед экспонированием позволяет повысить предел ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов на 39 % и увеличить циклическую долговечность до 9 раз. Библиогр. 16, табл. 2, рис. 5.

*Ключевые слова:* стыковое сварное соединение, усталость, высокочастотная механическая проковка, повышенная влажность

Сварные металлоконструкции длительной эксплуатации (мосты, мостовые переходы, магистральные трубопроводы и т. п.) — дорогостоящие сооружения, к которым предъявляются высокие требования безопасности. Как показывает статистика, 70...80 % отказов сварных металлоконструкций связано с повреждением сварных соединений, несмотря на то, что их объем составляет около 1,0...1,5 % общего объема конструкции [1]. Одним из наиболее распространенных видов разрушения сварных металлических конструкций, в том числе мостовых, является усталость. Климатические факторы внешней среды существенно снижают характеристики сопротивления усталости сварных соединений из-за вовлечения коррозионной среды в процесс разрушения, вследствие чего образуются коррозионные повреждения (питтинги, каверны и т. п.), являющиеся геометрическими концентраторами напряжений. Для защиты от коррозионно-усталостного разрушения применяются различные методы, в том числе поверхностного пластического деформирования (ППД) металла [1–4].

Среди методов ППД важное место занимает высокочастотная механическая проковка (ВМП), известная в зарубежной литературе как ультразвуковая ударная обработка [5–8]. Установлена высокая эффективность применения данной технологии для повышения коррозионной стойкости и сопротивления усталости сварных соединений

при непосредственном испытании в коррозионно-агрессивных растворах [9–12]. При проведении таких испытаний время контакта образцов с коррозионной средой составляет от 10 до 200 ч. В последние годы появляются работы, посвященные исследованию длительного влияния коррозионных сред на состояние пластически деформированного технологией ВМП слоя металла, а, соответственно, на изменение уровня наведенных остаточных напряжений сжатия и характеристик сопротивления усталости [13–15].

Учитывая климатический район расположения Украины, представляет интерес оценить длительное влияние атмосферы умеренного климата на снижение циклической долговечности сварных соединений в исходном и упрочненном технологией ВМП состояниях. Поскольку к металлоконструкциям, которые эксплуатируются в условиях умеренного климата, предъявляются требования к коррозионной стойкости (скорость уноса металла, размер коррозионных дефектов и др.) при влиянии повышенной влажности и температуры, то характерные повреждения можно получить проведением ускоренных коррозионных испытаний в камере влаги Г4.

Цель настоящей работы — оценить эффективность применения технологии ВМП для повышения характеристик сопротивления усталости стыковых сварных соединений на стадии изготовления металлоконструкций, длительная эксплуа-

тация которых будет происходить в условиях атмосферы умеренного климата.

**Материал и методика исследований.** Исследования проводили на образцах стыковых сварных соединений конструкционной низколегированной стали 15ХСНД, которая широко применяется для изготовления элементов металлоконструкций длительной эксплуатации (например, в пролетных строениях железнодорожных и автомобильных мостов), имеет повышенную прочность, хорошо сваривается, устойчива в атмосферных условиях и работоспособна в диапазоне температур от  $-70^{\circ}\text{C}$  до  $45^{\circ}\text{C}$ . Химический состав исследуемой стали, мас. %: 0,142 С; 0,466 Si; 0,63 Mn; 0,020 S; 0,013 P; 0,31 Ni; 0,66 Cr; 0,34 Cu.

Заготовки под образцы стыковых сварных соединений размером  $600 \times 175$  мм вырезали из горячекатаного листового проката толщиной 12 мм 12 категории в направлении проката. Стыковые сварные соединения получали двухсторонней односторонней автоматической сваркой пластин без разделки кромок (зазор по стыку —  $0 \dots 1,0$  мм) под флюсом ОР 192 (фирмы «Oerlikon») проволокой Св-08Г1НМА диаметром 4 мм. Сварку проводили на обратной полярности от электрического выпрямителя ВСЖ-1600. Режимы сварки первого шва:  $U = 55$  В,  $I = 650 \dots 700$  А,  $v = 26,7$  м/ч; второго (с противоположной стороны):  $U = 57$  В,  $I = 760 \dots 780$  А,  $v = 26,7$  м/ч. Второй шов выполняли после полного охлаждения первого. Из каждой сварной пластины размером  $600 \times 350$  мм изготавливали по 8 образцов размером  $350 \times 70$  мм (рис. 1).

Усталостные испытания проводили на сервогидравлической машине УРС-20 при переменном растяжении с асимметрией цикла  $R_{\sigma} = 0$  и частотой 5 Гц. Критерием завершения испытаний

служило полное разрушение образцов или превышение базы испытаний  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений.

Испытывали 4 серии образцов стыковых сварных соединений:

- образцы в исходном (неупрочненном) после сварки состоянии (первая серия);
- образцы, упрочненные технологией ВМП (вторая серия);
- образцы в неупрочненном состоянии после экспонирования при повышенной влажности в течение 1200 ч (третья серия);
- образцы, упрочненные ВМП, после экспонирования в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч (четвертая серия).

Упрочнение сварных соединений технологией ВМП проводили установкой USTREAT-1.0, в которой ручной компактный ударный инструмент с пьезокерамическим преобразователем соединен с ультразвуковым генератором выходной мощностью 500 Вт. Поверхностному пластическому деформированию подвергали узкую зону перехода металла шва на зону термического влияния (линию сплавления). В качестве устройства для упрочнения использовали однорядную четырехбойковую насадку с диаметром бойков 3 мм. Скорость выполнения ВМП при обработке стыковых сварных соединений составляла 2 мм/с, амплитуда колебаний торца волновода ручного ударного инструмента 25 мкм.

Коррозионные испытания образцов 3 и 4 серии проводили в условиях, моделирующих атмосферу умеренного климата (в камере влаги при температуре  $40^{\circ}\text{C}$  и влажности воздуха 98 %), в течение 1200 ч, что эквивалентно 12 годам эксплуатации (обоснование длительности испытаний и условия представлены в методике [16]).

После коррозионных испытаний методом оптической микроскопии изучали изменение состояния поверхностного слоя околошовной зоны стыковых сварных соединений в неупрочненном и упрочненном технологией ВМП состояниях. Металлографические шлифы исследовали на микроскопе НЕОРНОТ 32, цифровое изображение структуры получали с помощью цифровой камеры Olympus C5050. Микротвердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы LECO при нагрузке 50 г (0,49 Н).

**Результаты исследований.** Металлографическими исследованиями установлено следующее. Величина зерна, протяженность и микроструктура ЗТВ первого и второго сварных швов практически одинаковая. Непосредственно около поверхности сварного соединения зона крупного зерна (ЗКЗ) протяженностью около 0,8 мм содержит зерна № 5 (реже № 4 и № 6); величина зерен в зоне мел-

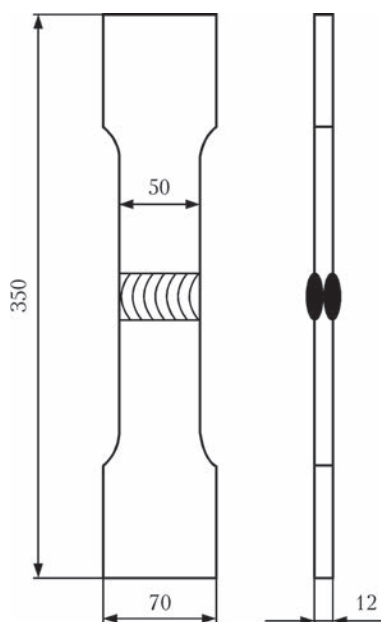


Рис. 1. Форма и геометрические размеры образцов стыкового сварного соединения

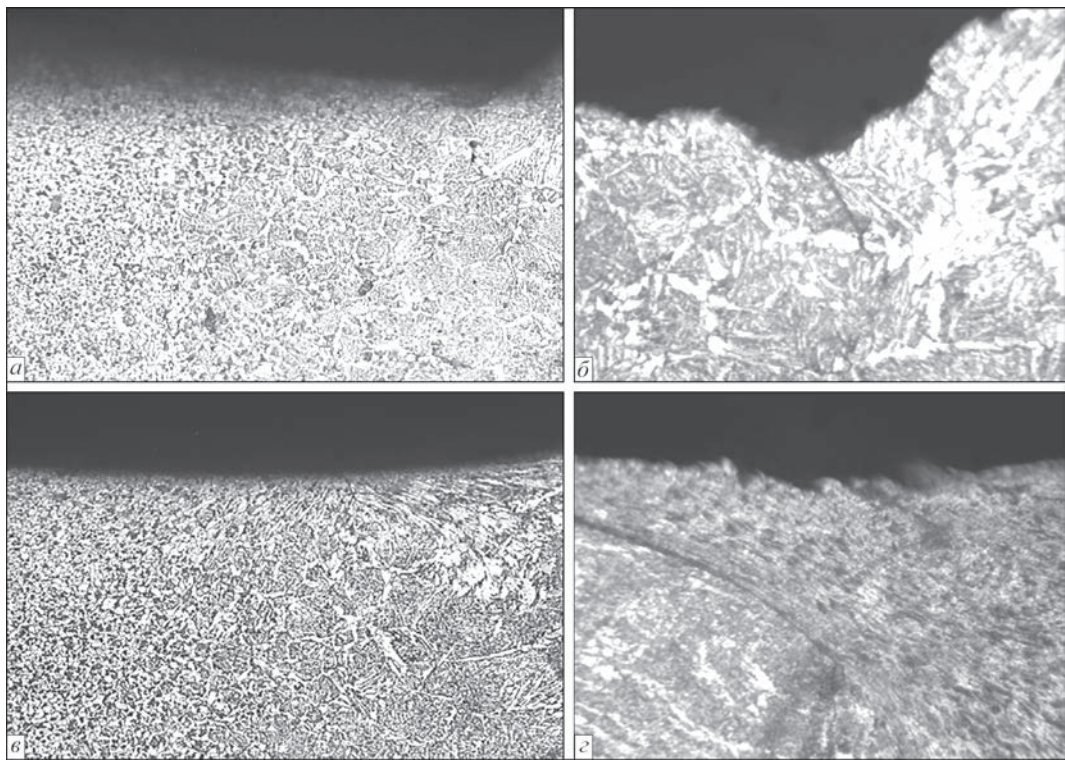


Рис. 2. Микроструктура поверхностного слоя металла ЗТВ неупрочненного (а, б) и упрочненного технологией ВМП (в, з) стыкового сварного соединения в исходном состоянии (а, в) и после коррозионных испытаний в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч (б, з): а, в — ×156; б, з — ×400

кого зерна (ЗМЗ), длина которой около 1,3 мм — № 7–10 (рис. 2, а). На расстоянии около 2 мм от поверхности размер ЗКЗ увеличивается до 2 мм, а размер зерен — до № 3-4. Структура металла ЗКЗ в более глубоких от поверхности проката слоях — ферритная с плотно распределенными выделениями МАК-фазы (с упорядоченными пластинчатыми выделениями по типу верхнего бейнита с длиной отдельных пластинок около 108 мкм). Встречаются хаотически распределенные достаточно большие частички зернистого типа. Границы зерен оконтурены относительно широкими, до 5...8 мкм, прослойками межзеренного полигонального феррита. В поверхностных слоях ЗКЗ также наблюдались зерна феррита с плотно распределенной МАК-фазой по типу верхнего и нижнего бейнита, по границам которых расположены выделения полигонального феррита в виде более широких прослоек или цепочек отдельных зерен. Микротвердость металла поверхностных слоев ЗТВ первого и второго швов в исходном состоянии составляет  $HV0,49 = 168...223$  (табл. 1).

После ВМП в зоне сплавления шва с основным металлом в поверхностных слоях металла шва и ЗТВ образовались практически одинаковые по размеру канавки, смещенные в ЗТВ или в металл шва. Глубина пластически деформированного слоя металла под канавкой составляла около 260...325 мкм (рис. 2, в). Интенсивная деформация (вытягивание) зерен наблюдалась как в более крупных зернах феррита с выделениями МАК-фазы и зернах феррита ЗТВ, свободных от выделений, так и в литых бейнитно-ферритных зернах шва. Деформированные зерна расположены под углом к поверхности металла по периметру канавки, коэффициент формы зерна равен  $K_{\phi} = 8...20$  ( $K_{\phi} = a/b$ , где  $a$  и  $b$ , соответственно длина и ширина вытянутого зерна). Микротвердость пластически деформированного металла поверхностных слоев ЗТВ составляет  $HV0,49 = 177...232$  (табл. 1), что на 8...10 % превышает микротвердость поверхностного слоя металла ЗТВ в исходном состоянии.

Таблица 1. Распределение микротвердости от поверхности вглубь металла ЗТВ стыковых сварных соединений стали 15ХСНД до и после обработки линии сплавления по технологии ВМП

Характеристика образцов, номер шва		$l$ , мм	Микротвердость $HV0,49$
В исходном состоянии	первый шов	1,73	192; 201; 210; 192; 168; 182; 192; 185; 181
	второй шов		216; 223; 210; 210; 198; 192; 192; 197; 182
После обработки ВМП	первый шов	1,80	210; 210; 210; 210; 221; 208; 181; 183; 177
	второй шов		232; 232; 236; 232; 210; 203; 183; 192; 192

Примечание.  $l$  — расстояние от поверхности образца.



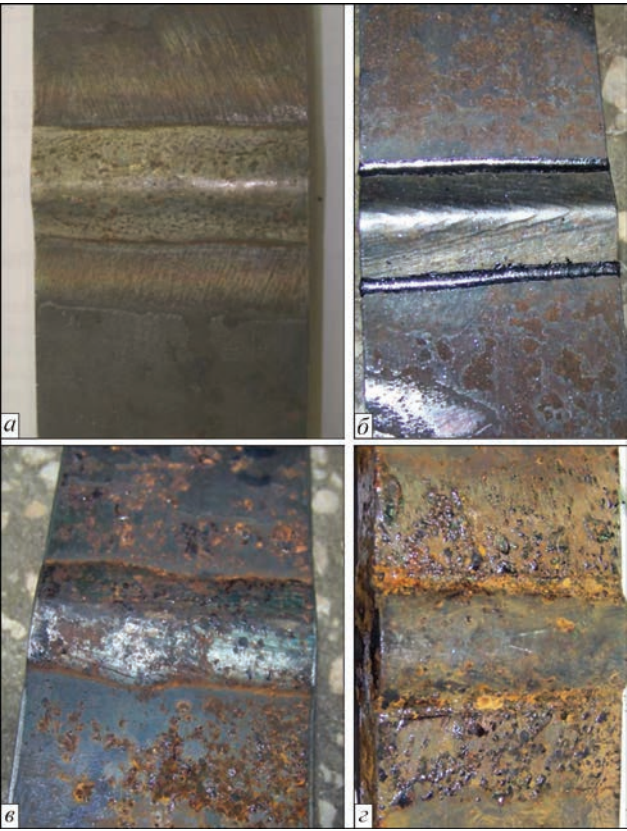


Рис. 3. Внешний вид образцов стыковых сварных соединений из стали 15XCHD в исходном (а, в) и упрочненном технологией ВМП (б, з) состояниях до (а, б) и после (в, з) коррозионных испытаний в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч

После экспонирования в условиях повышенной влажности на поверхности как упрочненных, так и неупрочненных образцов образовался неравномерный слой продуктов коррозии (рис. 3). Поскольку усталостные трещины, как правило, образуются по линии сплавления, то исследовали коррозионные повреждения в зоне перехода металла шва на основной металл. В соответствии с ГОСТ 9.908 коррозия идентифицирована как сплошная неравномерная, основные виды коррозии в поверхностных слоях металла ЗТВ — коррозионные пятна и язвы разных размеров. В неупрочненных сварных соединениях глубина коррозионных язв в поверхностных слоях металла ЗТВ изменялась от 0,026 мм до 0,130 мм, суммарная проекция площади повреждений составляла около 100 % (табл. 2). Кроме коррозионных язв в зоне сплавления выявлены локальные коррозионные повреждения в виде межкристаллитных

трещин (рис. 2, б). После обработки линии сплавления технологией ВМП отмечено уменьшение глубины коррозионных язв в области ЗТВ практически до нуля (табл. 2); выявлены межкристаллитные трещины с выходом на поверхность по линии сплавления шва с основным металлом (рис. 2, з).

Таким образом, обработка линии сплавления технологией ВМП способствовала повышению коррозионной стойкости (по размеру коррозионных дефектов) этой зоны. Уточнение происхождения межкристаллитных трещин в сварных соединениях до и после упрочнения требует дополнительных исследований.

Проведены механические испытания двух образцов стыковых сварных соединений поперечным сечением 25×12 мм на статическое кратковременное растяжение. Разрушение образцов произошло вдали от сварного шва и ЗТВ по основному металлу (рис. 4), полученные значения механических свойств сварных соединений соответствуют значениям для основного металла ( $\sigma_T = 400$  МПа,  $\sigma_B = 565$  МПа,  $\delta_5 = 27$  %).

Результаты усталостных испытаний образцов стыкового сварного соединения стали 15XCHD всех серий представлены на рис. 5.

Большой разброс экспериментальных данных образцов сварных соединений в исходном состоянии (рис. 5, кривая 1), по-видимому, связан с технологией изготовления образцов: поскольку образцы сварных соединений получали резкой пластины 600×350 мм на заготовки под образцы размером 350×70 мм, уровень остаточных напряжений в образцах мог отличаться в зависимости от расположения в пластине (край, середина). Упрочнение сварных соединений технологией ВМП способствовало значительному снижению разброса экспериментальных данных (рис. 5, кривая 2). Циклическая долговечность образцов после упрочнения (вторая серия) увеличилась более чем в 40 раз, а предел ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов повысился примерно на 46 % (от 187 до 273 МПа). Три упрочненных образца разрушились по основному металлу на расстоянии 15...50 мм от сварного шва, а три — по линии сплавления. Полученные результаты (рис. 5, кривые 1, 2) подтверждают, что применение технологии ВМП в качестве способа ППД металла соединений вблизи мест локализации усталостных повреждений существенно увеличивает ха-

Таблица 2. Размеры коррозионных повреждений поверхностных слоев металла шва и ЗТВ стыковых сварных соединений стали 15XCHD после экспонирования в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч

Характеристика образцов	Размеры коррозионных повреждений поверхностных слоев			
	Металл шва		Металл ЗТВ	
	глубина, мм	степень поражения, %	глубина, мм	степень поражения, %
В исходном состоянии	0,039...0,104	19	0,026...0,130	100
После обработки ВМП	0,039...0,091	6,3	В пределах ошибки измерений	

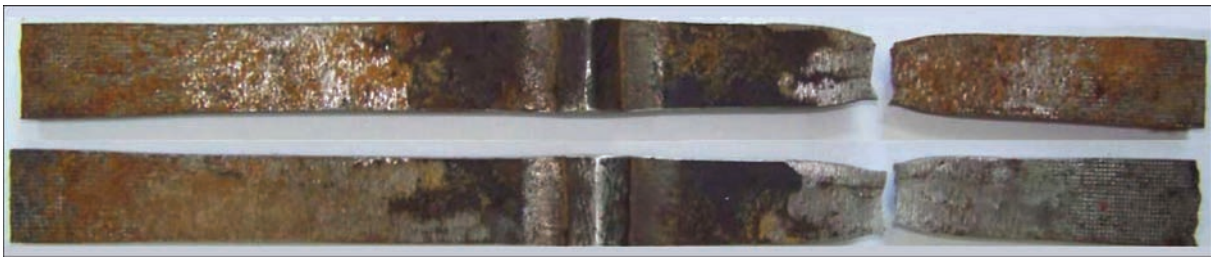


Рис. 4. Внешний вид образцов сварного соединения после испытаний на статическое растяжение

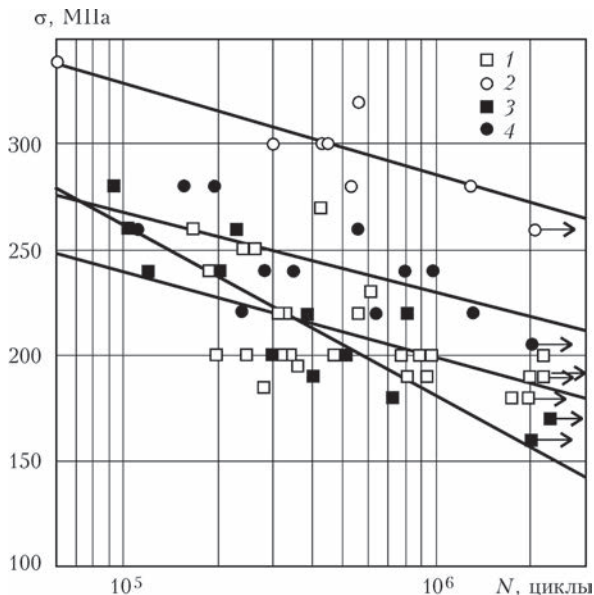


Рис. 5. Кривые усталости стыковых сварных соединений стали 15XCHD: 1, 2 — в исходном состоянии и после упрочнения технологией ВМП на воздухе, соответственно; 3, 4 — в исходном состоянии и после упрочнения технологией ВМП после коррозионных испытаний в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч

рактические характеристики сопротивления усталости стыковых сварных соединений на воздухе (без коррозионных повреждений).

Выдержка неупрочненных образцов стыковых сварных соединений в условиях повышенной влажности на протяжении 1200 ч (третья серия) привела к снижению предела ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов примерно на 16 % (от 187 до 157 МПа) и уменьшению циклической долговечности в диапазоне  $4 \cdot 10^5 \dots 2 \cdot 10^6$  циклов в 2,5 раза (рис. 5, кривая 3). Коррозионное воздействие привело и к снижению предела ограниченной выносливости упрочненных ВМП соединений примерно на 20 % (от 273 до 219 МПа) (рис. 5, кривая 4). Однако полученные экспериментальные данные указывают на целесообразность упрочнения технологией ВМП стыковых сварных соединений металлоконструкций на стадии изготовления, которые в процессе эксплуатации будут подвергаться воздействию переменного нагружения и повышенной влажности, поскольку вследствие ВМП предел ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов таких соединений по-

вышается на 39 % (со 157 до 219 МПа), а циклическая долговечность увеличивается до 9 раз.

Разрушение упрочненных ВМП сварных соединений, испытанных после экспонирования в условиях повышенной влажности, происходило как по ЗТВ, так и по основному металлу на расстоянии 15...60 мм от сварного шва. Следует отметить, что граница ограниченной выносливости упрочненных ВМП соединений даже после выдержки в камере влаги на протяжении 1200 ч на 17 % выше границы выносливости неупрочненных соединений, испытанных на воздухе.

Таким образом, экспериментально полученные результаты свидетельствуют о высокой эффективности применения технологии ВМП для повышения характеристик сопротивления усталости стыковых сварных соединений металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях одновременного воздействия переменного нагружения и атмосферы умеренного климата (рис. 5, кривые 3, 4).

При этом следует отметить, что дополнительная защита упрочненного ВМП поверхностного слоя металла от прямого воздействия атмосферных условий (например, за счет использования лакокрасочных покрытий), возможно, позволит достичь максимальных характеристик сопротивления усталости таких соединений (рис. 5, кривая 2).

## Выводы

1. Металлографическими исследованиями показано, что вследствие ВМП линии сплавления стыковых сварных соединений происходит интенсивная деформация (вытягивание) зерен металла шва и металла ЗТВ, при этом глубина пластически деформированного слоя металла под канавкой со значительными изменениями формы зерен (коэффициент формы зерна  $K_{\phi} = 8 \dots 20$ ) составляет около 260...325 мкм. Установлено, что упрочнение технологией ВМП сварных соединений перед экспонированием в условиях повышенной влажности способствует повышению их коррозионной стойкости: уменьшению глубины коррозионных язв и степени поражения металла ЗТВ от 100 % практически до 0.

2. Подтверждено, что упрочнение линии сплавления технологией ВМП существенно повы-



шает характеристики сопротивления усталости сварных соединений стали 15ХСНД на воздухе: циклическая долговечность увеличивается более чем в 40 раз, а предел ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов повышается на 46 %.

3. Установлена высокая эффективность применения технологии ВМП для повышения характеристик сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях одновременного воздействия переменного нагружения и атмосферы умеренного климата. Упрочнение технологией ВМП стыковых сварных соединений стали 15ХСНД перед экспонированием в условиях повышенной влажности в течение 1200 ч приводит к увеличению циклической долговечности до 9 раз в зависимости от уровней прикладываемых напряжений и повышению предела ограниченной выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов на 39 %.

### Список литературы

1. Методы повышения долговечности деталей машин / В. Н. Ткачев и др. – М.: Машиностроение, 1971. – 272 с.
2. Похмурский В. И., Хома М. С. Корозійна втома металів і сплавів. – Львів: СПОЛОМ, 2008. – 304 с.
3. Коломийцев Е. В. Коррозионноусталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т и методы ее повышения // Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 41–43.
4. Hashemi B., Rezaee Yazdi M., Azar V. The wear and corrosion resistance of shot peened-nitride 316L austenitic stainless steel // Materials and Design. – 2011. – № 32. – P. 3287–3292.
5. Effect of high frequency mechanical impact treatment on fatigue strength of welded 1300 MPa yield strength steel / E. Harati et al. // International Journal of Fatigue. – 2016. – Vol. 92. – P. 96–106.
6. Панин В. Е., Каблов Е. Н., Плешанов В. С. Влияние ультразвуковой ударной обработки на структуру и сопротивление усталости сварных соединений высокопрочной стали ВКС-12 // Физическая мезомеханика. – 2006. – № 2. – С. 85–96.
7. Influence of surface topography and needle size on surface quality of steel plates treated by ultrasonic peening / Y. Feng et al. // Vacuum. – 2016. – Vol. 132. – P. 22–30.
8. Yang X., Ling X., Zhou J. Optimization of the fatigue resistance of AISI304 stainless steel by ultrasonic impact treatment // International Journal of Fatigue. – 2014. – Vol. 61, № 4. – P. 28–38.
9. Daavari M., Sadough Vanini S. A. Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment // Materials Letters. – 2015. – Vol. 139. – P. 462–466.
10. Коломийцев Е. В., Серенко А. Н. Влияние ультразвуковой и лазерной обработки на сопротивление усталости стыковых сварных соединений в воздушной и коррозионной средах // Автоматическая сварка. – 1990. – № 11. – С. 13–15.
11. Enhancement of the fatigue strength of underwater wet welds by grinding and ultrasonic impact treatment / W. Gao et al. // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 223. – P. 305–312.
12. Сопротивление коррозионной усталости сварных соединений, упрочненных высокочастотной механической проковкой / В. В. Книш и др. // Автоматическая сварка. – 2008. – № 4. – С. 5–8.
13. Ahmad B., Fitzpatrick M. E. Effect of ultrasonic peening and accelerated corrosion exposure on residual stress distribution in welded marine steel // Metallurgical and materials transactions A. – 2015. – Vol. 46. – P. 1214–1226.
14. Влияние коррозионных повреждений на циклическую долговечность тавровых сварных соединений, обработанных высокочастотной механической проковкой / В. В. Книш и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 9. – С. 46–51.
15. Fan Y., Zhao X., Liu Y. Research on fatigue behavior of the flash welded joint enhanced by ultrasonic peening treatment // Materials and Design. – 2016. – Vol. 94. – P. 515–522.
16. Встановити закономірності підвищення високочастотним проковуванням корозійної стійкості і опору корозійній втомі зварних з'єднань трубопроводів і мостових конструкцій: звіт про НДР (заключний) / Інститут електросварювання ім. Є. О. Патона; кер. В. І. Кір'ян, А. О. Рибаків. – 3,28/33; № держ. реєстрації 0112U000615. – Київ, 2016. – Т. 2. – 203 с.

В. В. Книш, С. О. Соловей, В. І. Кір'ян,  
Л. І. Ниркова, С. О. Осадчук

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОЧАСТОТНОЇ ПРОКОВКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ В УМОВАХ АТМОСФЕРИ ПОМІРНОГО КЛІМАТУ

У роботі представлено результати досліджень ефективності застосування високочастотної механічної проковки (ВМП) для підвищення характеристик опору втомі стикових зварних з'єднань металлоконструкцій, які експлуатуються в умовах атмосфери помірного клімату. Металографічними дослідженнями показано, що обробка за технологією ВМП зони сплавлення стикового зварного з'єднання сталі 15ХСНД перед експонуванням в умовах підвищеної вологості сприяла підвищенню корозійної стійкості цієї зони: зменшенню глибини корозійних виразок і ступеня ураження металу ЗТВ від 100 % практично до 0. Проведені випробування на втому зварних з'єднань у вихідному і зміцненому ВМП станах до та після експонування в умовах підвищеної вологості і температури. Встановлено, що зміцнення технологією ВМП стикових зварних з'єднань сталі 15ХСНД перед експонуванням дозволяє підвищити межу обмеженої витривалості на базі  $2 \cdot 10^6$  циклів на 39 % і збільшити циклічну довговічність до 9 разів. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 5.

**Ключові слова:** стикове зварне з'єднання, втома, високочастотна механічна проковка, підвищена вологість

Поступила в редакцію 21.02.2017



# ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

**А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, С. И. МОТРУНИЧ, И. Н. КЛОЧКОВ**

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Выполнен комплекс исследований по изучению прочностных характеристик сварных стыковых соединений конструкционного алюминиевого сплава Д16 толщиной 2 мм, полученных сваркой трением с перемешиванием. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать образования в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением. В результате интенсивной пластической деформации металла в шве формируется однородная дезориентированная структура с размером зерен 3...4 мкм и дисперсными фазовыми выделениями не более 1 мкм, а на прилегающих к нему участках в зоне термомеханического воздействия происходит удлинение и искривление зерен в направлении перемещения пластифицированного металла. Благодаря этому повышаются твердость металла в зоне соединения, предел прочности при одноосном растяжении и усталостная прочность при циклических нагрузках. Библиогр. 11, рис. 6.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, алюминиевый сплав Д16, твердость, предел прочности, сопротивление усталости

Алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом авиакосмической техники и широко применяются при изготовлении различных видов транспорта, обеспечивая прочность, долговечность и весовую эффективность конструкций. К наиболее распространенным алюминиевым сплавам можно отнести сплав Д16 системы Al–Cu–Mg, имеющий хорошее сочетание характеристик выносливости, вязкости разрушения и сопротивления росту усталостной трещины. Однако из-за повышенной склонности к образованию кристаллизационных трещин он относится к сплавам, несваривающихся методами плавления [1–3].

Избежать расплавления металла в зоне образования неразъемного соединения удастся при использовании разработанного в 1991 г. в Британском институте нового способа сварки трением с перемешиванием (СТП) [4]. Формирование шва происходит в твердой фазе в результате нагревания за счет трения небольшого объема металла до пластического состояния, перемешивания его по всей толщине свариваемых кромок и деформирования в замкнутом пространстве. Благодаря этому процесс СТП имеет существенные преимущества по сравнению со сваркой плавлением. В первую очередь это отсутствие в сварных соединениях дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, формирование мелкокристаллической структуры швов, снижение уровня разупрочнения сое-

диняемых материалов и повышение механических свойств соединений [5–9].

Цель данной работы — определить механические свойства и характеристики сопротивления усталости стыковых соединений тонколистового алюминиевого сплава Д16, полученных СТП.

**Методика проведения исследований.** Для исследований использовали листы конструкционного алюминиевого сплава Д16 толщиной 2 мм. СТП стыковых соединений листов толщиной 2 мм осуществляли со скоростью 10 м/ч на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Скорость вращения специального инструмента [10] с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм составляла 1420 об/мин. Для сравнения такие же соединения получали аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) со скоростью 20 м/ч на токе 165 А с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия). В качестве присадки использовали полосу из основного материала, чтобы не вносить изменений в химический состав металла шва. При этом ширина швов, полученных АДСНЭ, составляла в среднем 6,5 мм, а СТП — 3,5 мм (при ширине зоны термомеханического воздействия с лицевой стороны шва около 12 мм).

Из полученных сварных соединений изготавливали шлифы для исследования структуры и образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения предела прочности при одноосном

растяжении в соответствии с ГОСТ 6996–66. Механические испытания образцов осуществляли на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевых нагрузках по синусоидальному циклу с коэффициентом асимметрии  $R_\sigma = 0,1$  и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний обрабатывались методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми для такого рода исследований. По результатам проведенных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных ограниченных пределов выносливости строилась соответствующая кривая усталости — линия регрессии в координатах  $2\sigma_a - \lg N$ . Твердость металла измеряли на лицевой поверхности зачищенных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «ROCKWELL» при нагрузке  $P = 600$  Н. Оценку структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8.

#### Результаты исследований и их обсуждение.

В результате проведенных исследований установлено, что форма и размеры шва при СТП благоприятно отличаются от полученного сваркой плавлением благодаря формированию шва на подкладке без формирующей канавки и образованию неразъемного соединения без применения присадочной проволоки (рис. 1). Отсутствие на нем усиления и проплава позволяет избежать высоких уровней концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу, негативно влияющих на эксплуатационно-ресурсные характеристики сварных соединений.

Кроме того, образование неразъемных соединений в твердой фазе без расплавления основного материала препятствует появлению характерных дефектов, возникающих при сварке алюминиевых сплавов плавлением. Так, отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, позволяет избежать дополни-

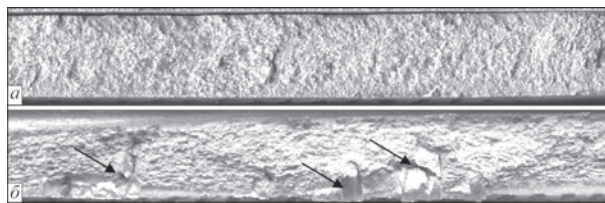


Рис. 2. Продольные изломы швов сплава Д16 толщиной 2 мм, выполненных СТП (а) и АДСНЭ (б) с макровключениями оксидной пленки (указаны стрелками)

тельного насыщения им зоны сварки за счет миграции этого газа из прилегающих слоев металла и образования пор. А деформирование и интенсивное перемешивание пластифицированного металла по всей толщине свариваемых кромок в процессе сварки способствует дроблению находящихся на них оксидных пленок. Отсутствие при этом расплавленного металла в зоне образования неразъемного соединения позволяет избежать его окисления в процессе сварки. Поэтому в швах, полученных СТП, отсутствуют дефекты в виде макровключений оксидной пленки, возникающие по разным причинам [11] при АДСНЭ алюминиевых сплавов (рис. 2).

Наиболее опасными и недопустимыми дефектами для конструкций ответственного назначения являются горячие трещины, образующиеся в процессе кристаллизации расплавленного металла в месте скопления легкоплавких эвтектических включений. Проведенные исследования показали, что при АДСНЭ образцов Хоулдрокфта из сплава Д16 образование горячих трещин происходит в центральной части шва (рис. 3). Поскольку при СТП шов формируется в твердой фазе и процессы плавления и кристаллизации металла отсутствуют, то образования таких дефектов удастся полностью избежать.

Особенности формирования швов при СТП благоприятно сказываются и на степени разупрочнения металла в зоне образования неразъемных соединений. Так, измерения твердости металла в зоне формирования неразъемного соединения показали, что при сварке сплава Д16 СТП твердость металла шва

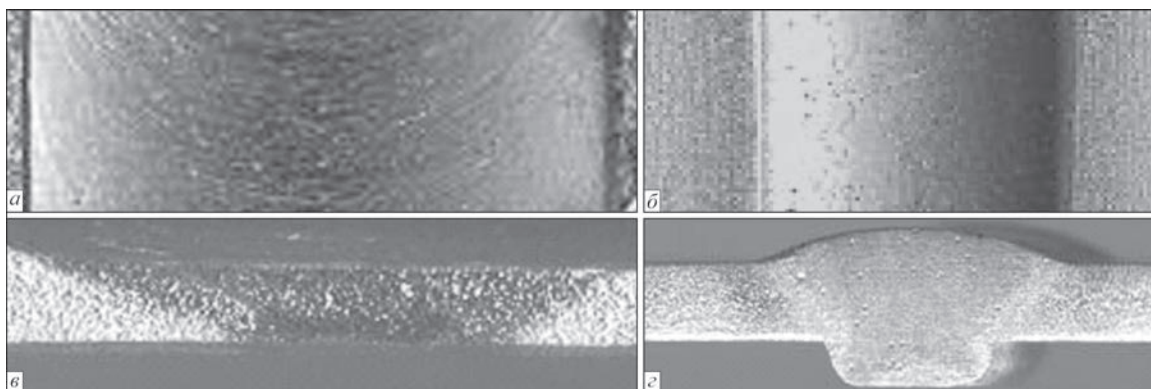


Рис. 1. Внешний вид лицевой поверхности (а, б) и поперечные сечения (в, г) швов сплава Д16 толщиной 2 мм, полученных СТП (а, в) и АДСНЭ (б, г)

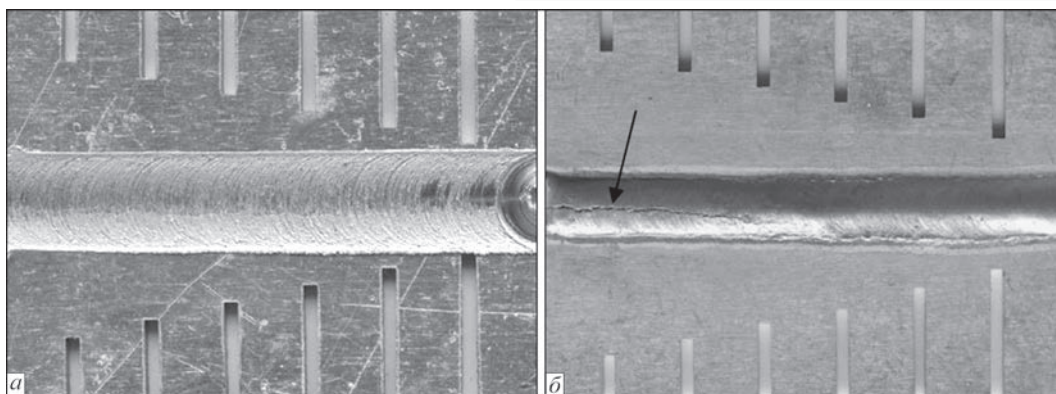


Рис. 3. Образцы Хоулдропта из сплава Д16 толщиной 2 мм, полученные СТП (а) и АДСНЭ (б) с кристаллизационной трещиной (указана стрелкой)

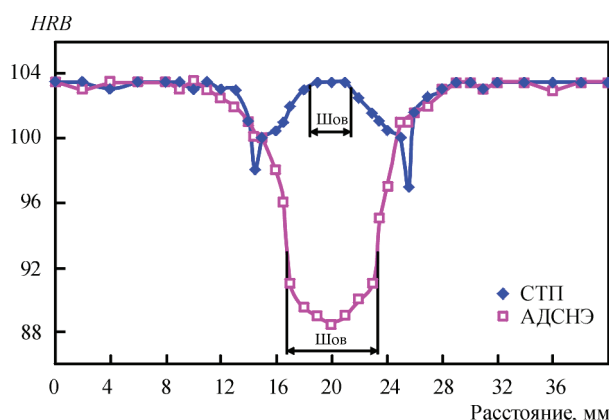


Рис. 4. Распределение твердости в сварных соединениях сплава Д16 толщиной 2,0 мм, полученных СТП и АДСНЭ

находится практически на уровне основного материала (рис. 4). В зоне термомеханического воздействия твердость металла постепенно снижается при удалении от шва, достигая минимального значения ( $HRB\ 97...98$ ) у границы зоны термического влияния. Тогда как при АДСНЭ с использованием в качестве присадки полоски основного материала Д16 минимальная твердость металла в центральной части шва составляет всего  $HRB\ 89...90$ . При этом в зоне сплавления шва с основным материалом твердость металла находится на уровне  $HRB\ 92...94$ .

Поэтому при одноосном статическом растяжении образцы сварных соединений, полученные СТП, имеют наиболее высокий (425 МПа) предел

прочности и разрушаются вблизи границы примыкания зоны термомеханического воздействия к зоне термического влияния, где металл имеет минимальную твердость. Минимальный (295 МПа) предел прочности наблюдается у образцов со снятыми усилениями и проплавами швов, выполненных АДСНЭ. Разрушаются они по шву, представляющему собой литой металл, имеющий наименьшую твердость. Образцы с усилением шва имеют предел прочности на уровне 330 МПа и разрушаются в зоне сплавления шва с основным материалом, где возникает максимальный уровень концентрации напряжений (рис. 5, а–в).

При циклических нагрузках в образцах сварных соединений, выполненных АДСНЭ, зарождение усталостных трещин происходит в месте максимальной концентрации напряжений в зоне сплавления шва с основным материалом. Отсутствие усиления шва на образцах, выполненных СТП, позволяет избежать высокой концентрации напряжений в месте сопряжения шва с основным материалом. Однако в них на поверхности наблюдается небольшая геометрическая неоднородность у края зоны термомеханического воздействия, которая образуется вследствие погружения бурта инструмента в свариваемый металл. Поэтому зарождение усталостных трещин в образцах таких сварных соединений происходит именно в этом месте (рис. 5, з, д).

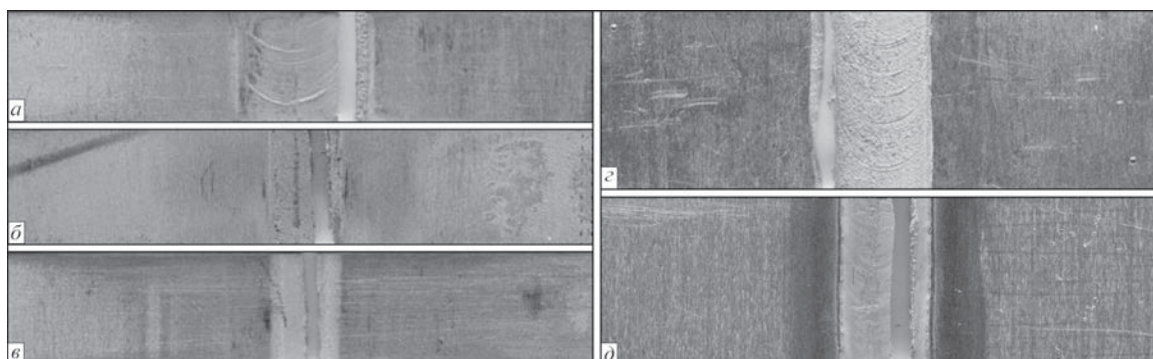


Рис. 5. Фрагменты разрушенных при одноосном статическом растяжении (а–е) и циклическом нагружении (з, д) образцов сварных соединений, полученных СТП (а, з) и АДСНЭ (б, д — с усилением шва; в — без усиления шва)



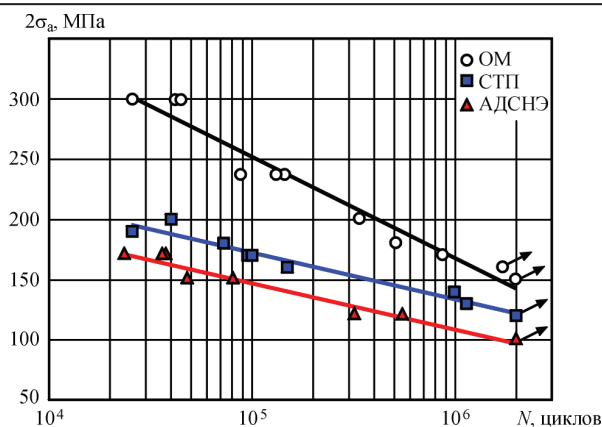


Рис. 6. Кривые усталости основного материала и сварных соединений алюминиевого сплава Д16, толщиной 2 мм при асимметрии цикла нагружения  $R_\sigma = 0,1$  (ОМ — основного металл)

В результате проведенных усталостных испытаний было установлено, что граница ограниченной выносливости, сварных соединений, полученных в твердой фазе трением с перемешиванием, на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен нагружения составляет 120 МПа, что составляет 85 % соответствующих показателей для основного металла (рис. 6). Характеристики сопротивления усталости находятся выше значений для соединений, выполненных АДСНЭ, во всей области долговечностей  $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$  циклов перемен нагружения, а их ограниченный предел выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов составляет 110 МПа, что на 15 % ниже, чем для соединений, выполненных СТП. К снижению показателей долговечности сварных соединений, выполненных АДСНЭ, главным образом, приводит снижение твердости в металле шва, высокая концентрация действующих напряжений, обусловленная геометрическими параметрами шва, и образование остаточных сварочных напряжения.

## Выводы

1. Применение СТП обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать образования в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин.
2. Физико-механические свойства соединений, выполненных СТП, превышают таковые для соединений, выполненных способом АДСНЭ.

## Список литературы

1. Фридляндер И. Н. Алюминиевые сплавы в летательных аппаратах в периоды 1970–2000 и 2001–2015 гг. // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 12–17.
2. Швечков Е. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. К вопросу о выборе марки алюминиевого сплава для обшивочных листов // Там же. – 2003. – № 1. – С. 17–21.

3. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник / В. М. Белецкий, Г. А. Кривов; под общ. ред. акад. РАН И. Н. Фридляндера – К.: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
4. Friction Stir Butt Welding: Int. Pat. Application № PCT/GB 92/02203; GB Pat. Application № 9125978.8. – Publ. 1991.
5. Pietras A., Zadroga L. Rozwój metody zdrzewania tarcowego z mieszaniem materiału zgrzeiny (FSW) i możliwości jej zastosowania // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. – 2003. – № 5. – P. 148–154.
6. Defalco J. Friction Stir Welding VS. Fusion Welding // Welding Journal. – 2006. – № 3. – P. 42–44.
7. Enomoto M. Friction Stir Welding: research and industrial applications // Welding International. – 2003. – № 5. – P. 341–345.
8. Sato Y. Relationship between Mechanical Properties and Microstructure in Friction Stir Welded Al alloys // Journal of the Japan Welding Society. – 2002. – № 8. – P. 33–36.
9. Shibayanagi T. Microstructural aspects in friction stir welding // Journal of Japan Institute of Light Metals. – 2007. – № 9. – P. 416–423.
10. Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів: пат. 54096 Україна, МПК В23К 20/12; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. – № у 2010 05315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.
11. Покляцький А. Г. Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) // Автоматическая сварка. – 2001. – № 3. – С. 38–40.

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

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

## ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СТИКОВИХ З'ЄДНАНЬ ТОНКОЛИСТОВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16, ОТРИМАНИХ ЗВАРЮВАННЯМ ТЕРТЯМ З ПЕРЕМІШУВАННЯМ

Виконано комплекс досліджень з вивчення міцності зварних стикових з'єднань конструкційного алюмінієвого сплаву Д16 товщиною 2 мм, отриманих зварюванням тертям з перемішуванням. Показано, що застосування зварювання тертям з перемішуванням забезпечує формування нероз'ємного з'єднання з мінімальним рівнем концентрації напружень в місцях переходу від шва до основного матеріалу і дозволяє уникнути утворення у швах дефектів у вигляді пор, макровключень оксидної пленки та гарячих тріщин, обумовлених розплавленням і кристалізацією металу під час зварювання плавленням. В результаті інтенсивної пластичної деформації металу у шві формується однорідна дезорієнтована структура з розміром зерен  $3 \dots 4$  мкм і дисперсними фазовими виділеннями не більше 1 мкм, а на прилеглих до нього ділянках в зоні термомеханічного впливу відбувається подовження та викривлення зерен у напрямку переміщення пластифікованого металу. Завдяки цьому підвищуються твердість металу в зоні з'єднання, межа міцності при одноісному розтягу та втомна міцність при циклічних навантаженнях. Бібліогр. 11, рис. 6.

**Ключові слова:** зварювання тертям з перемішуванням, алюмінієвий сплав Д16, твердість, межа міцності, опір втомі

Поступила в редакцію 20.02.2017

# ДЕТОНАЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ ИЗ ПОРОШКОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Fe–Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА

Ю. С. БОРИСОВ<sup>1</sup>, А. Л. БОРИСОВА<sup>1</sup>, Е. А. АСТАХОВ<sup>1</sup>, Т. В. ЦИМБАЛИСТА<sup>1</sup>,  
А. Н. БУРЛАЧЕНКО<sup>1</sup>, М. А. ВАСИЛЬКОВСКАЯ<sup>2</sup>, А. И. КИЛЬДИЙ<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины. 03680, г. Киев-142, ул. Кржижановского, 3. E-mail: deprconf@ipms.kiev.ua

Исследованы структура, состав и микротвердость детонационных покрытий, полученных при использовании порошков интерметаллидов  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$  и  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , изготовленных методом механохимического синтеза (МХС), и смесей порошков Fe и Al эквивалентных составов. Установлено влияние соотношения «кислород–горючий газ» в детонирующей смеси на процесс окисления напыляемого материала. В результате определения фазового состава покрытий, нанесенных с использованием различных порошков, показано, что в случае применения механических смесей слой состоит в основном из частиц исходной смеси Fe и Al. Структура покрытий из МХС Fe–Al-порошков содержит смесь продуктов нагрева и окисления этих порошков. Микротвердость покрытий изменяется от 4580 до 5710 МПа в зависимости от состава. Библиогр. 21, табл. 3, рис. 8.

*Ключевые слова:* детонационное напыление, алюминиды железа, порошки, механохимический синтез, состав детонирующей смеси, покрытия, фазовый состав, микротвердость

В связи с низкими прочностными свойствами алюминидов железа, особенно при комнатной температуре [1, 2], рациональным путем практического использования их высокой стойкости к коррозии и износу в агрессивных высокотемпературных газовых средах явилась разработка защитных покрытий, в том числе получаемых методами газотермического напыления (ГТН) из порошков на основе Fe–Al [3, 4]. Основная масса работ в этой области была проведена в США (Oak Ridge Nat. Lab., Idaho Nat. Lab) [5, 6] и Западной Европе — Франция (Технологический университет Бельфор-Монбельяр, Лилльский университет), Испания (Барселонский университет) с использованием плазменного и высокоскоростного газоплазменного напыления [7–11].

Серия исследовательских работ по изучению структуры и свойств Fe–Al-покрытий, полученных методом детонационного напыления, была проведена в Варшавском военном университете [12, 13]. В качестве материала для нанесения покрытий при проведении указанных работ использовали порошки Fe–Al-сплава, полученные методом распыления расплава струей инертного газа Fe–28Al–2Cr и Fe–40Al–0,05Zr–0,01B, ат. %. Недостатком этого метода получения порошка Fe–Al являются трудности, связанные с операцией выплавки таких сплавов, исходные компоненты которых характеризуются большой разницей в

температурах плавления и высокой экзотермичностью процессов сплавообразования.

Более простым и менее затратным способом получения порошков интерметаллидов является использование процесса МХС, который реализуется в условиях высокоэнергетической обработки смесей порошков в шаровых планетарных или вибрационных мельницах [14, 15]. Это позволяет в значительной степени снять ограничения в составах разрабатываемых интерметаллидов и обеспечивает возможность химической и фазовой однородности синтезируемых порошков. Поскольку при МХС все реакции проходят в твердой фазе, то не возникает проблемы, связанной с проявлением флуктуаций по концентрации в жидкой фазе при переплаве. Практическое применение порошков интерметаллидов Fe–Al, полученных методом МХС, для нанесения газотермических покрытий, в том числе с наноразмерной структурой, представлено в работах [16–18].

Исследование формирования в условиях процесса МХС порошков интерметаллидов  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  с изучением фазовых и структурных превращений было выполнено в работе [19].

Целью настоящей работы было исследование структуры и фазового состава детонационных покрытий из порошков интерметаллидов  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , полученных методом МХС, и из механических смесей порошков Fe+Al, рассчитан-

Таблица 1. Характеристика порошков на базе Fe–Al для ГТН

Состав	Метод получения	$H_{\mu}$ , МПа	Фазовый состав
86Fe + 14Al (мас. %)	Механическая смесь	$1500 \pm 230$ (Fe), $330 \pm 50$ (Al)	Fe, Al
Fe <sub>3</sub> Al	МХС	$4060 \pm 1010$	Fe <sub>3</sub> Al с $a = 0,5787$ нм
67Fe + 33Al (мас. %)	Механическая смесь	$1500 \pm 230$ (Fe), $330 \pm 50$ (Al)	Fe, Al
FeAl	МХС	$2530 \pm 740$	FeAl с $a = 0,2928$ нм
45Fe + 55Al (мас. %)	Механическая смесь	$1500 \pm 230$ (Fe), $330 \pm 50$ (Al)	Fe, Al
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	МХС	$2560 \pm 800$	Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> , примесь FeAl

ных на возможность получения в процессе их напыления интерметаллидов такого же состава.

С целью оценки влияния параметров детонационного напыления (ДН) на условия нагрева Fe–Al порошков и развитие процесса их окисления проводили сбор частиц порошка, прошедших обработку струей продуктов детонации, в водяную ванну с анализом их формы, размера и структуры, а также использовали «сплет–тест» для анализа формы и размера частиц, которые подверглись деформации при ударе об основу.

При этом было изучено влияние таких параметров ДН, как расход газа-разбавителя (воздуха) и соотношение расхода кислорода к горючему газу

(β), которые влияют на температуру и скорость струи продуктов детонации.

Процесс МХС проводили путем обработки смеси порошков Fe+Al в планетарной шаровой мельнице при скорости вращения барабанов 1500 об/мин, центральной оси — 1000 об/мин в течение 5 ч. Механические смеси готовили в лабораторном атриторе путем смешивания в течение 5 мин. Для нанесения покрытий использовали порошки конгломерированных продуктов МХС и механические смеси порошков Fe+Al с размером частиц 40...80 мкм. Характеристики порошков для ГТН представлены в табл. 1.

Напыление покрытий проводили на установке «ПЕРУН-С». В качестве основных параметров работы установки были использованы:

состав горючего газа ..... смесь пропан–бутана  
..... (60C<sub>3</sub>H<sub>8</sub> + 40C<sub>4</sub>H<sub>10</sub>, об. %)  
газ–разбавитель ..... воздух  
воздух транспортирующий ..... 0,4 м<sup>3</sup>/ч  
частота выстрелов ..... 400/мин  
загрузка порошка ..... 120 мг/выстрел  
глубина загрузки порошка ..... 250 мм

В качестве базового режима ДН при изучении влияния расхода воздуха–разбавителя на дисперсность напыляемого порошка расход пропан–бутана составлял 0,45, кислорода 1,55 м<sup>3</sup>/ч. Расход воздуха изменяли в размерах 0,4; 0,6 и 0,9 м<sup>3</sup>/ч. Сбор частиц в водяную ванну проводили на расстоянии 50 мм от среза ствола установки. На рис. 1 представлены гистограммы распределения по размеру частиц — продуктов обработки в детонационной струе порошка Fe<sub>3</sub>Al (табл. 1). Из них следует, что в процессе подачи порошка в ствол установки и в результате воздействия струи продуктов детонации происходит разрушение части конгломерированных частиц. В связи с этим появляется фракция порошка с размером частиц менее 40 мкм, доля которой составляет 40...55 % в зависимости от расхода воздуха-разбавителя. Наибольшая степень измельчения — 55 % обнаружена в случае его расхода 0,6 м<sup>3</sup>/ч (рис. 1, б).

Снижение размера частиц с одной стороны улучшает условия их нагрева, а с другой — увеличивает относительный размер свободной поверхности, что может отразиться на степени окисления напыляемого материала.

Влияние показателя β на окисленность и микротвердость покрытий из порошка Fe<sub>3</sub>Al оце-

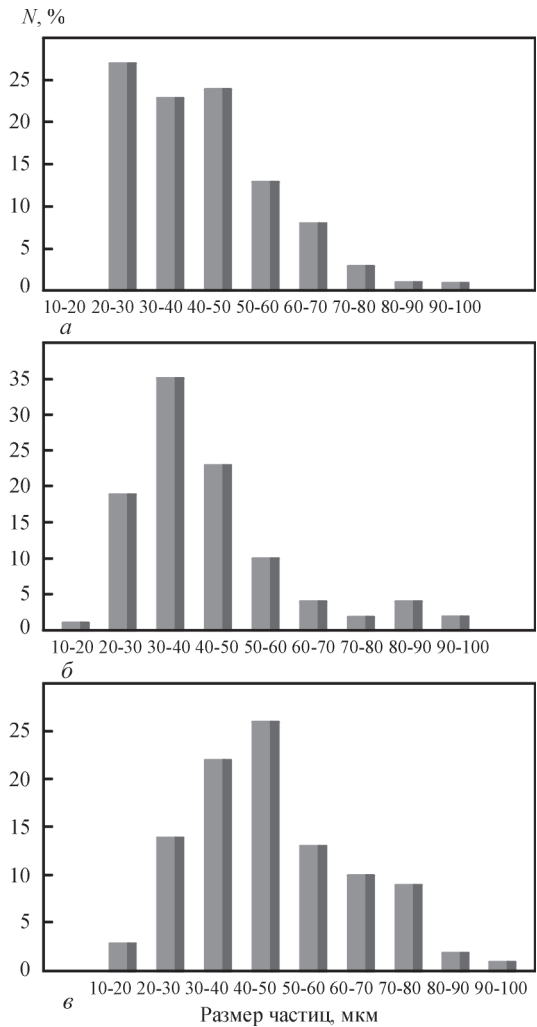


Рис. 1. Гистограмма распределения по размерам частиц порошка Fe<sub>3</sub>Al, распыленного в воду при расходе воздуха: а — 0,4; б — 0,6; в — 0,9 м<sup>3</sup>/ч (расход пропан–бутана 0,45, кислорода 1,55 м<sup>3</sup>/ч, дистанция напыления 110 мм)



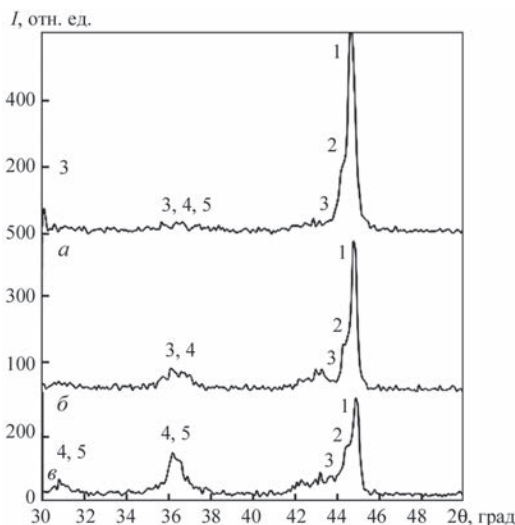


Рис. 2. Фрагменты рентгенограмм детонационных покрытий, полученных при разном соотношении кислорода и пропан-бутана в детонирующей смеси  $\beta$ : а — 2,1; б — 2,6; в — 3,1 (описание 1–5 см. в тексте)

нивали путем изменения расхода кислорода в пределах от 0,80 до 1,75 м<sup>3</sup>/ч при сохранении постоянными расходов пропан-бутана 0,5 м<sup>3</sup>/ч, воздуха-разбавителя 0,65 м<sup>3</sup>/ч и транспортирующего воздуха 0,4 м<sup>3</sup>/ч, что соответствует изменению  $\beta$  в пределах 1,6...3,5, а с учетом кислорода воздуха  $\beta'$  (соотношение общего кислорода (кислород + воздух) к горючему газу) — 2,04...3,90. Результаты эксперимента представлены в табл. 2.

О содержании оксидов в покрытии судили по результатам металлографического и рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА). На рис. 2 в качестве примера приведены фрагменты рентгенограмм детонационных покрытий, полученных при разном соотношении кислорода и пропан-бутана в детонирующей смеси. На них участки под номерами 1 и 2 относятся к металлической составляющей покрытия (интерметаллиду Fe<sub>3</sub>Al и твердому раствору Al в Fe), а участки под номерами 3, 4, 5 — это отражения от оксидных фаз (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>, FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>). По соотношению интенсивности рентгеновских отражений металлических и оксидных фаз оценивали их относительное содержание в покрытии (табл. 2).

Таблица 2. Влияние соотношения расхода содержащий кислорода и пропан-бутана в детонирующей смеси  $\beta$  на количество оксидов и микротвердость покрытий Fe–Al

Расход кислорода, м <sup>3</sup> /ч	Соотношение окислителя и горючего газа		Н <sub>μ</sub> , МПа	Содержание оксидов по данным РСФА (об. %)
	$\beta$	$\beta'$		
0,8	1,6	2,04	3900 ± 520	<5
1,05	2,10	2,54	4230 ± 790	~5
1,3	2,6	3,04	4520 ± 610	~10
1,55	3,1	3,54	4620 ± 680	40
1,75	3,5	3,90	5767 ± 1280	~50

Примечание. Расход пропан-бутана 0,5; воздуха-разбавителя 0,65; транспортирующего воздуха 0,4 м<sup>3</sup>/ч; дистанция напыления 110 мм.

Резкое возрастание содержания оксидов при переходе расхода кислорода от 1,3 до 1,55 и величины  $\beta$  с 3,0 до 3,5 может быть объяснено изменением режима сгорания горючего газа от неполного (с образованием СО и Н<sub>2</sub>О) к полному (СО<sub>2</sub> и Н<sub>2</sub>О). Это приводит к повышению температуры и скорости струи продуктов детонации с перегревом частиц порошка [20, 21].

Это явление было обнаружено при исследовании зависимости формы сплетов (деформированных частиц напыляемого порошка) от условий напыления, в частности, соотношения расхода кислорода и горючего газа. На рис. 3 представлены сплеты, полученные при  $\beta = 2,2$ ; 4,1 и 4,6. Во втором и третьем случаях сплеты сформировались из частиц перегретого расплава, имеющего низкую вязкость и содержащего оксидную фазу.

На основании результатов выполненных экспериментов по показателю степени окисления частиц напыляемого материала для получения образцов покрытий с целью исследования их структуры, фазового состава и микротвердости был выбран режим напыления детонационных покрытий из механических смесей и МХС порошков системы Fe–Al:

расход смеси 60 % C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>+40 % C<sub>4</sub>H<sub>10</sub> ..... 0,5 м<sup>3</sup>/ч  
расход кислорода ..... 1,3 м<sup>3</sup>/ч  
расход воздуха-разбавителя ..... 0,6 м<sup>3</sup>/ч  
дистанция напыления ..... 110 мм

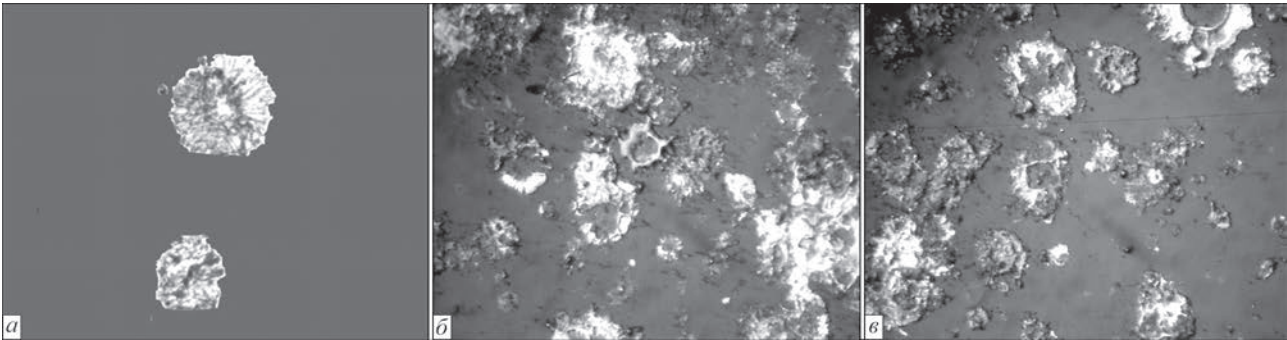


Рис. 3. Сплеты детонационных покрытий из порошка Fe<sub>3</sub>Al при различном соотношении расхода «кислород – пропан-бутан» (×500):  $\beta = 2,2$  (а), 4,1 (б), 4,6 (в)

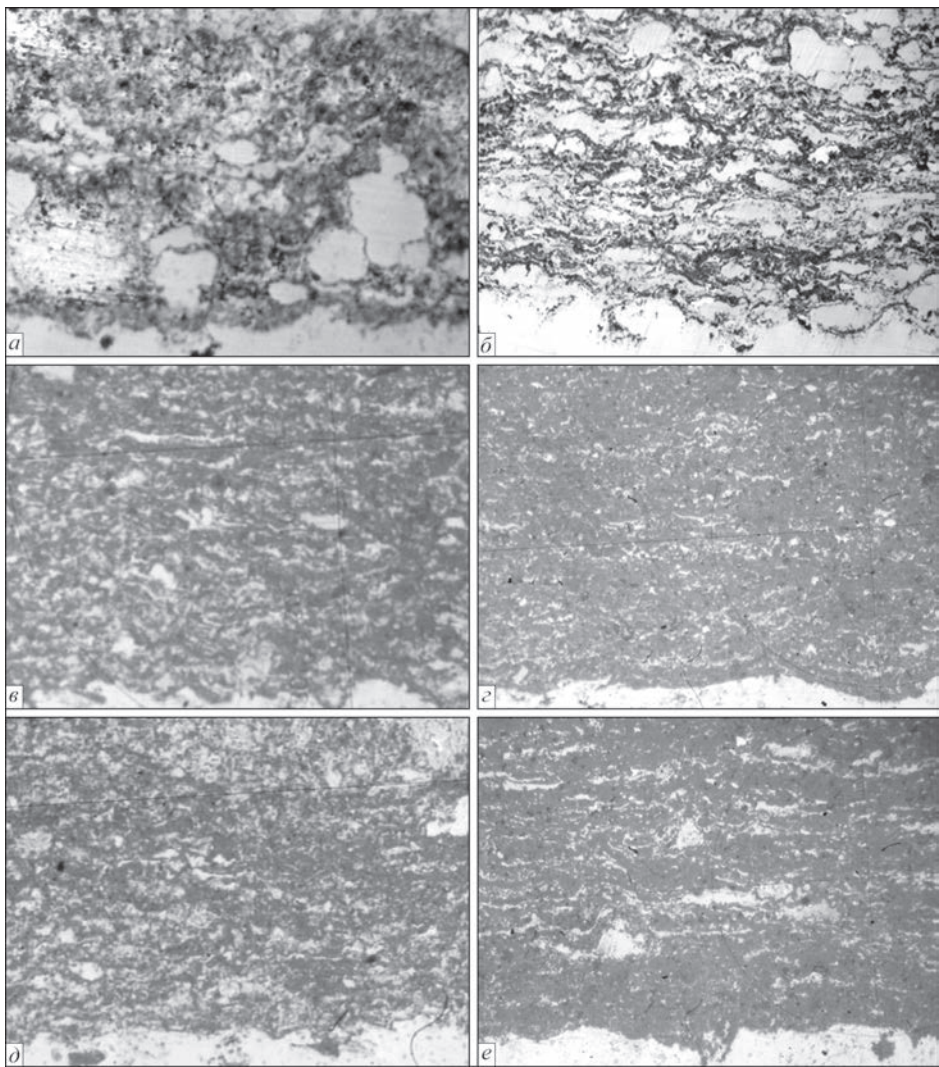


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 400$ ) детонационных покрытий: из механической смеси, мас. %: *a* — 86Fe + 14Al; *б* — 67Fe + 33Al; *д* — 45Fe + 55Al; из порошков интерметаллидов: *б* — Fe<sub>3</sub>Al; *з* — FeAl; *е* — Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>

В результате исследования структуры детонационных покрытий из порошков интерметаллидов системы Fe–Al трех составов, а также смесей порошков Fe+Al, рассчитанных на получение тех же составов при напылении, было установлено следующее.

В процессе напыления механических смесей формируется крупнозернистая, плотная структура, при этом дефекты и отслоения на границе с основой отсутствуют (рис. 4, *a, в, д*). Структура покрытий из МХС-порошков тонкодисперсная, ламелярная, с чередованием светлых (металлических) и темных (оксидных) ламелей (рис. 4, *б, з, е*).

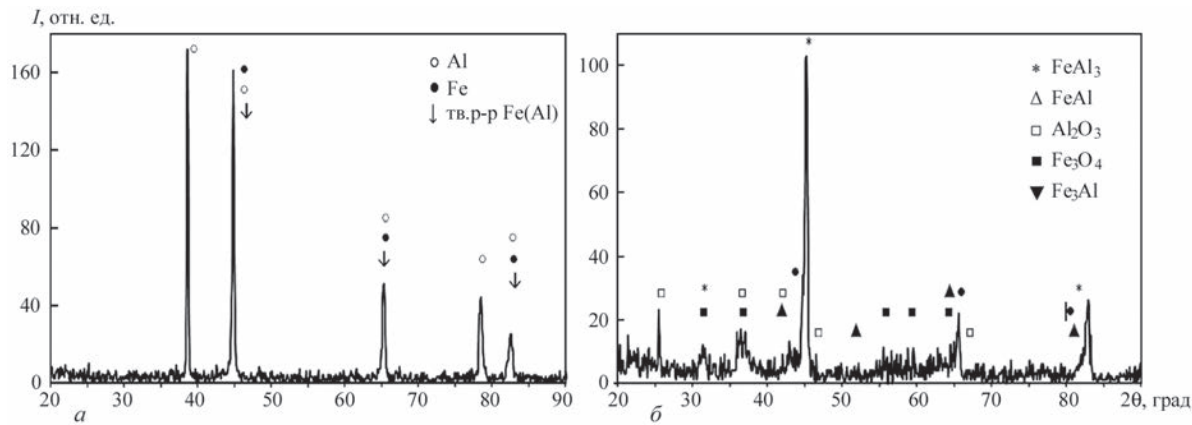


Рис. 5. Рентгенограммы детонационных покрытий: *a* — из механической смеси 86Fe + 14Al (мас. %); *б* — из МХС-порошка Fe<sub>3</sub>Al

Таблица 3. Характеристики детонационных покрытий из порошков Fe–Al, полученных механическим смешиванием и методом МХС

Порошок		Покрытие		
Состав	Метод получения	$H_{\mu}^*$ , МПа	РСФА	Характеристика микроструктуры
86Fe + 14Al (мас. %)	Механическая смесь	$1490 \pm 240$ (650, 1250)	Тв. p-p Fe(Al), Al, Fe	Покрытие плотное, крупнозернистое, сформировано из слегка оплавленных недеформированных частиц исходных порошков и твердого раствора
Fe <sub>3</sub> Al	МХС	$4580 \pm 860$ (4500)	Fe <sub>3</sub> Al, FeAl, FeAl <sub>3</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	Структура ламелярная с чередующимися прослойками интерметаллидных и оксидных ламелей
67Fe + 33Al (мас. %)	Механическая смесь	$3640 \pm 1210$ (2350, 5050)	Fe, Al, FeAl, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	Покрытие плотное, структура ламелярная, с чередованием оксидных металлических ламелей, встречаются нерасплавленные металлические частицы
FeAl	МХС	$5575 \pm 1020$ (4750)	Fe, Fe(Al), FeAl, Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	Структура покрытия тонколамелярная, без трещин и отслоений от основы
45Fe + 55Al (мас. %)	Механическая смесь	$2000 \pm 700$ (1100, 2300)	Al, Fe, FeAl, Fe(Al), Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	Структура покрытия крупнозернистая с включениями частиц железа
Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>	МХС	$5710 \pm 1070$ (6150)	Fe, FeAl, Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub> , FeAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	Покрытие плотное с тонколамелярной структурой, без трещин и отслоений от основы

\* Указаны средние и в скобках наиболее вероятные значения микротвердости покрытий.

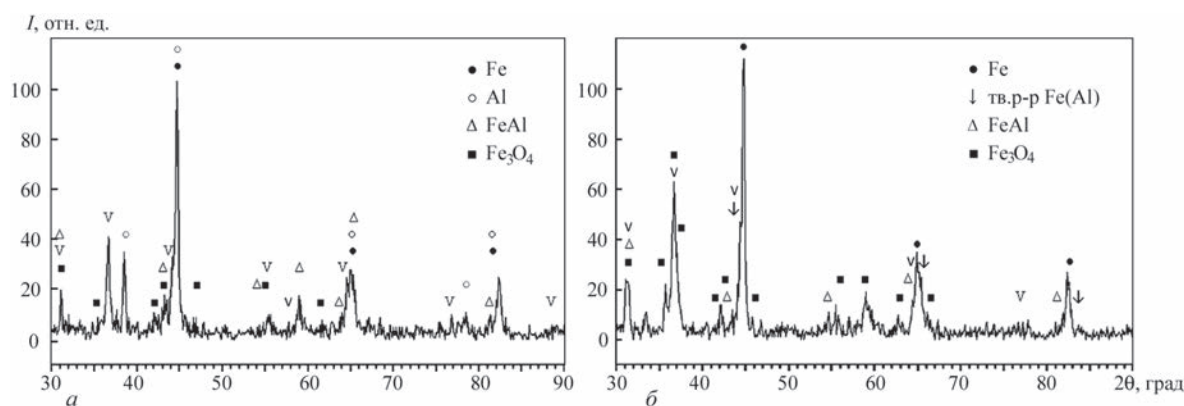


Рис. 6. Рентгенограммы детонационных покрытий: а — из механической смеси 67Fe + 33Al (мас. %); б — из МХС-порошка FeAl

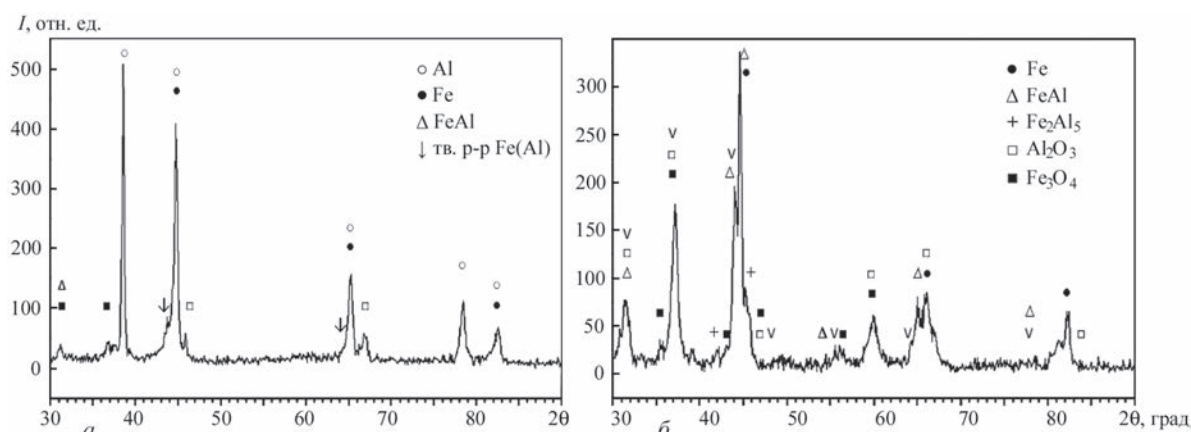


Рис. 7. Рентгенограммы детонационных покрытий: а — из механической смеси 45Fe + 55Al (мас. %); б — из МХС-порошка Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>

Согласно данным РСФА было установлено, что в условиях детонационного напыления механических смесей порошков Fe и Al степень межфазного взаимодействия компонентов не обеспечивает реализацию процесса синтеза соответствующих расчетному интерметаллидных фаз, в покрытиях сохраняются исходные компоненты Fe и Al. Интерметаллидные фазы обнаружены в

небольшом количестве наряду с оксидами алюминия и железа (рис. 5, а, 6, а, 7, а, табл. 3).

Фазовый состав покрытий из МХС-порошков также не вполне соответствует составу исходных порошков. Интерметаллидные фазы обнаружены в покрытиях из порошков Fe<sub>3</sub>Al(Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, FeAl<sub>3</sub>), FeAl(FeAl), Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>(FeAl, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>). В случае порошков FeAl и Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, в основном это твер-



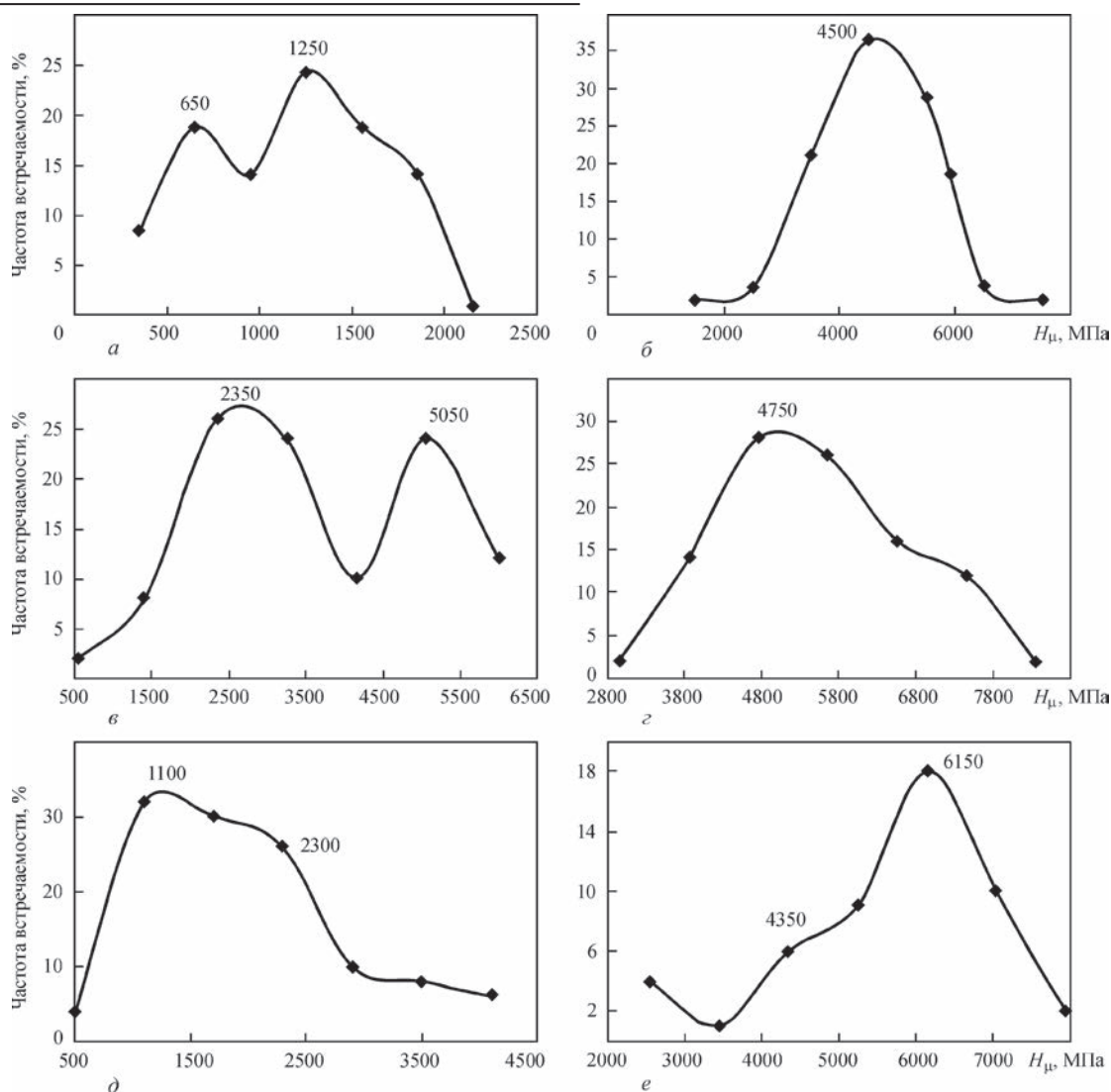


Рис. 8. Вариационные кривые микротвердости детонационных покрытий, полученных из механических смесей Fe+Al (*а, в, д*) и МХС (*б, г, е*) порошков: *а, б* – Fe<sub>3</sub>Al; *в, г* – FeAl; *д, е* – Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>

дые растворы алюминия в железе. В результате взаимодействия с окружающей средой образовались оксиды железа, алюминия и сложные оксиды (рис. 5, б, 6, б, 7, б, табл. 3).

По результатам измерения микротвердости детонационных покрытий из механических смесей Fe+Al и МХС порошков Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> были построены вариационные кривые микротвердости (рис. 8). Характер вариационных кривых свидетельствует об однородном распределении микротвердости для покрытий из порошка с исходным составом Fe<sub>3</sub>Al (рис. 8, б). при этом как среднее ( $4580 \pm 860$ ), так и наиболее вероятное (4500 МПа) значение микротвердости превосходит результат для исходного порошка ( $4060 \pm 1010$  МПа, табл. 1). Еще более существенное повышение микротвердости покрытий по сравнению с исходным порошком наблюдается для двух других составов (интерметаллидов FeAl и Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>). Это очевидно связано с наличием большого количества оксидов в напыленных покрытиях.

## Выводы

1. Детонационные Fe–Al-покрытия сформированы с использованием порошков интерметаллидов Fe<sub>3</sub>Al, FeAl и Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>, полученных методом МХС, и смесей порошков Fe и Al с составом, соответствующим данным интерметаллидам.

2. Установлено, что в процессе детонационного напыления происходит изменение исходного гранулометрического состава Fe–Al порошка с конгломератной структурой 40...80 мкм, приводящее к появлению 40...55 мас. % фракций размером 10...40 мкм.

3. Анализ развития процесса окисления напыляемого материала Fe–Al-покрытия, проведенный с использованием РСФА и сплет-теста, показал зависимость содержания оксидной фазы от соотношения количества кислорода и пропан–бутана в детонирующей смеси β. Резкое повышение содержания оксидов с приблизительно 5 до 30...40 мас. % происходит при увеличении β свыше 3,5.

4. Установлено, что в условиях детонационного напыления при использовании механических смесей порошков Fe+Al не удается обеспечить активное межфазное взаимодействие между компонентами и сформировать интерметаллидные фазы. Структура таких покрытий в основном состоит из отдельных частиц компонентов. В случае применения МХС Fe–Al порошков формируются плотные детонационные покрытия с керметной структурой, состоящие из смеси металлических фаз (интерметаллиды, твердые растворы, металлы) и продуктов окисления.

5. Структура и фазовый состав детонационных покрытий из МХС-порошков интерметаллидов Fe–Al свидетельствует о значительном развитии процесса их окисления, что приводит к частичной потере интерметаллидной структуры с образованием фаз  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , и  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$ . Микротвердость покрытий зависит от состава исходного порошка и возрастает при переходе от  $\text{Fe}_3\text{Al}$  к  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , с 4580 до 5710 МПа.

### Список литературы

1. Deevi S. C., Sikka V. K. Nickel and iron aluminides: an overview on properties, processing, and applications // *Intermetallics*. – 1996. – № 4. – P. 357–375.
2. Stoloff N. S. Iron aluminides: present status and future prospects // *Materials Science and Engineering. A*. – 1998. – Vol. 258, Iss. 1-2. – P. 1–14.
3. Cinca N., Guilemany J. M. Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview // *Intermetallics*. – 2012. – Vol. 24. – P. 60–72.
4. Cinca N., Guilemany J. M. An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2013. – V. 2, № 1. – P. 1–11.
5. Totemeier T. C., Swank W. D. Microstructure and Stresses in HVOF Sprayed Iron Aluminide Coatings // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2002. – Vol. 11(3). – P. 2–9.
6. Wright R. N., Totemeier T. C. Microstructure and Properties of Iron Aluminide Coatings // *Idaho National Engineering and Environmental Laboratory*, 2002 (manuscript).
7. Surface Engineering by Thermal Spraying Nanocrystalline Coatings: the case of iron aluminide / Ji Gang et al. // *Materiaux*. – 2002. – P. 1–3.
8. Gang Ji, Elkedim O., Grosdidier T. Deposition and Corrosion resistance of HVOF Sprayed Nanocrystalline Iron Aluminide Coatings // *Surface & Coatings Technology*. – 2005. – 190. – P. 406–416.
9. Studies of Fe–40Al coatings obtained by high velocity oxy-fuel / J. M. Guilemany et al. // *Ibid*. – 2006. – 201. – P. 2072–2079.
10. Guilemany J. M., Cinca N. High-temperature oxidation of Fe–40Al coatings obtained by HVOF thermal spray // *Intermetallics*. – 2007. – Vol. 15. – P. 1384–1394.
11. FeAl and NbAl, Intermetallic-HVOF Coatings: Structure and Properties / J. M. Guilemany et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2009. – Vol. 18, Iss. 4. – P. 536–545.
12. Senderowski C., Bojar Z. Gas detonation spray forming of Fe–Al coatings in the presence of interlayer // *Surface & Coatings Technology*. – 2008. – 202. – P. 3538–3548.

13. Microstructure Characterization of D-gun Sprayed Fe–Al Intermetallic Coatings / C. Senderowski et al. // *Intermetallics*. – 2010. – Vol. 18, № 7. – P. 1405–1409.
14. Suryanarayana C. Mechanical alloying and milling // *Progress in Mater. Sci.* – 2001. – № 46. – P. 1–184.
15. Аруначалам В. С. Механическое легирование: сб. Актуальные проблемы порошковой металлургии. – М.: Металлургия, 1990. – С. 175–202.
16. Ji Gang, Grosdidier T., Morniroli J-P. Microstructure of a High-Velocity Oxy-Fuel Thermal-Sprayed Nanostructured Coating Obtained from Milled Powder // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2007. – Vol. 38A. – P. 2455–2463.
17. Characterization and comparison between ball milled and plasma processed iron-aluminium thermal spray coatings / S. Kumar et al. // *Surface & Coatings Technology*. – 2006. – 201. – P. 1267–1275.
18. Grosdidier T., Tidu A., Liao H. L. Nanocrystalline Fe–40Al Coating Processed by Thermal Spraying of Milled Powder // *Scripta Materialia*. – 2001. – 44. – P. 387–393.
19. Фазовые и структурные превращения при формировании порошков интерметаллидов системы Fe–Al методом МХС / А. Л. Борисова и др. // *Порошковая металлургия*. – 2015. – №7, 8. – С. 135–143.
20. Шоршоров М. Х., Харламов Ю. А. Физико-химические основы детонационно-газового напыления покрытий. – М.: Наука, 1978. – 227 с.
21. Зверев А. И., Шаривкер С. Ю., Астахов Е. А. Детонационное напыление покрытий. – Л.: Судостроение, 1979. – 232 с.

Ю. С. Борисов<sup>1</sup>, А. Л. Борисова<sup>1</sup>, Е. А. Астахов<sup>1</sup>,  
Т. В. Цимбалиста<sup>1</sup>, О. М. Бурлаченко<sup>1</sup>,  
М. А. Васильківська<sup>2</sup>, А. І. Кільдій<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua  
<sup>2</sup>ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України.  
03680, м. Київ-142, вул. Кржижанівського, 3.  
E-mail: deprconf@ipms.kiev.ua

### ДЕТОНАЦІЙНІ ПОКРИТТЯ З ПОРОШКІВ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ СИСТЕМИ Fe–Al, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ МЕХАНОХІМІЧНОГО СИНТЕЗУ

Досліджено структуру, склад та мікротвердість детонаційних покриттів, отриманих при використанні порошків інтерметалідів  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{FeAl}$  і  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , виготовлених методом механохімічного синтезу (МХС), і сумішей порошків Fe і Al еквівалентних складів. Встановлено вплив співвідношення «кисень–горючий газ» в детонуючій суміші на процес окислення напилуваного матеріалу. В результаті визначення фазового складу покриттів, нанесених з використанням різних порошків, показано, що в разі застосування механічних сумішей шар складається в основному з частинок первинної суміші Fe і Al. Структура покриттів з МХС Fe–Al-порошків містить суміш продуктів нагріву і окислення їх матеріалу. Мікротвердість покриттів змінюється від 4580 до 5710 МПа в залежності від складу. Бібліогр. 21, табл. 3, рис. 8.

**Ключові слова:** детонаційне напылення, алюмініди заліза, порошки, механохімічний синтез, склад детонуючої суміші, покриття, фазовий склад, мікротвердість

Поступила в редакцію 31.03.2017

# СРАВНИТЕЛЬНАЯ ОЦЕНКА СПОСОБОВ ДУГОВОЙ И ГИБРИДНОЙ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1561

**В. Н. КОРЖИК<sup>1,2</sup>, Н. А. ПАЩИН<sup>2</sup>, О. Л. МИХОДУЙ<sup>2</sup>, А. А. ГРИНЮК<sup>2</sup>, А. А. БАБИЧ<sup>1,2</sup>, В. Ю. ХАСКИН<sup>1,2</sup>**

<sup>1</sup>Гуандунский Институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона), г. Гуанчжоу, КНР

<sup>2</sup>ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Для повышения ресурса работы и надежности сварных конструкций из алюминиевых сплавов целесообразно применять, кроме традиционной импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом на обратной полярности, гибридную плазменно-дуговую сварку плавящимся электродом. Проведены работы по определению технологических режимов гибридной плазменно-дуговой сварки алюминиевого сплава 1561 толщиной 5 мм, сравнение процессов традиционной дуговой сварки плавящимся электродом и гибридной плазменно-дуговой сварки с учетом остаточного напряженно-деформированного состояния получаемых стыковых сварных соединений, а также дана оценка перспективности замены традиционной дуговой сварки гибридной. В ходе определения технологических режимов гибридной плазменно-дуговой и импульсной дуговой сварки алюминиевого сплава 1561 установлено, что при одинаковых скоростях оба способа обеспечивают примерно равную погонную энергию. При этом отработанная технология гибридной сварки позволила уменьшить диаметр проволоки с 1,6 до 1,2 мм, что привело к уменьшению ширины шва по сравнению с дуговой сваркой на 25...50 %. Уменьшение площади лицевой части шва по сравнению с площадью корневой части при гибридном способе сварки привело к снижению уровня остаточного коробления сваренных пластин примерно в 3 раза, а остаточных напряжений вдоль линии шва — на 15...20 %. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 10.

*Ключевые слова:* алюминиевый сплав, сварка дугой плавящимся электродом, гибридная плазменно-дуговая сварка, режимы, спекл-интерферометрия, напряженно-деформированное состояние

Тонколистовые сварные конструкции из сплавов на основе алюминия получают все большее распространение в современной промышленности [1]. Такие конструкции широко применяются в авиакосмической технике, судостроении, автомобилестроении, железнодорожном транспорте и др. [2]. При изготовлении конструкций и изделий из алюминиевых сплавов применяют различные сварочные технологии, обеспечивающие качественное формирование неразъемных соединений, например, импульсно-дуговую сварку плавящимся электродом на обратной полярности (далее — дуговую сварку). Однако в ряде случаев (например, для повышения ресурса работы и надежности сварных конструкций) целесообразно применять более прогрессивные технологии. К ним относится гибридная плазменно-дуговая сварка плавящимся электродом с осевой подачей электродной проволоки через трубчатый электрод плазмотрона (далее — гибридная плазменно-дуговая сварка) [3].

Целью данной работы является определение технологических режимов гибридной плазменно-дуговой сварки алюминиевого сплава 1561 толщиной  $\delta = 5$  мм, сравнение процессов традиционной дуговой сварки плавящимся электродом и гибридной плазменно-дуговой с учетом остаточного напряженно-деформированного состояния

получаемых стыковых соединений, а также оценка перспективности замены традиционной дуговой сварки гибридной.

Отработку технологических приемов гибридной плазменно-дуговой и дуговой сварки выполняли на пластинах из алюминиевого сплава 1561 размером 320×102,5 мм. При этом применяли разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона специализированный комплекс оборудования, в состав которого входили [4]: инверторный сварочный источник питания для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом TIGAC-DCEVO 450/TRobot, плазменный модуль FPM, EVOSpeedStar 520 TSRobot, блоки автономного охлаждения, плазмотрон для машинной гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом с осевой подачей проволоки, многопозиционный лабораторный манипулятор на базе сварочной колонны и вращателя, общая система управления комплексом гибридной сварки. Сварку выполняли согласно технологической схеме, приведенной на рис. 1.

В ходе экспериментов по длинной стороне образцов выполняли продольные стыковые швы (рис. 2). Основными критериями выбора режима при сварке образцов из сплава 1561 служило каче-



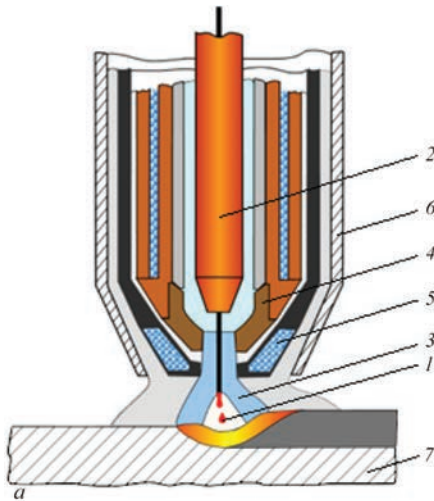


Рис. 1. Технологическая схема (а) и комплекс оборудования (б) гибридной плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом: 1 — дуга плавящегося электрода; 2 — подающий мундштук плавящегося электрода; 3 — сжатая дуга прямого действия; 4 — трубчатый электрод плазмотрона (анод); 5 — плазмообразующее сопло; 6 — защитное сопло; 7 — свариваемый образец

ственное формирование швов при сопутствующей минимизации порообразования. Используемые режимы сварки (скорость сварки  $v_{св}$ , сварочный ток  $I_d$ , напряжение на дуге  $U_d$ , диаметр сварочной проволоки  $d_{пр}$ ) и геометрические характеристики пластин ( $f_1$ – $f_3$  — продольные прогибы,  $\Delta_1$ ,  $\Delta_2$  — поперечные прогибы в начале и конце соединения, соответственно) представлены в таблице. Внешний вид макрошлифов сварных соединений показан на рис. 3. Отработанная технология гибридной сварки позволила уменьшить диаметр проволоки с 1,6 до 1,2 мм при той же толщине свариваемых пластин и тех же значениях погон-

ной энергии (таблица). Поскольку, как показано в работе [5], объем наплавленного металла прямо пропорционален диаметру электродной проволоки, это привело к уменьшению ширины шва при равных скоростях сварки.

При выбранных режимах погонные энергии сравниваемых процессов сварки примерно одинаковы и составляют порядка 600 Дж/мм. Однако в случае гибридной плазменно-дуговой сварки швы имеют меньшую (по сравнению с традиционной дуговой) ширину: по усилению шва — на 25 %, в его среднем сечении — до 50 % (рис. 3). При этом высота усиления верхнего валика при гибридной сварке снижается примерно вдвое по сравнению с аналогичным параметром при дуговой. Из рис. 3 видно, что фланговый угол сечения шва уменьшается, а радиус перехода шва к основному металлу — напротив, увеличивается. Это, в свою очередь, приводит к снижению коэффициента концентрации напряжений. Можно предположить, что форма проплавления шва, характерная для гибридной сварки, определяет меньший уровень остаточного напряженно-деформированного состояния стыковых соединений. Для проверки этого предположения методом электронной спекл-интерферометрии измеряли параметры напряженно-деформированного состояния сварных пластин.

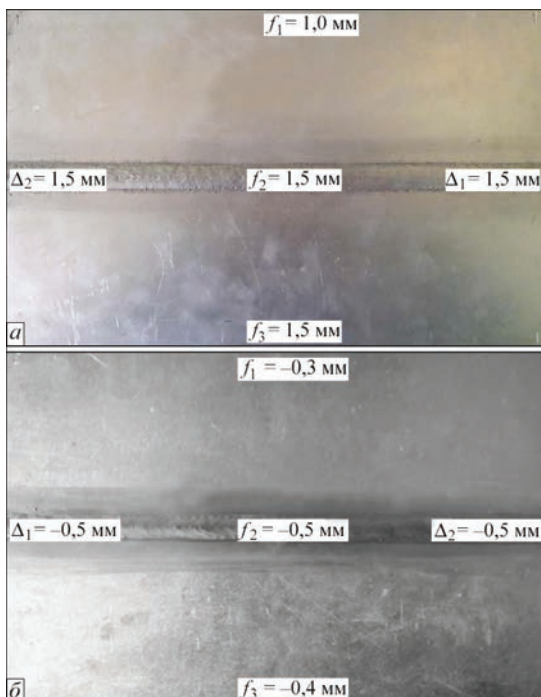


Рис. 2. Внешний вид лицевой поверхности и геометрические характеристики сварных соединений пластин из сплава 1561, выполненных дуговой (а) и гибридной плазменно-дуговой сваркой (б)

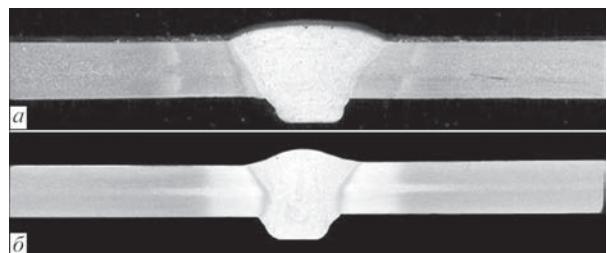


Рис. 3. Внешний вид макрошлифов сварных соединений пластин из сплава 1561: а — дуговая сварка; б — гибридная плазменно-дуговая сварка

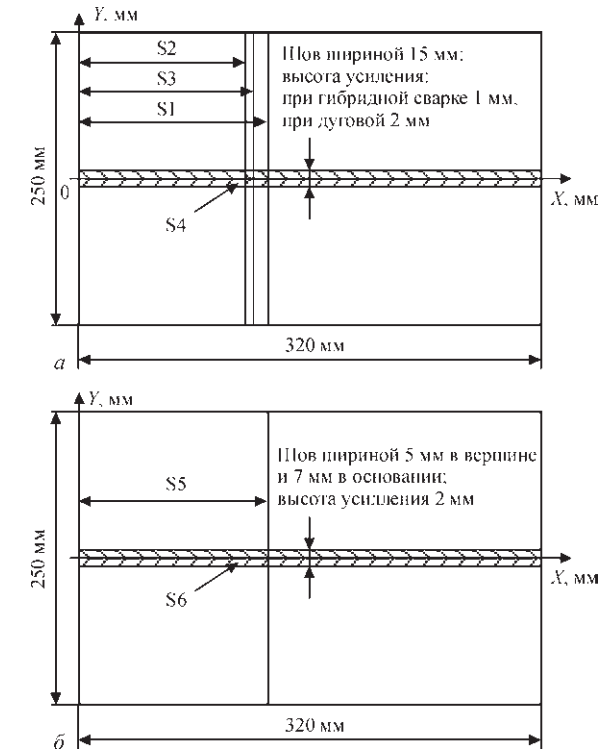


Рис. 4. Схемы измерения остаточных напряжений на стыковых сварных соединениях алюминиевого сплава 1561, выполненных дуговой и гибридным способами: а — лицевая (верхняя) сторона, сечения S1–S3 — измерения поперек шва, S4 — вдоль линии шва; б — обратная (нижняя) сторона, сечение S5 — поперек шва, S6 — вдоль шва; по оси X сечения расположены на расстоянии: S1 — 166, S2 — 148, S3 — 155, S5 — 168 мм; по оси Y сечения S4 и S6 проходили по нулевой отметке

Метод основан на измерении перемещений при упругой разгрузке объема металла в исследуемых точках на поверхности образца, вызванной сверлением несквозных отверстий диаметром и глубиной 1,0 мм [6]. Сопоставляя параметры напряженного состояния и остаточного формоизменения на конкретном образце сварного соединения, выполненного дуговой и гибридной сваркой, определяли эффективность каждого из процессов с позиций напряженно-деформированного состояния.

Геометрические размеры пластин, сваренных дуговым и гибридным способами, а также схемы измерения остаточных напряжений представлены на рис. 4. Измерения продольной (вдоль линии шва) компоненты  $\sigma_x$  плоского напряженного состояния выполняли в трех сечениях S1–S3 на лицевой стороне пластины (рис. 4, а), и в одном сечении S5 — на обратной (рис. 4, б). Дублирование

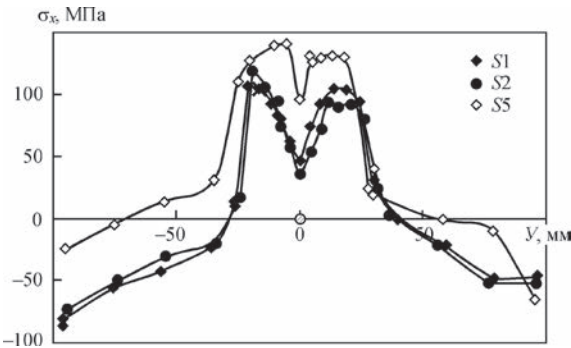


Рис. 5. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на лицевой стороне выполненного дуговой сваркой соединения сплава 1561 в поперечных сечениях S1 и S2 и обратной — в сечении S5

измерений  $\sigma_x$  на лицевой стороне пластины осуществляли с целью обеспечения достоверности результатов.

Образец, выполненный дуговой сваркой (табл., рис. 2, а и 3, а), имеет продольные прогибы  $f_1$ – $f_3$  в диапазоне значений 1,0...1,5 мм, направленные в сторону от лицевой поверхности. Значения поперечных прогибов  $\Delta_1$ – $\Delta_2$  стабильны по длине сварного соединения и составляют 1,5 мм. Особенности данного формоизменения определяются формой проплавления шва (рис. 3, а), характеризующейся несовпадением линии приложения усадочного укорочения и нейтральной оси сечения. Результатом данного несоответствия является изгибающий момент, вызывающий коробление пластины в продольном направлении. Стабильность значений  $\Delta$  по длине пластины связана с ее геометрическими характеристиками, обеспечивающими равномерный теплоотвод с поверхности в течение сварочного термомеханического цикла. Распределение остаточных продольных напряжений  $\sigma_x$  в поперечных сечениях сварной пластины после сварки МИГ представлены на рис. 5.

Из рис. 5 видно, что в центре шва на лицевой и обратной поверхностях пластины имеет место локальное понижение растягивающих напряжений  $\sigma_x$  соответственно до 45...50 и 100 МПа. Пиковые значения  $\sigma_x$  на лицевой и обратной поверхностях находятся в зоне сплавления и достигают соответственно 100 и 140 МПа. Реактивные сжимающие напряжения  $\sigma_x$  на лицевой и обратной поверхностях достигают максимальных значений на продольных краях пластины, соответственно –50...–80 и –25...–60 МПа. Форма эпюры  $\sigma_x$  связана с малой шириной пластины, при которой

Режимы дуговой и гибридной плазменно-дуговой сварки с близкими погонными энергиями (порядка 600 Дж/мм) и геометрические характеристики сварных пластин из сплава 1561 ( $\delta = 5$  мм)

Вид сварки											
МИГ						Плазма-МИГ					
$v_{св}$ , мм/с	$I_d$ , А	$U_d$ , В	$d_{пр}$ , мм	$f_1/f_2/f_3$ , мм	$\Delta_1/\Delta_2$	$v_{св}$ , мм/с	$I_{МИГ}/I_{плазма}$ , А	$U_{МИГ}/U_{плазма}$ , В	$d_{пр}$ , мм	$f_1/f_2/f_3$ , мм	$\Delta_1/\Delta_2$
10	240	26,5	1,6	1,0/1,5/1,2	1,5/1,5	10	145/149	17,4/25,5	1,2	–0,3/–0,5/–0,4	–0,5/–0,5

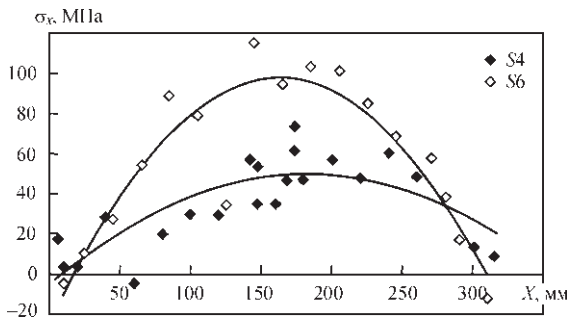


Рис. 6. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на лицевой стороне выполненного дуговой сваркой соединения сплава 1561 в продольном сечении вдоль линии шва S4 и обратной — в сечении S6

сжимающие напряжения в ее поперечном сечении не достигают нулевых значений. При сопоставлении эпюр  $\sigma_x$  на обеих сторонах пластины можно видеть, что имеет место значительная изгибная составляющая напряжений, что подтверждает полученная форма коробления образца.

Распределение остаточных продольных напряжений  $\sigma_x$  в сварной пластине вдоль линии шва (рис. 6) подтверждают результаты, полученные для поперечного сечения S1 (рис. 5). Из рисунка видно, что эпюры  $\sigma_x$  на обеих сторонах пластины характеризуются разницей пиковых значений, что определяет значительную изгибную составляющую напряженно-деформированного состояния пластины и подтверждает характеристики ее формоизменения.

Образец, выполненный гибридной сваркой (табл., рис. 2, б и 3, б), имеет продольные прогибы  $f_1-f_3$  величиной  $-0,3 \dots -0,5$  мм, направленные в сторону лицевой поверхности. Значения поперечных прогибов  $\Delta_1-\Delta_2$  стабильны по длине сварного соединения и также равны  $-0,5$  мм. Особенности данного формоизменения определяются формой проплавления шва (рис. 3, б), характеризующейся практически совпадением линии приложения усадочного укорочения и нейтральной оси сечения сварного шва. Сравнение форм швов, выполненных дуговым и гибридным способами (рис. 3)

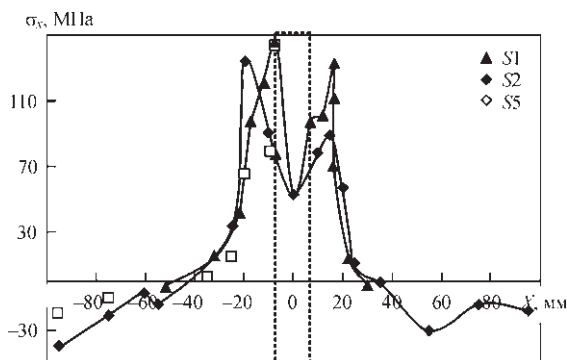


Рис. 7. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на лицевой стороне выполненного гибридной сваркой соединения сплава 1561 в поперечных сечениях S1–S3; штриховой линией показаны контуры сварного шва

показывает, что площадь сечения сварного шва при гибридной сварке на 30 % меньше, чем при дуговой сварке.

Пластина, выполненная гибридным способом, характеризуется меньшим объемом продольного усадочного укорочения металла шва и, соответственно, меньшим значением продольной усадочной силы  $P_{yc}$ , чем образец после дуговой сварки. Это связано с заметным уменьшением площади верхней относительно горизонтальной продольной оси части шва при гибридной сварке (рис. 3, б) по сравнению с дуговой (рис. 3, а). При этом в обоих случаях площадь нижней части остается прежней. Учитывая практическое совпадение линии приложения продольной  $P_{yc}$  и продольной нейтральной оси, а также меньшее значение  $P_{yc}$ , можно заключить, что пластина, сваренная гибридным способом, подвергается существенно меньшему изгибающему моменту, чем после дуговой сварки. Данный факт поясняет меньшую величину (до трех раз) коробления пластины в продольном направлении, чем при дуговой сварке. Стабильность  $\Delta$  по длине пластины, как и их малые значения после гибридной сварки, связаны с формой шва, характеризующейся более равномерным (по сравнению с дуговой) проплавлением по толщине пластины, а также с геометрическими характеристиками образца, обеспечивающими стабильный теплоотвод с его поверхностей в течение сварочного термомодеформационного цикла.

Распределение остаточных продольных напряжений  $\sigma_x$  в поперечных сечениях лицевой и обратной сторон пластины, сваренной гибридным способом, представлены на рис. 7, 8, а их сопоставление — на рис. 9. Из рисунков видно, что в центре шва на лицевой и обратной поверхностях пластины имеет место локальное понижение растягивающих напряжений  $\sigma_x$  соответственно до 45...50 и 100 МПа. Пиковые значения  $\sigma_x$  на лицевой и обратной поверхностях находятся в зоне сплавления и достигают соответственно 140 и 150 МПа. Реактивные сжимающие напряжения  $\sigma_x$  на лицевой и обратной поверхностях находятся максимальных значений на продольных краях пластины  $-20 \dots -40$  МПа. Данная форма эпюры сжимающих напряжений  $\sigma_x$ , как и в случае дуговой сварки, связана с малой шириной пластины, при которой сжимающие напряжения в ее поперечном сечении не достигают нулевых значений. При сопоставлении эпюр  $\sigma_x$  на обеих сторонах пластины можно видеть, что, в отличие от дуговой сварки, изгибная составляющая напряжений в реактивной зоне эпюры напряжений гибридной сварки незначительна, что определяет меньшую величину коробления образца по сравнению с дуговой (таблица).



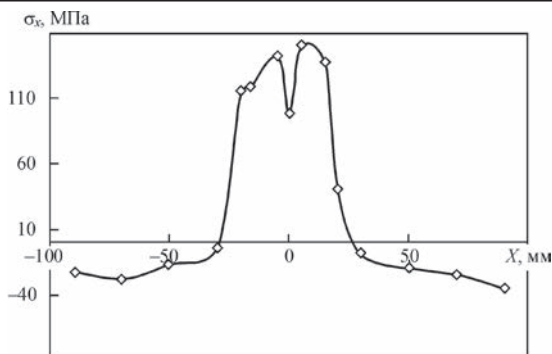


Рис. 8. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на обратной стороне выполненного гибридной сваркой соединения сплава 1561 в поперечном сечении S5

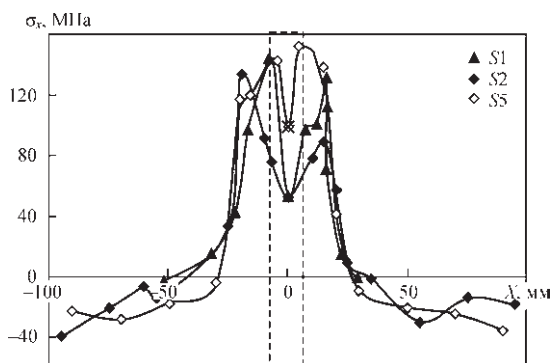


Рис. 9. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на лицевой стороне выполненного гибридной сваркой соединения сплава 1561 в поперечных сечениях S1 и S2 и обратной — в сечении S5; штриховой линией показаны контуры сварного шва

Следует отметить, что при анализе остаточных напряженных состояний пластин, выполненных дуговой и гибридной сваркой (рис. 5, 9), заметно некоторое несоответствие между уровнем растягивающих напряжений и значениями прогибов. Так, пиковые значения растягивающих напряжений  $\sigma_x$  для рассматриваемых способов сварки, в отличие от значений прогибов, достаточно близки, как и величины изгибающей составляющей напряжений в активной зоне (в центре шва). Данный факт можно пояснить малой продольной жесткостью исследуемых сварных пластин, а также особенностями напряженно-деформированных состояний, характерных для дуговой и гибридной сварки.

Эпюры  $\sigma_x$  в реактивной зоне сжимающих напряжений выходят на свободные продольные кромки (рис. 5 и 9). При этом значения напряжений на кромках пластины при гибридной сварке существенно ниже, чем при дуговой, что вызывает ее меньшие продольные прогибы и, соответственно, более высокий уровень растягивающих напряжений  $\sigma_x$ . Таким образом, уровень растягивающих напряжений  $\sigma_x$  в изогнутой пластине, сваренной дуговым способом, сопоставим с уровнем  $\sigma_x$  в плоской пластине, сваренной гибридным. Можно заключить, что при сопоставлении напряженных состояний пластин, выполненных гибри-

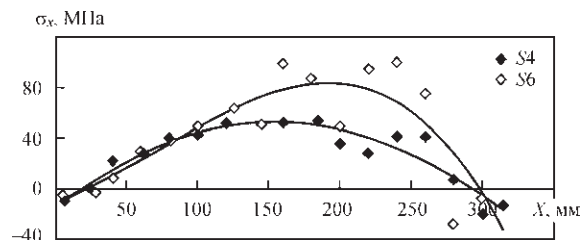


Рис. 10. Остаточные сварочные напряжения  $\sigma_x$  на лицевой стороне выполненного гибридной сваркой соединения сплава 1561 в продольном сечении вдоль линии шва S4 и обратной — в сечении S6

ной и дуговой сваркой с равными величинами прогибов, значения  $\sigma_x$  в последней будут выше.

Распределение остаточных продольных напряжений  $\sigma_x$  в сварной пластине вдоль линии шва (рис. 10) подтверждают результаты, полученные для поперечного сечения S1 (рис. 9). Из рисунка видно, что эпюры  $\sigma_x$  на обеих сторонах пластины, полученной гибридной сваркой, характеризуются меньшей разницей пиковых значений, чем при дуговой сварке, что определяет изгибную составляющую напряженно-деформированного состояния пластины и подтверждает характеристики ее формоизменения (таблица).

Сравнение значений напряжений  $\sigma_x$  вдоль линии шва в пластинах, выполненных гибридной и дуговой сваркой, показало снижение их уровня на 15...20 % в случае гибридной сварки, что может способствовать повышению долговечности таких сварных соединений при нагрузке в этом направлении. Такое повышение долговечности соединений, нагруженных вдоль сварного шва, может положительно сказываться на результатах сварки стрингерных панелей и оболочек специальных летательных аппаратов из алюминиевых сплавов.

## Выводы

1. В ходе определения технологических режимов гибридной плазменно-дуговой и импульсной дуговой сварки алюминиевого сплава 1561 толщиной 5 мм установлено, что при одинаковых скоростях сварки оба способа обеспечивают примерно равную погонную энергию. При этом отработанная технология гибридной сварки позволила уменьшить диаметр применяемой проволоки с 1,6 до 1,2 мм, что привело к уменьшению ширины шва по сравнению с дуговой сваркой на 25...50 %.
2. Уменьшение площади лицевой части шва по сравнению с площадью корневой части при гибридном способе сварки привело к снижению уровня остаточного коробления сваренных пластин примерно в 3 раза, а остаточных напряжений  $\sigma_x$  вдоль линии шва — на 15...20 %.
3. Эпюры напряжений  $\sigma_x$  вдоль линии шва на обеих сторонах пластины, сваренной встык гибридным способом, характеризуются мень-

шей разницей пиковых значений, чем при дуговой сварке, что определяет примерно в три раза меньшую изгибную составляющую напряженно-деформированного состояния пластины и подтверждается характеристиками ее формоизменения.

4. Дальнейшие исследования напряженно-деформированного состояния стыковых соединений, выполненных гибридной сваркой, целесообразно проводить с использованием пластин размером  $500 \times 500 \times 8$  мм, как обеспечивающих близкие к нулю напряжения сжатия на кромках.

*Работа выполнялась при поддержке Программы иностранных экспертов КНР № WQ20124400119, Программы инновационной группы провинции Гуандун, КНР № 201101C0104901263, Гуандунского научно-технического проекта № 2015A050502039, Гуандунского научно-технического проекта № 2016B050501002.*

### Список литературы

1. Хаскин В. Ю. Развитие лазерной сварки алюминиевых сплавов в ИЭС им. Е. О. Патона (Обзор) // Автоматическая сварка. – 2013. – № 5. – С. 52–57.
2. Зусин В. Я., Серенко В. А. Сварка и наплавка алюминия и его сплавов. – Мариуполь: Издат. дом «Рената», 2004. – 468 с.
3. Основные тенденции развития плазменно-дуговой сварки алюминиевых сплавов / А. А. Гринюк и др. // Автоматическая сварка. – 2015. – № 11. – С. 39–50.
4. Гибридные технологии сварки алюминиевых сплавов на основе дуги с плавящимся электродом и сжатой дуги / А. А. Гринюк и др. // Там же. – 2016. – № 5-6. – С. 107–113.
5. Шонин В. А., Поляцкий А. Г. Малоцикловая усталость сварных стыковых соединений сплава АМг6, выполненных в среде инертного газа // Там же. – 2001. – № 3. – С. 20–24.
6. Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии / Л. М. Лобанов и др. // Там же. – 2006. – № 1. – С. 25–30.

В. М. Коржик<sup>1,2</sup>, М. О. Пашин<sup>2</sup>, О. Л. Миходуй<sup>2</sup>,  
А. А. Гринюк<sup>2</sup>, О. А. Бабич<sup>1,2</sup>, В. Ю. Хаскин<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Гуандунский Институт сваривания  
(Китайско-український інститут зварювання  
ім. Є. О. Патона), м. Гуанчжоу, КНР

<sup>2</sup>ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### ПОРІВНЯЛЬНА ОЦІНКА СПОСОБІВ ДУГОВОГО І ГІБРИДНОГО ПЛАЗМОВО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ ПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 1561

Для підвищення ресурсу роботи і надійності зварних конструкцій з алюмінієвих сплавів доцільно застосовувати, крім традиційного імпульсно-дугового зварювання плавким електродом на зворотній полярності, гібридне плазмово-дугове зварювання плавким електродом. Проведено роботи по визначенню технологічних режимів гібридного плазмово-дугового зварювання алюмінієвого сплаву 1561 товщиною 5 мм, порівняння процесів традиційного дугового зварювання плавким електродом та гібридного плазмово-дугового зварювання з урахуванням залишкового напружено-деформованого стану одержуваних стыкових зварних з'єднань, а також дана оцінка перспективності заміни традиційного дугового зварювання гібридним. В ході визначення технологічних режимів гібридного плазмово-дугового та імпульсного дугового зварювання алюмінієвого сплаву 1561 встановлено, що при однакових швидкостях обидва способи забезпечують приблизно рівну погонну енергію. При цьому відпрацьована технологія гібридного зварювання дозволила зменшити діаметр дроту з 1,6 до 1,2 мм, що призвело до зменшення ширини шва в порівнянні з дуговим зварюванням на 25...50 %. Зменшення площі лицьової частини шва в порівнянні з площею кореневої частини при гібридному способі зварювання призвело до зниження рівня залишкового жолоблення зварених пластин приблизно в 3 рази, а залишкових напружень вздовж лінії шва — на 15...20 %. Бібліогр. 6, табл. 1, рис. 10.

**Ключові слова:** алюмінієвий сплав, зварювання дугою плавким електродом, гібридне плазмово-дугове зварювання, режими, спекл-інтерферометрія, напружено-деформований стан

Поступила в редакцію 15.02.2017



Ассоциация «Электрод» ♦ Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ  
ООО «Новооскольский электродный завод» ♦ ООО «Керамглас»

### Международный научно-практический семинар «Совершенствование сварочных материалов и технологий их производства под прогнозируемые требования»

5–8 июня 2017 г.

г. Белгород, отель «АМАКС Конгресс»

#### Контакты:

ООО «Керамглас», пер. Харьковский, 36д, г. Белгород, Россия, 308012,  
тел./факс: +74722240010, моб. тел.: +79030246944. E-mail: ban@keramglass.ru

Контактное лицо:

Бондаренко Андрей Николаевич

# ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИМПУЛЬСНОЙ МНОГОПРОХОДНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, Л. А. КРАВЧУК, Ю. А. АРХАНГЕЛЬСКИЙ, Ю. В. ОРСА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрены особенности формирования соединения литейного магниевого сплава МЛ10 толщиной 8 мм при импульсной электронно-лучевой сварке в вакууме. Исследования проводили на образцах сплава системы легирования Mg–Zn–Zr–Nd при оптимальной частоте следования импульсов и повышенной скорости сварки. Установлено, что для обеспечения высокого качества формирования и прочностных свойств сварных соединений сварку необходимо выполнять в несколько проходов со ступенчатым увеличением тока электронного пучка в импульсе. Показано, что прочностные характеристики сварных соединений находятся на уровне не ниже 92 % аналогичных свойств основного металла. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 5.

*Ключевые слова:* электронно-лучевая сварка, магневые сплавы, импульсный режим сварки, прочность сварных соединений, термический цикл, микроструктура металла шва, ЗТВ, основной металл

По сравнению с известными способами сварки плавлением импульсная электронно-лучевая сварка (ИЭЛС) характеризуется высокой удельной концентрацией энергии, низкими значениями погонной энергии, небольшой шириной зоны термического влияния (ЗТВ), узкой зоной проплавления и незначительными деформациями свариваемых деталей [1–4].

ИЭЛС легко поддается механизации и автоматизации, а наличие перемещения электронного пучка с помощью отклоняющей системы электронно-лучевой пушки по заданной траектории (круг, эллипс, дуга, штрих, треугольник, прямоугольник и др.) значительно расширяет технологические возможности этого процесса. Сохранение заданной удельной мощности пучка и параметров зоны проплавления при изменении рабочего расстояния от электронной пушки до поверхности изделия выгодно отличают ИЭЛС от дуговых способов сварки плавлением, и могут способствовать широкому ее применению при сварке деформируемых и литейных магниевых сплавов в изделиях ответственного назначения.

Исследования по влиянию ИЭЛС на формирование сварных соединений магниевых сплавов выполняли на установке УЛ-209М с компьютерным управлением всеми параметрами и системами, созданной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [5]. Установка УЛ-209М укомплектована энергетическим комплексом на базе ЭЛА-60/60 и электронно-лучевой пушкой, перемещаемой внутри вакуумной камеры по линейным координатам  $X$ ,  $Y$ ,  $Z$ , а также поворачиваемой вокруг оси  $Y$ – $Y$  на угол  $0...90^\circ$ . При ускоряющем напряже-

нии  $U_{\text{уск}} = 60$  кВ электронно-лучевая пушка с металлическим вольфрамовым катодом диаметром 3 мм обеспечивает диапазон тока электронного пучка  $I_{\text{имп}} = 0...500$  мА, а также выполнение технологических разверток пучка в процессе электронно-лучевой сварки. Обеспечивается точность позиционирования электронно-лучевой пушки по координатам не хуже 0,1 мм, совмещение электронного пучка со стыком обеспечивается системой РАСТР с точностью не хуже 0,1 мм [6].

Импульсный режим работы реализован при подключении на вход энергетического комплекса ЭЛА-60/60 импульсного генератора типа HAMEG HM8130, который обеспечивал 100%-ю модуляцию электронного пучка по току. Форма и величина импульса сварочного тока фиксировались непосредственно перед сваркой образцов или макетов изделий на цилиндре Фарадея при помощи электронно-лучевого осциллографа TECTRONIX TDS 1002, схема подключения которых приведена на рис. 1.

Исследования по формированию сварных соединений магниевых сплавов различных систем легирования дуговыми способами сварки приведены в работах [7]. Однако, как показал анализ работ по свариваемости магниевых сплавов, практически полностью отсутствуют сведения по формированию сварных соединений магниевых сплавов электронным пучком в импульсном режиме.

Ранее проведенные исследования [7] свидетельствуют о том, что литейный магниевый сплав системы легирования Mg–Zn–Zr–Nd может быть удовлетворительно сварен дуговыми способа-



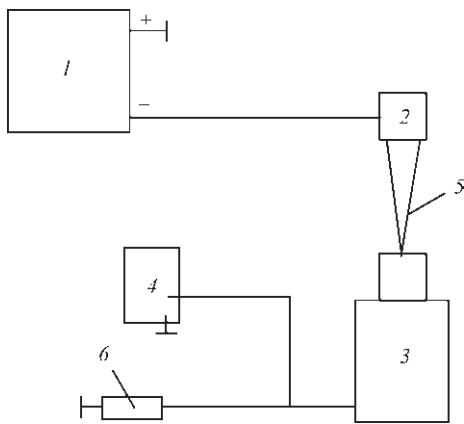


Рис. 1. Схема регистрации параметров импульсного электронного пучка: 1 — энергетический комплекс ЭЛА-60/60; 2 — электронно-лучевая пушка; 3 — массивная мишень с цилиндром Фарадея; 4 — осциллограф; 5 — электронный пучок; 6 — резистор  $R = 10 \text{ Ом}$

ми при условии обязательного предварительного подогрева свариваемых кромок от постороннего источника до температуры  $200...250^\circ\text{C}$ .

Основной проблемой при сварке магниевых сплавов является предупреждение образования горячих трещин в сварных соединениях, а также формирование сварных швов без подрезов с лицевой и корневой части шва.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины были проведены исследования по формированию бездефектных сварных соединений литейного магниевых сплавов МЛ10 (0,1...0,7 % Zn, 0,4...1,0 % Zr, 2,2...2,8 % Nd, Mg — остальное), полученных при ИЭЛС и выполнении в едином технологическом цикле дополнительной очистки околошовных поверхностей остросфокусированным маломощным электронным пучком, предварительный подогрев стыкуемых кромок пучком до температуры порядка  $200...250^\circ\text{C}$  и сопутствующий подогрев пучком в процессе многопроходной сварки. Формирование лицевого и корневого валиков шва без подрезов и занижений достигается путем применения локальной технологической развертки электронного пучка по эллипсу, причем большая полуось ориентирована вдоль направления сварки. Сплав МЛ10 системы легирования Mg–Zn–Zr–Nd отличается повышенной коррозионной стойкостью, хорошими литейными свойствами, малой склонностью к образованию микрорыхлот, удовлетворительно сваривается дуговыми способами, термически упрочняется закалкой и искусственным старением. Сплав может длительно работать при температурах до  $250^\circ\text{C}$ . При отработке режимов и техники ИЭЛС по схеме вертикальным электронным пучком в нижнем положении использовали образцы размером  $150 \times 150 \times 8 \text{ мм}$ .

В процессе проведения исследований образцы сваривали без присадочных материалов, а сборку

образцов под сварку осуществляли с минимально возможными зазорами. Подготовку свариваемых кромок под сварку выполняли путем обезжиривания органическими растворителями и шабрения на глубину до 0,1 мм непосредственно перед загрузкой образцов в вакуумную камеру установки. После загрузки образцов в вакуумную камеру и получения рабочего вакуума выполняли чистку и предварительный подогрев поверхностей остросфокусированным электронным пучком с круговой или пилообразной разверткой.

При ИЭЛС наряду с временными параметрами электронного пучка (длительность импульса и длительность паузы) существенное влияние на качество сварного соединения оказывает скорость сварки, от выбора которой зависит степень перекрытия отдельных участков проплавления. Другими словами, при известном диаметре электронного пучка на изделии и амплитуде его локальной развертки, его путь за время паузы между импульсами является решающим фактором для формирования качественного сварного соединения. Выражение для скорости сварки при шовной ИЭЛС может быть записано:

$$V_{\text{ИЭЛС}} = \frac{(1-K)f_{\text{имп}}S(A_{\text{лок}} + d_{\text{п}})}{S-1},$$

где  $K$  — коэффициент перекрытия сварочных точек;  $f_{\text{имп}}$  — частота следования импульсов, Гц;  $S = \tau_{\text{и}} + \tau_{\text{п}}/\tau_{\text{и}}$  — скважность следования импульсов;  $\tau_{\text{п}}$  — длительность паузы;  $\tau_{\text{и}}$  — длительность импульса;  $d_{\text{п}}$  — диаметр электронного пучка на изделии, мм;  $A_{\text{лок}}$  — амплитуда локальной развертки электронного пучка (например, выбрав  $K = 0,8$ ;  $\tau_{\text{и}} = 5 \text{ мс}$ ;  $\tau_{\text{п}} = 5 \text{ мс}$ ;  $f_{\text{имп}} = 100 \text{ Гц}$ ;  $d_{\text{п}} = 0,5 \text{ мм}$ ;  $A_{\text{лок}} = 1 \text{ мм}$ , получим  $V_{\text{ИЭЛС}} = 60 \text{ мм/с}$ ).

Известно, что предварительный или сопутствующий подогрев изделия снижают вероятность появления кристаллизационных трещин, поскольку при этом уменьшается интенсивность нарастания упругопластических деформаций при затвердевании металла шва. Благодаря уменьшению разности между максимальной температурой при сварке и начальной температурой изделия снижается скорость охлаждения на разных участках сварного соединения, улучшается их структура и повышается пластичность. При нагреве до температуры  $200...250^\circ\text{C}$  снижение растягивающих продольных напряжений может достигать 50 % [8].

При исследованиях с применением модулированного электронного пучка и его локальных колебаний по различным траекториям и с различными амплитудами ставилась задача повысить качество сварных соединений магниевых сплавов толщиной до  $\delta_{\text{м}} = 15 \text{ мм}$ , изменить форму проплавления сварного шва и его кристаллизацию в процессе сварки, принудительно изменяя параметры колебаний жидкого

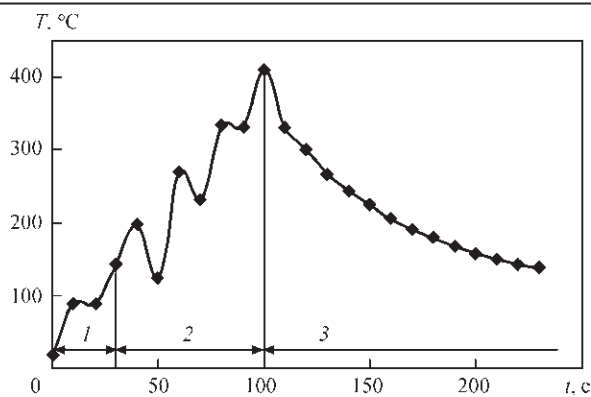


Рис. 2. Термический цикл околошовной зоны при ИЭЛС образца из магниевого сплава МЛ10 размером  $150 \times 50 \times 8$  мм: 1 — чистка остросфокусированным электронным пучком за два прохода; 2 — сварка за четыре прохода со ступенчатым увеличением тока пучка в импульсе; 3 — охлаждение после сварки

металла в парогазовом канале. Исследовали диапазоны частот импульсов тока электронного пучка на изделие  $f_{\text{имп}} = 20 \dots 250$  Гц при скважности модуляции тока пучка  $S = 1,2 \dots 5,0$ . Установлено, что при частоте модуляции пучка  $f_{\text{имп}} = 70 \dots 120$  Гц устраняется расширение шва в корневой части, где возникают дефекты формирования, улучшается форма швов, боковые стенки проплавления становятся практически параллельными. Наиболее благоприятная форма проплавления получена при частоте модуляции  $f_{\text{имп}} = 100 \dots 120$  Гц. Снижение частоты модуляции ниже  $f_{\text{имп}} = 60$  Гц приводит к увеличению глубины проплавления, однако форма шва приближается к форме швов, выполненных без модуляции пучка.

В нашем случае ИЭЛС магниевого сплава МЛ10 толщиной  $\delta_m = 8$  мм выполнялась за несколько проходов путем ступенчатого увеличения тока электронного пучка в импульсе и предварительного подогрева во время чистки околошовной зоны остросфокусированным электронным пучком. Параллельно проводился замер термического цикла сварки с помощью термопары типа К (хромель-алюмель, ГОСТ 6615–94) диаметром 0,5 мм, зачеканенная на расстоянии 2 мм от оси шва. Как показано на рис. 2, температура предварительного подогрева образца во время чистки электронным пучком за два прохода ( $U_{\text{уск}} = 60$  кВ,  $I_{\text{п}} = 10$  мА,  $V_{\text{ч}} = 10$  мм/с,  $\Delta I_{\text{ф}} = 0$  мА,  $A_{\text{круг}} = 10$  мм,  $l_{\text{раб}} = 200$  мм) составила примерно  $140^\circ\text{C}$  и могла регулироваться изменением мощности пучка и количеством проходов. Режим импульсной сварки за четыре прохода с сопутствующим подогревом составил:

первый проход:  $U_{\text{уск}} = 60$  кВ,  $I_{\text{имп}} = 15$  мА;  $v_{\text{св}} = 10$  мм/с,  $\Delta I_{\text{ф}} = 0$  мА,  $A_{\text{эллипс}} = 1,5/0,5$ ,  $l_{\text{раб}} = 200$  мм,  $\tau_{\text{и}} = 5$  мс,  $\tau_{\text{п}} = 5$  мс,  $f_{\text{имп}} = 100$  Гц. Большая полуось эллипса направлена вдоль направления сварки; второй проход:  $I_{\text{имп}} = 25$ ; третий — 35; четвертый — 45 мА. Во втором, третьем, четвертом проходах остальные параметры сохраняются.

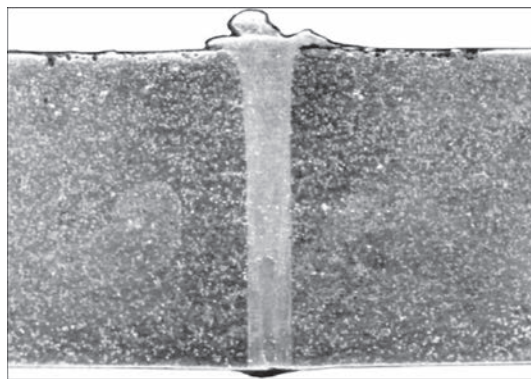


Рис. 3. Макроструктура ( $\times 10$ ) сварного соединения магниевого сплава МЛ10 толщиной  $\delta_m = 8$  мм

Выявление структуры сварных соединений на литейном магневом сплаве МЛ10 проводили химическим травлением в 10%-м растворе лимонной кислоты. Исследования выполняли на оптическом микроскопе «Neophot-32», твердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо», цифровое изображение структур получено при помощи фотокамеры «Olympus». Как показано на поперечном макрошлифе сварного соединения магниевого сплава МЛ10 толщиной  $\delta_m = 8$  мм (рис. 3), полученного в режиме многопроходной ИЭЛС по схеме в нижнем положении вертикальным электронным пучком на подкладке из того же материала, боковые стенки шва практически параллельные по всей глубине проплавления, расширения в корневой части шва нет, подрезы и занижения на лицевой части шва отсутствуют, трещин нет.

Структура металла шва на сплаве МЛ10 мелкодисперсная (размер ячеек  $10 \dots 12$  мкм) по всей высоте шва (рис. 4, а), состоит из  $\alpha$ -твердого раствора с располагающейся по границам зерен эвтектики и интерметаллидной фазы  $(\text{MgZr})_{12}\text{Nd}$ . Твердость металла шва составляет  $HV0,5 = 394 \dots 490$  МПа, что согласуется с результатами исследований, приведенных в работе [9].

Линия сплавления с основным металлом практически ровная, четко выраженная. В некоторых местах крупные зерна ЗТВ смещают линию сплавления в металл шва (рис. 4, б). Структура в металле ЗТВ крупнозернистая, эвтектика расположена равномерно, твердость металла составляет  $HV0,5 = 409 \dots 539$  МПа.

Основной металл имеет такую же структуру, как и металл ЗТВ. Отличается более крупным размером зерна ( $70 \dots 80$  мкм) и количеством сферических образований эвтектики (рис. 4, в).

Контроль качества сварных соединений магниевого сплава МЛ10 выполнен посредством проведения механических испытаний. В результате испытаний на разрыв кроме величины  $\sigma_b$  определялись и другие параметры прочности сварного соединения:  $\sigma_{0,2}$ ,  $\delta$  и  $Y$ .



## Механические свойства литейного магниевого сплава МЛ10 после импульсной ЭЛС

Объект исследования	Механические свойства						Место разрушения
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_{BCB}/\sigma_{BOM}$	$\alpha_H$ , кДж/м <sup>2</sup>	
Основной металл	220	140	5,0	11	-	62,7	-
Сварное соединение	202	135	6,5	12	0,92	82,0	По линии сплавления, ЗТВ

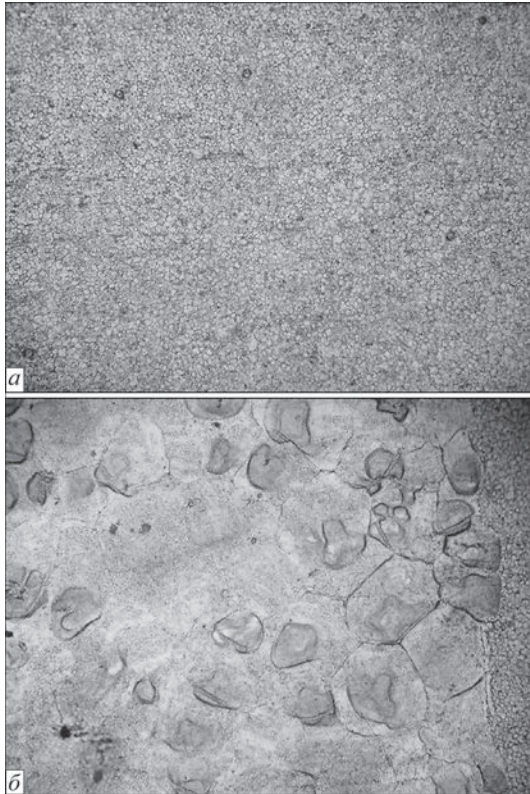


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 200$ ) сварного соединения магниевого сплава МЛ10, выполненного в режиме ИЭЛС: а — сварной шов; б — шов, ЗТВ, основной металл

Для проведения прочностных испытаний были изготовлены образцы из основного металла МЛ10 в состоянии поставки и из сварных соединений, полученных методом ИЭЛС. Испытания сварных соединений на разрыв проводились на цилиндрических образцах с диаметром рабочей части  $d_0 = 3$  мм.

Как следует из рис. 5, разрушение образцов из магниевого сплава МЛ10 после ИЭЛС происходит преимущественно по линии сплавления и ЗТВ. Пластичность сварных соединений  $\psi$  увеличивается незначительно по сравнению с пластичностью основного металла, а вязкость  $\alpha_H$  увеличивается примерно на 30 %. Коэффициент прочности сварных соединений, полученных в режиме ИЭЛС с предварительным подогревом при очистке остросфокусированным электронным пучком и последующей сваркой за четыре прохода путем ступенчатого увеличения тока пучка в импульсе, достигает величины  $\sigma_{BCB}/\sigma_{BOM} = 0,92$  % (таблица).

Анализ микроструктуры различных участков сварных соединений магниевого сплава МЛ10 показывает, что структура металла шва при ИЭЛС практически не отличается от той, которая имеет

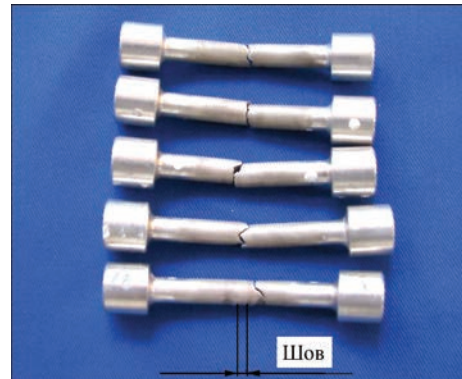


Рис. 5. Образцы после механических испытаний на разрыв сварных соединений магниевого сплава МЛ10

место для сплавов в литом состоянии. С учетом высоких скоростей кристаллизации при ИЭЛС наблюдается меньшая величина зерна и толщина межзеренных прослоек по сравнению со структурой швов, которые имеют место при дуговых способах сварки [10, 11].

### Выводы

1. Установлено, что обеспечение высокого качества формирования и прочностных свойств сварных соединений магниевого сплава МЛ10 достигается путем применения многопроходной импульсной ЭЛС со ступенчатым увеличением тока пучка в каждом проходе.

2. Установлено, что при ИЭЛС с применением локальной развертки пучка по эллипсу боковые стенки проплавления становятся практически параллельными.

3. Показано, что прочностные характеристики сварных соединений литейного магниевого сплава МЛ10 находятся на уровне не ниже 92 % аналогичных свойств основного металла.

### Список литературы

- Matting A., Sepold G. Beitrag zum Schweißen mit impuls-gesteuerten Elektronenstrahlen: DVS-Berichte 1 «El-schweißen». – Deusseldorf: Schweißtechnik, 1967. – S. 123–133.
- Indenbrand H.-D., Schlenk R. Untersuchungen zum Elektronenstrahlimpulsschweißen // Schweißtechnik. – 1970. – № 6. – S. 253–257.
- Худышев А. Ф., Славин Г. А. Исследование технологических возможностей импульсной электронно-лучевой сварки тонколистовых материалов // Физика и химия обработки материалов. – 1971. – № 3. – С. 13–19.
- Хохловский А. С., Лопатко А. П., Крылов В. Г. Свариваемость сплава на основе магния электронным лучом // Электронно-лучевая сварки. – М.: Моск. Дом науч.-техн. пропаганды, 1978. – С. 68–72.



5. Назаренко О. К., Нестеренков В. М., Непорожний Ю. В. Конструирование и электронно-лучевая сварка вакуумных камер // Автоматическая сварка. – 2001. – № 6. – С. 50–52.
6. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатными перемещениями пушки и изделия / Б. Е. Патон и др. // Там же. – 2004. – № 5. – С. 3–7.
7. Магниеые сплавы: сб. ст. Ин-та металлургии им. А. А. Байкова. – М.: Наука, 1978. – 223 с.
8. Kanz H. G. Eigenspannungen verwerfungen und Masshaltigkeit bei Schweissen // Schweissen und Schneiden. – 1959. – 11, № 3. – S. 139–142.
9. Гибридная технология, совмещающая электронно-лучевую сварку и сварку трением с перемешиванием в процессах восстановления элементов конструкций авиационной техники из магниевых сплавов / А. Л. Майстренко и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 5-6. – С. 99–106.
10. Бондарев А. А., Нестеренков В. М. Исследование свариваемости магниевого сплава МА2 электронным лучом в вакууме // Компрессорное энергетическое машиностроение. – 2013. – № 2. – С. 21–28.
11. Бондарев А. А., Нестеренков В. М. Технологические особенности сварки деформируемых магниевых сплавов электронным лучом в вакууме // Автоматическая сварка. – 2014. – № 3. – С. 18–22.

В. М. Нестеренков, Л. А. Кравчук,  
Ю. О. Архангельский, Ю. В. Орс  
ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

#### ФОРМУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МАГНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ ІМПУЛЬСНОМУ БАГАТОПРОХІДНОМУ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОМУ ЗВАРЮВАННІ

У роботі розглянуто особливості формування з'єднання ливарного магнієвого сплаву МЛ10 товщиною 8 мм при імпульсному електронно-променевому зварюванні в вакуумі. Дослідження проводили на зразках сплаву системи легування Mg–Zn–Zr–Nd при оптимальній частоті проходження імпульсів і підвищеній швидкості зварювання. Встановлено, що для забезпечення високої якості формування та міцних властивостей зварних з'єднань зварювання необхідно виконувати в кілька проходів із ступінчастим збільшенням струму електронного пучка в імпульсі. Показано, що характеристики міцності зварних з'єднань знаходяться на рівні не нижче 92 % аналогічних властивостей основного металу. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 5.

*Ключові слова:* електронно-променеве зварювання, магнієві сплави, імпульсний режим зварювання, міцність зварних з'єднань, термічний цикл, мікроструктура металу шва, ЗТВ, основний метал

Поступила в редакцію 06.03.2017

**НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ**  
**ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ**  
**МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»**



**Міжнародна конференція**  
**ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ**

**Присвячується 100-річчю**  
**Національної академії наук України**

**5 – 6 грудня, 2018 р.**  
**Україна, м. Київ**

**Голова:**  
**академік НАН України Л. Лобанов**  
**НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ**

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали

- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

**Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.**

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,  
 вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680  
 тел. (38044) 200-60-16, 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86  
 E-mail: office@paton.kiev.ua  
 www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НАГРЕВА В ВАКУУМЕ НА ПОВЕДЕНИЕ ОКСИДНОЙ ПЛЕНКИ НА ПОВЕРХНОСТИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО СПЛАВА $\gamma$ -TiAl

Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ, В. Е. ФЕДОРЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе рассмотрено влияние температуры нагрева в вакууме и времени выдержки на восстановление оксидной пленки на поверхности интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl. Анализ работ по диффузионной сварке алюминидов титана показал, что существует значительный разброс в рекомендованных авторами режимах сварки (температуре, давлении и продолжительности процесса). Проанализировано влияние концентрации кислорода, содержащегося в оксидном слое на контактных поверхностях образцов, на их схватывание в процессе нагрева в вакууме. Экспериментально установлено, что с повышением температуры нагрева предварительно окисленных образцов из алюминида титана с 900 до 1200 °С характер рельефа поверхности в зоне контакта меняется с плоскостного на объемный. Установлено, что нагрев окисленных образцов из интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl в условиях вакуума при 1200 °С в течение 20 мин под давлением 5 МПа позволяет уменьшить содержание кислорода в стыке в 5 раз с 40,99 до 6,12...7,74 мас. %. Библиогр. 18, табл. 2, рис. 7.

*Ключевые слова:* интерметаллидный сплав  $\gamma$ -TiAl, оксид, вакуум, температура нагрева

Интерметаллидные сплавы на основе  $\gamma$ -TiAl рассматриваются как перспективные материалы для изготовления узлов авиакосмической техники, которые работают при повышенных температурах. Преимущество таких сплавов перед другими обусловлено, главным образом, низкой удельной плотностью и высокой жаропрочностью.

В работах [1, 2] была показана возможность получения сварных соединений из  $\gamma$ -TiAl с применением многослойных фольг системы Al-Ti. При этом определены оптимальные режимы сварки: температура нагрева  $T = 1200$  °С, давление сжатия  $P = 20$  МПа, продолжительность выдержки под давлением  $t = 20$  мин.

В работах других авторов [3–7] существуют значительные отличия по применяемым режимам сварки (табл. 1). Так в работе [3] рекомендуется температура сварки  $T = 1350$  °С при величине давления  $P = 10$  МПа и продолжительности процесса  $t = 45$  мин. В работах [4, 5] оптимальным считают режим сварки:  $T = 1150...1200$  °С при давлении  $P = 15...20$  МПа и продолжительности процесса  $t = 60$  мин. Авторы работы [6] рекомендуют значительное увеличение продолжительности процесса сварки до  $t = 180$  мин при температуре  $T = 1100$  °С и давлении  $P = 20$  МПа. В работе [7] получены удовлетворительные результаты при применении повышенных значений давления  $P = 300$  МПа и промежуточной прослойки из сплава титана VT1.

Известно, что свариваемость сплавов титана определяется их газопоглоще-

нием, толщиной оксидной пленки на контактных поверхностях, а также структурными превращениями в металле [8]. При диффузионной сварке в вакууме сплавов на основе титана очистку свариваемых поверхностей от оксидных пленок связывают с растворением их в металле, а также возникновением в стыке растягивающих напряжений при приложении давления, приводящих к растрескиванию более твердых и хрупких оксидных пленок, рекристаллизационными процессами.

При нагреве в вакууме на контактной поверхности состыкованных деталей происходят сложные физико-химические процессы, связанные с автовакуумированием их внутреннего объема, нагревом газа внутри него, сорбцией и десорбцией, разрушением оксидных пленок. Так в работе [9] показана принципиальная возможность при нагреве металлов их автовакуумирования и самоочистки контактных поверхностей от оксидных пленок.

Авторы работы [10] на основе исследования сплавов титана VT1, OT4, VT6 приходят к выводу, что процесс растворения оксидных пленок в металлической матрице сплавов контролируется диффузией кислорода в ней. Анализ кинетиче-

**Таблица 1. Рекомендованные режимы сварки интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl**

Сплав, ат. %	Режим сварки			Источник
	$T$ , °С	$P$ , МПа	$t$ , мин	
Ti-48Al-2Mn-2Nb	1350	10	45	[3]
Ti-47Al-4 (Cr, Nb, Mn, B)	1200	20	60	[4]
Ti-47Al-4 (Cr, Nb, Mn, B)	1150	15	60	[5]
Ti-47,9Al	1100	20	180	[6]
Ti-44,7Al-4,65Nb-2,73Mn-0,31B	850	300	20	[7]

ских кривых растворения оксидов в сплаве ВТ1 свидетельствует о затухающем характере процесса растворения оксидов. В отличие от сплава ВТ1 в легированных алюминием сплавах ОТ4 (3,5Al, 1,5Mn) и ВТ6 (6Al, 4,5V) характер растворения оксидных пленок более сложный. Окисление на воздухе сплавов титана, легированных алюминием, сопровождается образованием на их поверхности слоя с повышенным содержанием алюминия.

Проведенные в работе [8] исследования показали, что отжиг при температуре нагрева  $T = 700^\circ\text{C}$  в течение 12...15 мин в условиях автовакуумирования образцов из сплава ОТ4-1 (1,5Al, 1,0Mn) с исходной толщиной оксидной пленки около 54 нм (светло-голубого цвета) обеспечивает ее обесцвечивание, что соответствует толщине оксидной пленки около 20 нм.

По данным работы [11] по мере повышения температуры нагрева и развития физического контакта между свариваемыми поверхностями создаются условия для «безокислительного» отжига, что приводит к растворению кислорода в титане, а в зоне стыка в виде пленки остаются химические соединения алюминидов. Формирование сварного соединения будет контролироваться диффузионным процессом понижения концентрации алюминия до уровня, когда невозможно существование его химических соединений.

Таким образом, можно предположить, что для получения соединений из интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана, имеющих повышенное содержание алюминия, также важным является вопрос восстановления оксидной пленки на контактных поверхностях образцов.

Известны работы, посвященные исследованию стойкости к окислению как интерметаллидных сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl [12–14], так и покрытий на этих сплавах [15, 16].

Однако для интерметаллидных сплавов  $\gamma$ -TiAl вопрос влияния технологических параметров диффузионной сварки на физико-химическое состояние контактной поверхности не исследован. В связи с этим цель данной работы состояла в исследовании влияния температуры нагрева на растворение оксидной пленки на поверхности  $\gamma$ -TiAl.

**Материалы и методы исследования.** Исследования проводили на образцах интерметаллида  $\gamma$ -TiAl (Ti–33,36Al–4,97Nb–2,68Cr, мас. %). Размер образцов составлял  $10 \times 8 \times 3$  мм. Поверхности образцов шлифовали на наждачной бумаге Р400. Нагрев образцов проводили в установке У-394М (рис. 1). Образцы нагревали со скоростью  $\nu = 150^\circ\text{C}/\text{мин}$  до температуры  $800^\circ\text{C}$  и выдерживали в течение 5 мин, после чего их окисляли на воздухе.

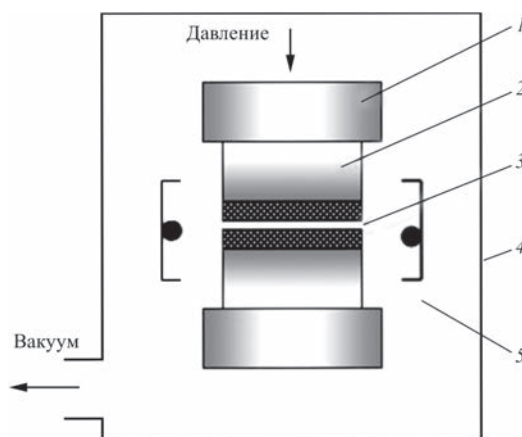


Рис. 1. Схема проведения экспериментов в установке У-394М (описание 1–5 см. в тексте)

В дальнейшем образцы из интерметаллида (2), имеющие на контактных поверхностях (3) слой оксида в состыкованном виде устанавливали между пуансонами (1) и нагревали в вакуумной камере установки (4) электроннолучевым нагревателем щелевого типа (5) до температуры:  $T = 900, 1050$  и  $1200^\circ\text{C}$  в течение  $t = 20$  мин при вакууме  $B = 1,33 \cdot 10^{-3}$  Па. Усилие поджатия образцов составляло  $P = 5$  МПа. После остывания до  $20^\circ\text{C}$  образцы вынимали из вакуумной камеры и разъединяли. Поверхности образцов исследовали методами оптической и электронной микроскопии. Микромеханические характеристики поверхностных слоев металла оценивали с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузкой 2 Н.

Необходимо отметить, что основными методами исследования кинетики взаимодействия сплавов титана с кислородом, которые проводились в 1970–1980 гг., были методы: интерференционной индикации, эллипсометрии и гравиметрии. В нашем случае исследование структуры и определение ее элементного состава проводили методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35 CF фирмы «JEOL» и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments»). Как отмечается в ряде работ [17, 18] данный метод успешно применяется для исследования кинетики окисления металлов.

**Экспериментальные результаты и обсуждение.** После окисления поверхность образцов имела плотную оксидную пленку темно-серого цвета (рис. 2). Микротвердость интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl в исходном виде составляет 4,6 ГПа. После окисления наблюдается значительное повышение микротвердости до 13 ГПа.

Согласно данным работы [6] оксидная пленка темно-серого цвета на поверхности  $\gamma$ -TiAl состоит из  $\text{TiO}_2$  (рутила) и  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ .



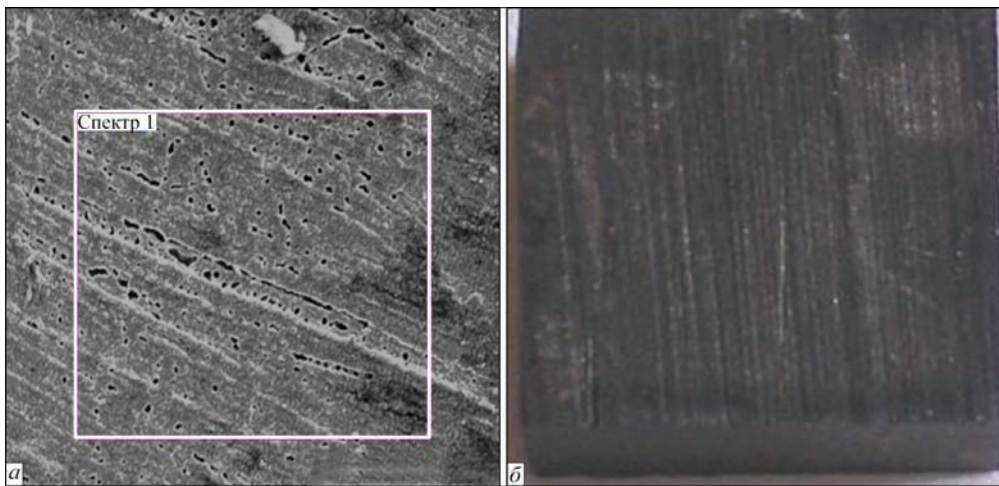


Рис. 2. Вид поверхности образца  $\gamma$ -TiAl после нагрева в вакууме и окисления на воздухе: *а* — электронная ( $\times 250$ ); *б* — оптическая ( $\times 25$ ) микроскопия

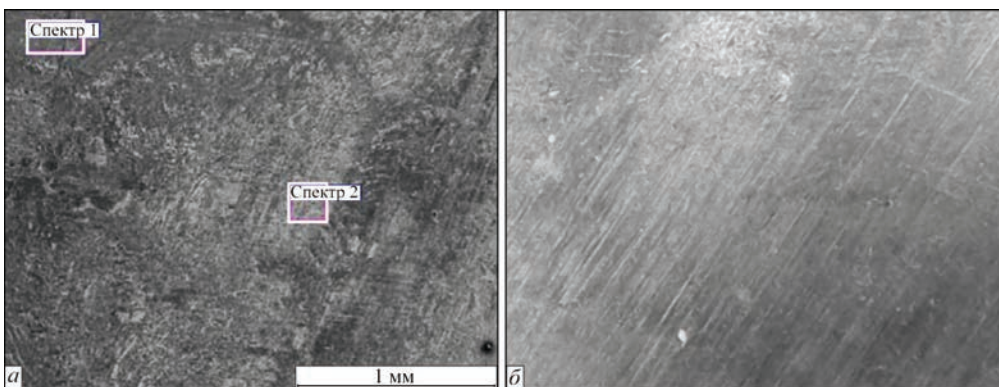


Рис. 3. Вид поверхности образца  $\gamma$ -TiAl после нагрева в вакууме при 900 °C: *а* — электронная ( $\times 30$ ); *б* — оптическая ( $\times 50$ ) микроскопия

После окисления содержание кислорода на поверхности образца составляет 40,99 мас. % (табл. 2).

Как показали наши исследования автовакуумирования образцов (рис. 1) при их нагреве в вакууме до 900 °C и выдержка в течение 20 мин позволяют снизить содержание кислорода на контактной поверхности с 40,99 до 28,62...29,32 мас. %. На поверхности образцов наблюдаются отдельные участки схватывания, однако их общее количество не значительно (рис. 3). Необходимо отметить, что в следствие автовакуумирования образцов изменяется цвет их контактных поверхностей из темно-серого в серый. Данное изменение цвета поверхности, по нашему мнению, может быть связано с растворением кислорода в металле образцов, что согласуется с данными работ [8, 10].

Повышение температуры выдержки образцов в вакууме до 1050 °C приводит к появлению более протяженных участков схватывания, содержание кислорода в которых составляет 13,01...13,89 мас. % (рис. 4). На контактной поверхности образцов кроме участков схватывания, имеющих цвет не окисленного

металла, также наблюдаются обособленные участки светло-серого цвета.

При дальнейшем повышении температуры нагрева до 1200 °C характер рельефа поверхности существенно изменяется (рис. 5), с плоскостного он преобразуется в объемный. На участках схватывания наблюдаются гребни отрыва, наличие которых свидетельствует об образовании связей между этими частями контактных поверхностей.

При температуре нагрева 1200 °C участки схватывания занимают 90 % поверхности образца. Выдержка при данной температуре обеспечивает полное обесцвечивание контактной поверх-

Таблица. 2. Содержание элементов на поверхности образца  $\gamma$ -TiAl

Режим обработки	Номер точки	Содержание элементов, мас. %				
		[O]	Ti	Al	Cr	Nb
После окисления	1	40,99	36,48	17,83	1,38	3,31
Нагрев при 900 °C	1	28,62	41,80	22,50	2,44	4,64
	2	29,32	44,71	21,32	1,79	3,03
Нагрев при 1050 °C	1	13,01	53,22	27,47	2,29	4,01
	2	13,89	53,84	25,46	2,20	4,62
Нагрев при 1200 °C	1	6,12	77,56	11,58	0,00	4,74
	2	7,74	67,06	16,70	1,26	7,25

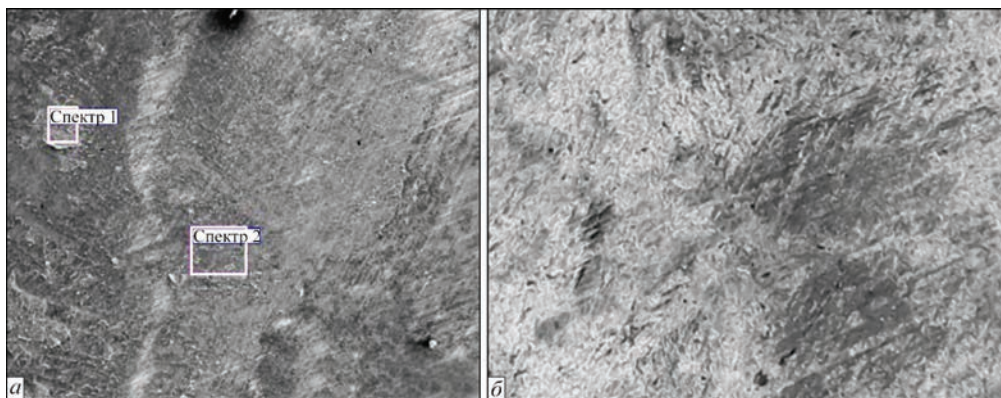


Рис. 4. Вид поверхности образца  $\gamma$ -TiAl после нагрева в вакууме при 1050 °C: *a* — электронная ( $\times 30$ ); *б* — оптическая ( $\times 50$ ) микроскопия

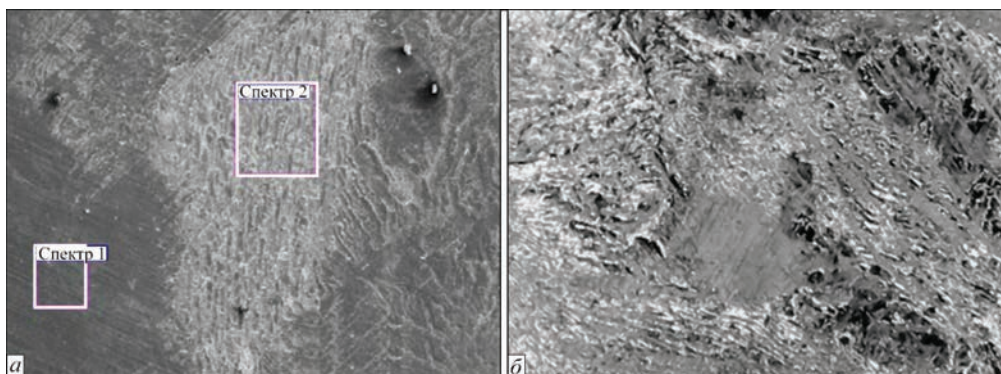


Рис. 5. Вид поверхности образца  $\gamma$ -TiAl после нагрева в вакууме при 1200 °C: *a* — электронная ( $\times 30$ ); *б* — оптическая ( $\times 50$ ) микроскопия

ности, что сходно с механизмом самоочистки от оксидов легированных сплавов титана [8]. Содержание кислорода на поверхности образцов  $\gamma$ -TiAl составляет 6,12...7,74 мас. %. Оценка микромеханических характеристик на поверхности образцов после их автовакуумирования при  $T = 1200$  °C показывает, что вследствие растворения кислорода в матрице интерметаллида микротвердость снижается с 13 (после окисления) до 6,5 ГПа.

На рис. 6 приведен график влияния температуры нагрева на содержание кислорода на контактной поверхности образцов  $\gamma$ -TiAl.

Как видно из графика нагрев алюминида титана при 1200 °C в течение 20 мин в вакууме позволяет уменьшить содержание кислорода в сты-

ке в 5 раз с 40,99 в состоянии после окисления до 6,12...7,74 мас. %.

Результаты экспериментов согласуются с результатами работы [6], в которой на сплаве  $\gamma$ -TiAl исследовали влияние параметров диффузионной сварки на формирование в стыке физического контакта. Авторы работы приходят к выводу, что оптимальной температурой сварки является температура  $T = 1200$  °C при времени выдержки  $t = 60$  мин, давления  $P = 10$  МПа, что по мнению авторов позволяет получать сварные соединения без наличия остатков оксидной пленки в стыке.

Как показали наши исследования диффузионная сварка в вакууме интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl на режиме:  $T = 1200$  °C,  $t = 20$  мин,  $P = 70$  МПа, также обеспечивает получение соединений (рис. 7), в которых дефекты в виде микропор и остатков оксидных включений отсутствуют.

Таким образом, на примере исследования содержания кислорода на поверхностях  $\gamma$ -TiAl после окисления на воздухе и нагрева в вакууме, показано, что нагрев образцов до 1200 °C при выдержке в течение 20 мин способствует уменьшению содержания кислорода на контактных поверхностях более чем в 5 раз с 40,99 в состоянии после окисления до 6,12...7,74 мас. %. Анализ поверхности разрушения образцов после их автовакуумирования показывает, что вследствие растворения оксидной пленки в матрице интерметаллидного сплава

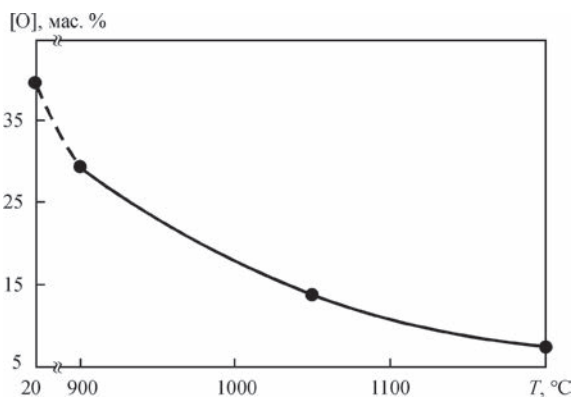


Рис. 6. Влияние температуры нагрева на содержание кислорода на контактной поверхности образцов  $\gamma$ -TiAl



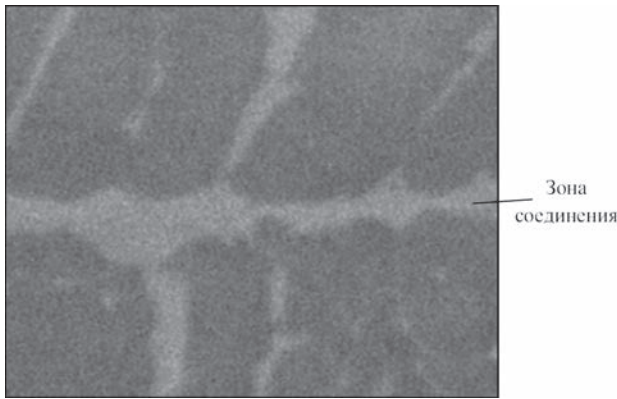


Рис. 7. Микроструктура ( $\times 3000$ ) зоны соединения  $\gamma$ -TiAl, полученного при диффузионной сварке на режиме:  $T = 1200^\circ\text{C}$ ,  $t = 20$  мин,  $P = 70$  МПа

в зоне контакта происходит полное обесцвечивание сопрягаемых поверхностей, что сходно с механизмом самоочистки от оксидов легированных сплавов титана. Диффузионная сварка в вакууме  $\gamma$ -TiAl (Ti-33,36Al-4,79Nb-2,68Cr, мас. %) на режиме: температура  $T = 1200^\circ\text{C}$ , давление  $P = 70$  МПа, продолжительность процесса  $t = 20$  мин обеспечивает формирование бездефектных соединений.

### Список литературы

1. Diffusion welding of  $\gamma$ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system / A. I. Ustinov et al. // *Intermetallics*. – 2008. – Vol. 16, № 8. – P. 1043–1045.
2. Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Петрушинец Л. В. Дифузійне зварювання у вакуумі інтерметалідного сплаву  $\gamma$ -TiAl із сплавом титану BT8 // *Вісник ЧДТУ. Серія технічні науки*. – 2012. – № 1. – С. 131–135.
3. Godfrey S. P., Threadgill P. L., Strangwood M. S. High temperature phase transformation kinetics and their effects on diffusion bonding of Ti48Al-2Mn-2Nb // *Journal de Physique IV*. – 1993. – Vol. 3, № 11. – P. 485–488.
4. Bohm K.-H., Cam G., Kocak M. Charakterisierung diffusionsgeschweißter Titanaluminide // *Schweissen und Schneiden*. – 1997. – № 9. – P. 660–671.
5. Cam G., Bohm K.-H., Kocak M. Diffusionsschweißen feingegossener Titanaluminide // *Ibid.* – 1999. – № 8. – P. 470–475.
6. Nakao Y., Shinozaki K., Hamada M. Diffusion bonding of intermetallic compound TiAl // *ISIJ International*. – 1991. – Vol. 31, № 10. – P. 1260–1266.
7. Сварка давлением интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl / А. Н. Юштин и др. // *Автоматическая сварка*. – 2001. – № 1. – С. 33–37.
8. Диффузионная сварка титана / Э. С. Каракозов и др. – М.: *Металлургия*, 1977. – 272 с.
9. Самоочистка от оксидов стыкуемых поверхностей при сварке в твердой фазе с нагревом (Аналитический обзор) / С. И. Кучук-Яценко и др. // *Автоматическая сварка*. – 1998. – № 2. – С. 16–23.
10. Пешков В. В., Холодов В. П. Кинетика растворения оксидных пленок в титане при диффузионной сварке // *Сварочное производство*. – 1985. – № 4. – С. 35–37.
11. Диффузионная сварка титана и его сплавов / А. В. Бондарь и др. – Воронеж: Изд-во Воронежского государственного университета, 1998. – 256 с.
12. Фишгойт Л. А., Мешков Л. Л. Коррозионно-электрохимические свойства интерметаллидов системы титан-алюминий // *Вестник московского университета. Серия 2. Химия*. – 1990. – Т. 40, № 6. – С. 369–372.
13. Malecka J. The surface layer degradation of  $\gamma$ -TiAl phase based alloy // *Journal of Achievements in materials and manufacturing engineering*. – 2013. – Vol. 58, № 5. – P. 31–37.
14. Влияние легирования на жаростойкость сплавов на основе интерметаллида алюминия системы Al-Ti-Cr со структурой типа L12 / Ю. В. Мильман и др. // *Доповіді Національної академії наук України*. – 2012. – № 4. – С. 87–93.
15. Chu M. S., Wu S. K. Improvement in the oxidation resistance of  $\alpha 2$ -Ti3Al by sputtering Al film and subsequent interdiffusion treatment // *Surface and Coatings Technology*. – 2004. – Vol. 179. – P. 257–264.
16. Effects of additives on corrosion and wear resistance of micro-arc oxidation coatings on TiAl alloy / WU Xiang-qing et al. // *Transactions of nonferrous metals society of China*. – 2010. – № 20. – P. 1032–1036.
17. Особенности кинетики окисления титана при получении рутила окислительным конструированием тонкостенной керамики / К. А. Солнцев и др. // *Неорганические материалы*. – 2008. – Т. 44, № 8. – С. 969–975.
18. Структура и свойства оксидных покрытий, полученных электролитно-плазменным окислением на подложке из Al-Cu и Al-Mg сплавов / А. Д. Погребняк и др. // *Физическая инженерия поверхности*. – 2008. – Т. 6, № 1–2. – С. 43–50.

Ю. В. Фальченко, Л. В. Петрушинец, В. С. Федорчук

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

### ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВАННЯ У ВАКУУМІ НА ПОВЕДІНКУ ОКСИДНОЇ ПЛІВКИ НА ПОВЕРХНІ ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ $\gamma$ -TiAl

У роботі розглянуто вплив температури нагрівання у вакуумі і часу витримки на відновлення оксидної плівки на поверхні інтерметалідного сплаву  $\gamma$ -TiAl. Аналіз робіт з дифузійного зварювання алюмінідів титану показав, що існують значні розбіжності в рекомендованих авторами режимах зварювання (температурі, тиску і тривалості процесу). Проаналізовано вплив концентрації кисню, що міститься в оксидній плівці на контактних поверхнях зразків, на їх schoплювання в процесі нагрівання у вакуумі. Експериментально встановлено, що з підвищенням температури нагрівання попередньо окислених зразків алюмініду титану з 900 до 1200  $^\circ\text{C}$  характер рельєфу поверхні в зоні контакту змінюється з площинного на об'ємний. Встановлено, що нагрів окислених зразків з інтерметалідного сплаву  $\gamma$ -TiAl в умовах вакууму при 1200  $^\circ\text{C}$  протягом 20 хв під тиском 5 МПа дозволяє зменшити вміст кисню в стикі в 5 разів з 40,99 до 6,12...7,74 мас. %. Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 7.

**Ключові слова:** інтерметалідний сплав  $\gamma$ -TiAl, оксид, вакуум, температура нагрівання

Поступила в редакцію 16.03.2017



## РАЗРАБОТКА ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ШТОКОВ ГИДРОЦИЛИНДРОВ ГОРНОДОБЫВАЮЩЕГО ОБОРУДОВАНИЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ ПРОВОЛОК\*

Т. Р. СТУПНИЦКИЙ, М. М. СТУДЕНТ, В. И. ПОХМУРСКИЙ, М. Б. ТЫМУСЬ

Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины. 79060, г. Львов, ул. Научная, 5.

E-mail: student-m-m@ipm.lviv.ua.

В работе сформулированы основные требования к порошковым проволокам на основе ферросплавов систем Fe–Cr–C и Fe–Cr–B с содержанием хрома свыше 12 мас. % для электродугового напыления износостойких и коррозионностойких покрытий. Обнаружено, что наличие 12 мас. % хрома в шихте порошковой проволоки, в отличие от стали, не обеспечивает коррозионной стойкости покрытий в нейтральных водных растворах. Причины этого были исследованы. Экспериментально установлено, что коррозионная стойкость покрытий, содержащих сверх 12 мас. % хрома, обратно пропорциональна их химической микрогетерогенности. Показана высокая эффективность использования пропитки покрытия ингибированным 3%-м раствором Hydroway 1060 для предотвращения проникновения агрессивной среды через поры покрытия к подложке. Разработаны синергичные композиции ингибиторов натрия бензоат + бензилбензоат, обеспечивающие степень защиты от коррозии стали подложки покрытий до 99,14 %. Библиогр. 12, табл. 1, рис. 8.

*Ключевые слова:* дуговые покрытия, порошковые проволоки, ферросплавы, химическая неоднородность, коррозионная стойкость, оксид, карбид, борид, ингибитор

Значительная часть элементов конструкций ответственных машин и механизмов, в частности, гидроцилиндров шахтного, горнодобывающего и коммунального оборудования, подвергаются коррозионно-абразивному изнашиванию во время длительной эксплуатации в жестких условиях нагрузки в нейтральных водных средах (рис. 1).

Для защиты от коррозионно-абразивного износа в большинстве случаев используют метод электролитического хромирования, однако из-за его канцерогенных отходов в промышленно развитых странах мира ищут альтернативные технологии. Ведущие фирмы мира (Metco, Castolin, TAFE, Deloro, Nanosteel) применяют для этой цели технологии нанесения геотермических покрытий [1–3]. Среди этих технологий электродуговое напыление покрытий характеризуется высокой производительностью при малейших расходах, что вызывает особый интерес [4–6]. Для формирования коррозионностойких электродуговых покрытий (ЭДП) как электродные материалы часто используют сплошные нержавеющие проволоки типа 40X13 или 08X18H10T, однако покрытиям из них присуща низкая твердость и износостойкость и достаточно высокая стоимость [7, 8].

**Методические аспекты исследований.** Порошковые проволоки (ПП) систем Fe–Cr–C и

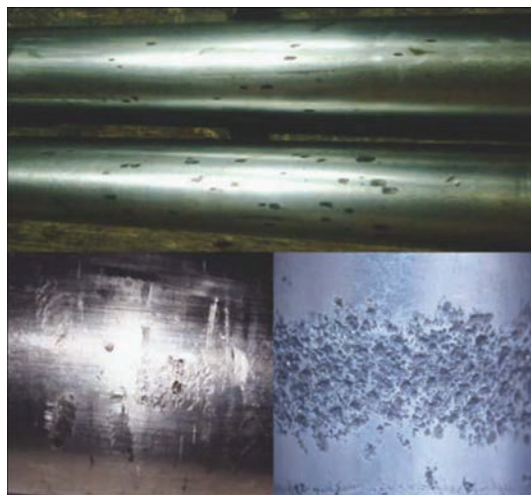


Рис. 1. Повреждения поверхности штока: локальная коррозия, ушибы, задиры, абразивный износ

Fe–Cr–B изготавливали в оболочке из низкоуглеродистой стали 08 кп. В качестве шихтовых материалов использовали порошки высокоуглеродистого феррохрома, феррохромбора, хрома, ферросилиция, феррофосфора и самофлюсующегося сплава ПГ-10Н-01. Коэффициент заполнения ПП составлял 25...27 %. Электродуговые покрытия толщиной 1,2...1,5 мм наносили металлизатором ФМИ-2 из стали 08X18H10T и ПП оптимизиро-

\* Работа выполнена в рамках программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» в 2013–2015 гг.

ванных составов диаметром 1,8 мм на образцы из стали 12Х1МФ. Режимы нанесения покрытий: ток 150 А, напряжение горения дуги 32...34 В. Распыление производили струей воздуха под давлением 0,4...0,8 МПа с дистанции 150 мм.

Полноту сплавления шихты и оболочки покрытий (химическую микрогетерогенность) оценивали по введенному нами коэффициенту микрогетерогенности ( $K_{\text{МГ}}$ ) [9], и по электрохимической методике движущегося капилляра [10]. Коэффициент  $K_{\text{МГ}}$  характеризует отклонение содержания каждого из элементов легирования в пределах отдельной ламели от его среднего содержания в покрытии. Для определения коэффициента  $K_{\text{МГ}}$  сравнивали интегральное содержание конкретного элемента легирования на участке площадью 100 мм<sup>2</sup> с его локальным содержанием на прямоугольных участках площадью 35·10<sup>-4</sup> мм<sup>2</sup>, которые по величине соизмеримы со средней площадью ламелей в покрытиях. Определение  $K_{\text{МГ}}$  покрытия проводили не менее, чем на десяти участках, расположенных друг от друга на расстоянии минимум 5 мм по ширине пятна пучка напыления, которая составляет 25...30 мм. Значение  $K_{\text{МГ}}$  из этих участков усреднялось.

Коррозионные свойства определяли в потенциодинамическом режиме на установке СВА-1БМ по триэлектродной схеме: рабочий электрод (образец) — электрод сравнения (хлорсеребряный типа ЭВЛ-1М1) — вспомогательный электрод (платиновый). Скорость изменения потенциала 2 мВ/с. Токи коррозии определяли, экстраполируя линейные участки поляризационных кривых на потенциал коррозии.

**Результаты исследований и их обсуждение.** При получении ЭДП способом напыления ПП систем Fe–Cr–C и Fe–Cr–B вследствие быстротечности процессов плавления проволок не образуется общая ванна, хромсодержащая шихта полностью не растворяется в расплаве стальной оболочки, в результате чего возникает сильная химическая микрогетерогенность покрытий, которая существенно влияет на их коррозионную стойкость.

Установлено, что, в отличие от сплошных материалов, наличие в шихте ПП 12 мас. % хрома не

обеспечивает коррозионную стойкость ЭДП в нейтральных водных средах. Это вызвано:

- неравномерным распределением хрома в ламелях покрытий из-за их высокой химической микрогетерогенности. Капли, образующиеся из расплава ПП (в отличие от капель, полученных из сплошной проволоки), имеют сильно разнящийся химический состав, который определяется полнотой сплавления шихтовых компонентов между собой и стальной оболочкой;

- переходом некоторой части хрома в карбиды (для системы легирования Fe–Cr–C) и в бориды (для системы легирования Fe–Cr–B), что существенно уменьшает его содержание в твердом растворе покрытия;

- обеднением содержания хрома в твердом растворе покрытия вследствие формирования из некоторой его части оксидов.

Экспериментально установлено, что во время напыления ЭДП с ПП систем Fe–Cr–C и Fe–Cr–B в зависимости от полноты сплавления шихты ПП и его стальной оболочки могут формироваться покрытия следующих трех типов (рис. 2). Шихта ПП не сплавляется с расплавом стальной оболочки и образуется химически микрогетерогенное покрытие, которое состоит из ламелей, сформированных отдельно из стальной оболочки с включениями частиц тугоплавкой шихты (рис. 2, а). При этом ламели сильно отличаются по химическому составу и концентрации хрома в них. Практически  $K_{\text{МГ}}$  для такого рода покрытий находится в пределах 0,3...0,99. Это I тип. Шихта ПП частично сплавляется с оболочкой. В этом случае ламели покрытия в меньшей степени отличаются по содержанию химических элементов, в частности и по концентрации хрома. Для этого покрытия  $K_{\text{МГ}}$  может быть в пределах 0,1...0,3 (рис. 2, б). Это II тип. Компоненты шихты полностью сплавляются между собой и его оболочкой, образуя химически однородный расплав (рис. 2, в). Это III тип. В этом случае расчетный химический состав ПП соответствует более чем на 90 % фактическому составу каждой образовавшейся ламели покрытия. В этом случае  $K_{\text{МГ}}$  будет менее 0,1.

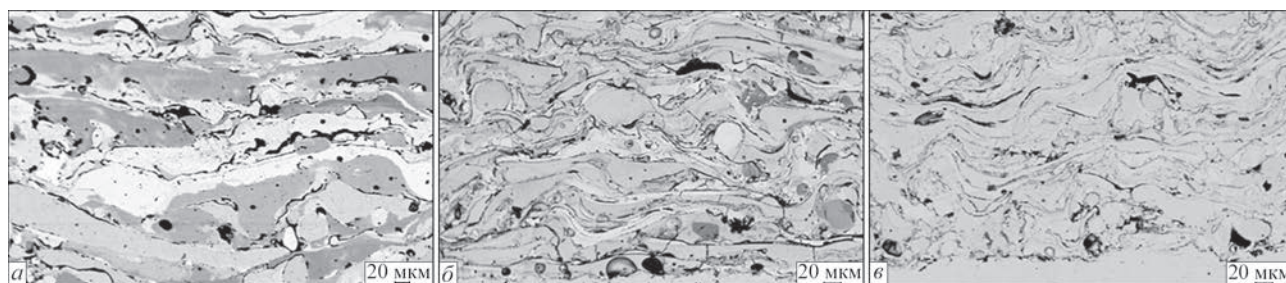


Рис. 2. Типовые структуры ЭДП в зависимости от степени сплавления компонентов шихты ПП с его оболочкой: а — только высокохромистая шихта; б — высокохромистая шихта с добавлением ПГ-10Н-01; в — высокохромистая шихта с добавлением ферросилиция и феррофосфора

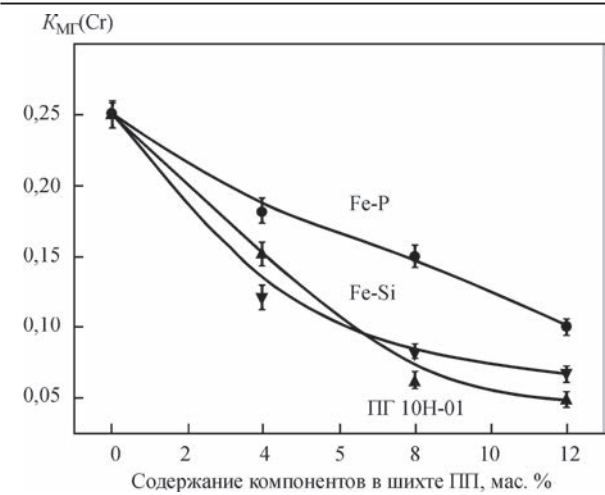


Рис. 3. Влияние содержания компонентов шихты ПП на коэффициент  $K_{Mg}(Cr)$

Установлено, что для обеспечения покрытиям с ПП коррозионной стойкости в нейтральных водных средах необходимо, чтобы их микроструктура соответствовала третьему типу покрытий (рис. 2, в) и  $K_{Mg}$  по хрому был менее 0,1.

Как показывают экспериментальные данные, наличие в шихте только высокоуглеродистого феррохрома (ПП 140Х14) не обеспечивает полноценного сплавления шихты ПП и оболочки (рис. 2, а). Установлено, что для улучшения сплавления и достижения равномерного распределения хрома в ламелях покрытий к шихте ПП (кроме феррохрома или феррохромбора, которые обеспечивают покрытию необходимое содержание хрома и твердость) необходимо добавлять порошки ферросилиция (Fe-Si), феррофосфора (Fe-P) или самофлюсующегося сплава (ПГ-10Н-01), которые могут образовывать низкотемпературные эвтектики между компонентами шихты ПП и его оболочкой. Выяснено, что этим путем можно снизить химическую гетерогенность покрытий до уровня  $K_{Mg}(Cr) = 0,05$  (рис. 3).

Экспериментально установлено, что эвтектическое плавление шихтовых компонентов способствует образованию внутри ПП значительного количества легкоплавкого расплава, в котором растворяются тугоплавкие компоненты феррохро-

ма (рис. 4). Также, это обеспечивает то, что еще на расстоянии 2...3 мм от активных пятен дуги происходит сплавление расплава с внутренней поверхностью оболочки ПП. Вследствие этого химическая гетерогенность покрытий сильно снижается, поскольку возрастает время нахождения металла в жидкой фазе (рис. 5).

Для предотвращения перехода хрома в оксиды во время образования капель в процессе напыления покрытий предложено вводить в состав шихты ПП такие элементы, как Al, Ti, Si, B, свободная энергия оксидоформирования которых меньше, чем для оксидов хрома, и поэтому оксиды этих элементов формируются быстрее. Итак, введение в шихту ПП до 2 мас. % Al или Si частично предотвращает образование хромосодержащих оксидов и приводит к протеканию алюмо- и силикотермических реакций восстановления хрома из его оксидов. В целом это способствует переходу почти всего количества хрома из состава шихты ПП в твердый раствор покрытия.

Вместе с тем предотвратить формирование карбидов и боридов на основе хрома во время кристаллизации на поверхности напыления капля покрытия невозможно, поэтому это количество хрома, которое примет участие в их образовании, следует учитывать и компенсировать. Для ПП систем Fe-Cr-C и Fe-Cr-B предложены расчетные формулы по определению в них количества хрома (с учетом количества, которое пойдет на образование карбидов и боридов), достаточного для обеспечения коррозионной стойкости ЭДП в нейтральных водных средах [11]. При выполнении расчетов по предложенным формулам было обнаружено, что для покрытий с ПП системы Fe-Cr-B необходимо обеспечить большее содержание хрома, чем для покрытий с ПП системы Fe-Cr-C. Ведь хромосодержащие карбиды формируются только в ферритной фазе покрытий, количество которой в структуре покрытия можно легко ограничить компонентным составом шихты ПП, тогда как хромосодержащие бориды в покрытиях с ПП системы Fe-Cr-B формируются во всех присутствующих фазах. В ре-

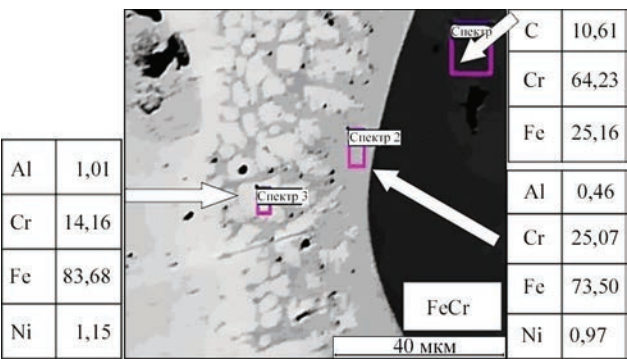


Рис. 4. Растворение феррохрома в расплаве ПП 140Х14Н2ТЮ

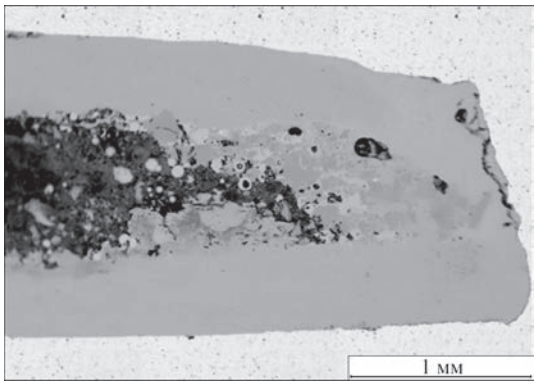


Рис. 5. Влияние содержания самофлюсующегося сплава ПГ-10Н-01 в шихте ПП на сплавление шихты и оболочки



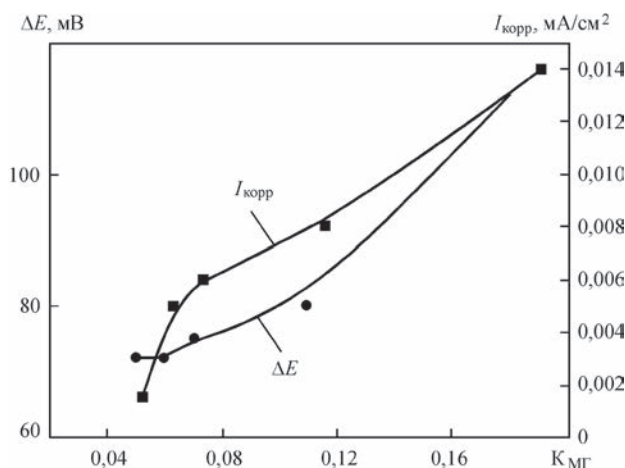


Рис. 6. Зависимости плотности тока коррозии  $I_{\text{корр.}}$  и электрохимической микрогетерогенности покрытия  $\Delta E$  от коэффициента  $K_{\text{МГ}}$  в 3%-м водном растворе NaCl

зультате выполнения расчетов были оптимизированы составы ПП 140X14H2TЮ системы Fe–Cr–C и ПП 70X20P3GC2Ю системы Fe–Cr–B по количеству хрома в них.

**Коррозионные свойства покрытий.** Электрохимические исследования показали, что коррозионная стойкость ( $I_{\text{корр.}}$ ) покрытий системы Fe–Cr–C в 3 %-м водном растворе NaCl обратно пропорциональна их химической микрогетерогенности по содержанию хрома, определенному по коэффициенту  $K_{\text{МГ}}$ , а также электрохимической микрогетерогенности, определенной по методике движущегося капилляра, которые, как оказалось, коррелируют между собой (рис. 6). С уменьшением коэффициента  $K_{\text{МГ}}$  (Cr) от 0,2 до 0,05 плотность тока коррозии снижается практически на порядок от 0,014 до 0,0015 мА/см<sup>2</sup>, и приходит к уровню токов коррозии 0,0008 мА/см<sup>2</sup>, которые были зафиксированы для покрытия, сформированного из нержавеющей проволоки 08X18H10T. Вместе с тем обнаружено, что повышением коррозионной стойкости самих покрытий не удается обеспечить надежную защиту металлических оснований, на которых формировали покрытия, от воздействия коррозионной среды в результате их естественной пористости.

С целью предотвращения проникновения рабочей среды через поры внутрь покрытия (до металлического основания) было предложено предварительно пропитывать покрытия минеральным маслом И-20, или 3%-м водным раствором эмульсола марки Hydroway-1060, которые используют в качестве рабочих жидкостей в гидроцилиндрах различного назначения.

Предварительные исследования указали на необходимость разработки эффективных ингибированных композиций на основании натрия бензоата, натрия силиката и бензилбензоата, которые являются экологически безопасными.

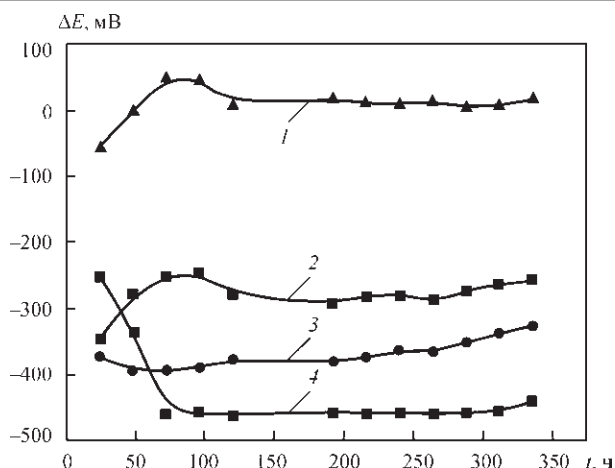


Рис. 7. Изменение электродного потенциала  $\Delta E$  покрытия с ПП 140X14H2TЮ со временем его выдержки в среде «кислого дождя», пропитанного различными жидкостями: 1 — эмульсол 3% + НБ + ББ; 2 — эмульсол 3%; 3 — масло И20; 4 — без пропитки

При длительных испытаниях покрытий в среде «кислого дождя» их электродный потенциал оставался на уровне –450 мВ (рис. 7), что означает — жидкость прошла через напыленное покрытие к стальной почве. Но после пропитки покрытия 3%-м раствором эмульсола Hydroway-1060 его потенциал эффективно смещается к положительным значениям и устанавливается на уровне –265 мВ, в то время как пропитка 3%-м раствором эмульсола Hydroway-1060, ингибированного синергической композицией из смеси 1 г/л натрия бензоата (НБ) и 1 г/л бензилбензоата (ББ), смещает его потенциал в положительную область и устанавливает на уровне 20 мВ. А это значит, что эта ингибированная рабочая жидкость для гидроцилиндров не только предотвращает доступ жидкости во внутрь покрытий к стальной подложке, но и эффективно ингибирует его поверхность, а также и образующие поверхности — межламельное пространство покрытий.

После экспозиции 168 ч происходит смещение электродного потенциала в анодную зону, что характеризует образование на поверхности специфических соединений, в состав которых входят катионы железа и анионы бензоата. Характерным свойством бензоатсодержащих соединений является то, что они адсорбируются на поверхности стали, создавая довольно плотную пассивную пленку, которая препятствует взаимодействию коррозионно-активной среды и стальной поверхности. Вследствие этого токи коррозии материала подложки покрытий существенно уменьшаются по сравнению с током в неингибированной среде (рис. 8).

В результате проведенных электрохимических исследований в хлоридсодержащей среде наблюдается явление синергизма при сочетании 3%-й

Плотность тока коррозии стали 12Х1МФ при использовании различных ингибиторов

Плотность тока коррозии	Сталь 12Х1МФ в хлорсодержащей среде с различными ингибиторами				
	12Х1МФ + 3%-й NaCl	*12Х1МФ	*НБ	*НБ+НС	*НБ+ББ
<i>T</i> = 24 ч					
<i>I</i> <sub>корр.</sub> · 10 <sup>-4</sup> , МА/см <sup>2</sup>	8,94	5,9	2,72	0,86	0,72
<i>T</i> = 168 ч					
<i>I</i> <sub>корр.</sub> · 10 <sup>-4</sup> , МА/см <sup>2</sup>	14,4	22,2	2,13	3,96	0,35
* 3%-я эмульсия эмульсола в хлоридсодержащей среде.					

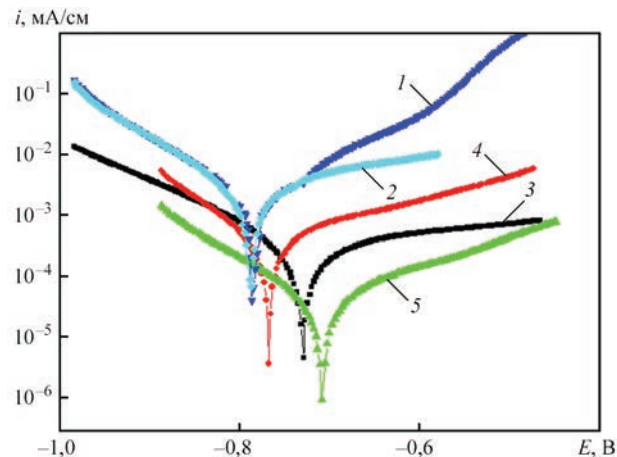


Рис. 8. Коррозионная стойкость подложки покрытий — стали 12Х1МФ, в растворе 3%-го NaCl и 3%-й эмульсии эмульсола Hydroway-1060, ингибированного синергичной композицией, выдержка 168 ч. Состав среды 1:1. 1 — 12Х1МФ в 3%-м NaCl; 2 — 12Х1МФ в 3%-й водной эмульсии эмульсола; 3 — 1 г/л натрия бензоата; 4 — 1 г/л натрия бензоата + 1 г/л натрия силиката; 5 — 1 г/л натрия бензоата + 1 г/л бензилбензоата

эмульсии эмульсола с 1 г/л натрия бензоата и 1 г/л бензилбензоата, поскольку происходит уменьшение *I*<sub>корр.</sub> до 6 раз по сравнению с тем, когда использовались отдельные ингибиторы (таблица).

Расчет эффективности действия ингибиторов, проведенный по формуле для определения степени защиты [12], показал, что ингибирование в 3%-й эмульсии эмульсола Hydroway-1060 в хлоридсодержащей среде натрия бензоата обеспечивает степень защиты *Z*(НБ) = 90,41, а натрия силиката *Z*(НБ+НС) = 82,16, в то время как раствор 1 г/л натрия бензоата + 1 г/л бензилбензоата обеспечивает наилучшую степень защиты от коррозии стали 12Х1МФ (*Z*(НБ+ББ) = 99,14). В процессе эксплуатации покрытий в среде ингибированного эмульсола происходит ингибирование металла вследствие образования на поверхности адсорбционных пассивных пленок, что есть результатом взаимодействия катионов ионизированного металла с ионными остатками ингибиторов.

Выводы

1. Разработаны порошковые проволоки 140Х14Н2ТЮ, 70Х20РЗГС2Ю систем Fe–Cr–C и Fe–Cr–B, позволяющие формировать электроду-

говые покрытия с низким коэффициентом химической микрогетерогенности *K*<sub>МГ</sub> (Cr) = 0,05...0,07 и с коррозионной стойкостью на уровне покрытия, напыленного нержавеющей проволокой из стали 08Х18Н10Т, а также износостойкостью на уровне гальванического хромового покрытия.

2. Созданы синергические композиции ингибиторов, которые добавляются к 3%-й эмульсии эмульсола Hydroway-1060 и эффективно защищают как электродуговое покрытие, так и металлический материал его подложки от коррозии в хлоридсодержащей среде со степенью защиты *Z*(НБ+ББ) = 99,14 %.

Список литературы

1. Picas J. A. Forn A., Matthäus G. HVOF coatings as an alternative to hard chrome for pistons and valves // *Wear*. – 2006. – № 261. – P. 477–488.
2. HVOF–Deposited WCCoCr as replacement for hard Cr in landing gear actuators / A. Agüero et al. // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 2011. – № 20(6). – P. 1292–1309.
3. Flitney B. Alternatives to chrome for hydraulic actuators // *Sealing technology*. – October 2007. – № 10. – P. 8–12.
4. Маркович С. І. Підвищення зносостійкості деталей машин електродуговим напыленням композиційних покриттів з застосуванням різномірних дрітків: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.04 «Тертя та зношування в машинах» / С. І. Маркович. – Київ, 2007. – 20 с.
5. Полетаев В. А., Третьякова Н. В., Карамов И. А. Исследование деталей электронасосов, упрочненных металлизацией, на износостойкость // *Вестник ИГЭУ*. – 2007. – № 3. – С. 1–4.
6. Эффективность применения современных газотермических методов напыления для защиты оборудования химической промышленности от коррозии и изнашивания / Л. Х. Балдаев и др. // *Химическая техника*. – 2007. – № 11. – С. 32–33.
7. Janpin K., Jiansirisomboon S. Characterization and Microstructure of Thermal Sprayed Stainless Steel/Magnesium Oxide Nanocomposite Coatings // *Journal of the Microscopy Society of Thailand*. – 2011. – № 4(1). – P. 56–59.
8. Dallaire S., Legoux J.-G., Levert H. Abrasion Wear Resistance of Arc-Sprayed Stainless Steel and Composite Stainless Steel Coatings // *Journal of Thermal Spray Technology*. – 1995. – № 4(2). – P. 163–168.
9. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures / B. Wielage et al. // *Surface and Coating Technology*. – 2013. – № 220. – P. 27–35.
10. Хома М. С., Сисин Г. М. Вплив корозії у середовищах з різним рН на локальні електродні потенціали сталей // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2010. – № 3. – С. 92–97.
11. Optimization of the chromium content of powder wires of Fe–Cr–C and Fe–Cr–B systems according to the corrosion resistance of electric-arc coating / T. R. Stupnytskyi et al. // *Materials Science*. – 2016. – Vol. 52, № 2. – P. 165–172.
12. Справочник по электрохимии: под ред. А. М. Сухотина. – Л.: Химия, 1981. – 488 с.

Т. Р. Ступницький, М. М. Студент,  
В. І. Похмурський, М. Б. Тимусь

Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка  
НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5.  
E-mail: student-m-m@ipm.lviv.ua.

#### РОЗРОБКА ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ ДЛЯ ВІДНОВЛЕННЯ ШТОКІВ ГІДРОЦИЛІНДРІВ ГІРНИЧОДОБУВНОГО ОБЛАДНАННЯ ІЗ ЗАСТОСУВАННЯМ ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ

У статті сформульовано основні вимоги до порошкових дріт-базових систем Fe–Cr–C та Fe–Cr–B на основі феросплавів для електродугового напilenня зносостійких покриттів з підвищеною корозійною стійкістю в нейтральних водних середовищах. Встановлено, що на відміну від суцільних ма-

теріалів для електродугових покриттів наявність 12 мас. % хрому в шихті порошкових дріт-баз не забезпечує їх корозійної стійкості, та з'ясовані основні причини цього. Експериментально зафіксовано, що корозійна стійкість електродугових покриттів з порошкових дріт-баз, що містять понад 12 мас. % хрому, обернено пропорційна їх хімічній мікрогетерогенності. Показана висока ефективність і доцільність використання просочування покриттів інгібованим 3%-м розчином емульсолу марки Hydroway 1060 для запобігання проникнення водних робочих середовищ через пори покриття до металевої основи. Створено синергічні композиції інгібіторів натрій бензоату та бензилбензоату для захисту покриттів та їх підложки від корозії зі ступенем захисту до 99,14 %.

**Ключові слова:** феросплави, порошковий дріт, електродугові покриття, корозійна стійкість, оксиди, карбіди, бориди, хімічна мікрогетерогенність, інгібітор

Поступила в редакцію 20.03.2017

## КИЕВСКАЯ ТЕХНИЧЕСКАЯ ЯРМАРКА – 2017

С 28 по 30 марта 2017 г. на территории Международного выставочного центра состоялась IX Киевская техническая ярмарка, в рамках которой были проведены специализированные выставки PLAST EXPO и ADDIT EXPO 3D. Тематика выставок объединила технологии и оборудование для переработки пластмасс, технологии, оборудование и материалы для аддитивного производства и 3D печати, а также машиностроение, металлообработку, инструмент и обработку поверхности. Организатор выставки — Международный выставочный центр.

В выставках приняли участие 98 предприятий из 7 стран мира, в том числе из Австрии, Беларуси, Германии, Италии, Польши, Турции, Китая. Общая площадь экспозиции составила 5000 кв. м., за три дня работы выставки посетило 2485 специалистов.

В целом участники выставок отмечали, что после нескольких лет застоя на промышленном рынке потребители в этом году активизировались и проявили повышенный интерес к новому оборудованию и материалам, и как прямое следствие, «отложенный спрос» позволил участникам прямо с выставки совершить ряд продаж. Многие высказали мнение, что мероприятие прошло значительно эффективнее, чем в прошлые годы. Комментарии экспертов на выставке были позитивными и обнадеживающими. Несмотря на сложное положение в Украине, выставка была очень интересна для посетителя.

В рамках ярмарки были проведены круглые столы по актуальным вопросам 3D печати для современной промышленности, которые вызвали заметный интерес у посетителей и участников ярмарки:

- ♦ «Комплексная технология САПР PTC Creo Parametric для проектирования, виртуального моделирования и подготовки к производству изделий, изготавливаемых методами 3D печати и литья пластмасс» (Инженерная компания «Технополис»);
- ♦ «3D печать для промышленных предприятий» (ООО «Иматек-Эско»);
- ♦ «Трехмерная печать для эффективного производства. Оборудование и материалы для 3D печати. Использование печати в производстве» (Компания Prostir 3D);
- ♦ «3D технологии в промышленности. Области применения аддитивных технологий в промышленности Украины. Практическое применение. Риски и перспективы. Тренды технологии в 2017 г.» (ООО «Смарт-Принт»).

Постоянным участником ярмарки является научно-техническое издательство Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, на стенде которого посетители могли познакомиться с научно-техническими журналами, издаваемыми ИЭС: «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» и «Современная электрометаллургия».

По материалам пострелиза





## ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТОНКОСТЕННЫХ ФИЛЬТРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СТАЛИ 08Х18Н10Т\*

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, А. В. БЕРНАЦКИЙ, А. В. СИОРА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Работа посвящена повышению надежности и долговечности эксплуатации аппаратов химического производства за счет замены процесса пайки сваркой при изготовлении фильтрующих элементов. Проведен сравнительный анализ трех способов сварки (аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной) в применении к соединению тонкостенных трубчатых конических заготовок для фильтрующих элементов из нержавеющей стали 08Х18Н10Т. Изучены дефекты, характерные для указанных способов сварки, и предложены методики их устранения. Установлено, что наибольшую производительность, в совокупности с высокой стабильностью формирования швов, имеет лазерная сварка, что делает целесообразным ее использование в качестве промышленного технологического процесса при изготовлении тонкостенных конических фильтрующих элементов. Библиогр. 9, рис. 5.

*Ключевые слова:* нержавеющая сталь, тонкостенные изделия, лазерная сварка, производительность, кромки, технологическая оснастка, механические свойства, коррозионная стойкость

В химической, атомной и других отраслях промышленности для получения ответственных соединений при изготовлении коррозионностойких металлоконструкций часто применяют способ пайки для соединения тонкостенных заготовок, что требует использования дорогостоящих припоев [1]. Замена способа пайки сваркой позволяет как снизить стоимость изготовления таких соединений, так и повысить их механические характеристики.

Одной из особенностей сварки трубной арматуры и фильтрующих элементов из тонколистовых аустенитных нержавеющих сталей является необходимость получения качественных бездефектных соединений, не требующих в дальнейшем финишной обработки. В том числе желательно исключить потребность в рихтовке сваренного изделия. Получаемые сварные соединения должны быть максимально близки по механическим свойствам и коррозионной стойкости к основному металлу [2]. Еще одной особенностью сварки фильтрующих элементов может быть необходимость учета неплотности прилегания стыкуемых кромок, вызванной наличием на них отверстий для фильтрации конечных продуктов. Все это требует тщательного выбора способа и технологического режима сварки. Как правило, для указанных задач выбирают аргонодуговую сварку, реже — лазерную или электронно-лучевую сварку [3].

Целью данной работы является повышение надежности и долговечности фильтрующих элементов из аустенитной нержавеющей стали

08Х18Н10Т путем замены при их изготовлении процесса пайки сваркой. Для этого и проводился сравнительный анализ трех способов сварки (аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной) в применении к соединению тонкостенных трубчатых конических заготовок для фильтрующих элементов; выбор способа, обеспечивающего высокое качество швов и наибольшую производительность; разработка соответствующей сварочной технологии; комплекс испытаний сваренных деталей для подтверждения пригодности разработанной технологии для дальнейшего промышленного внедрения.

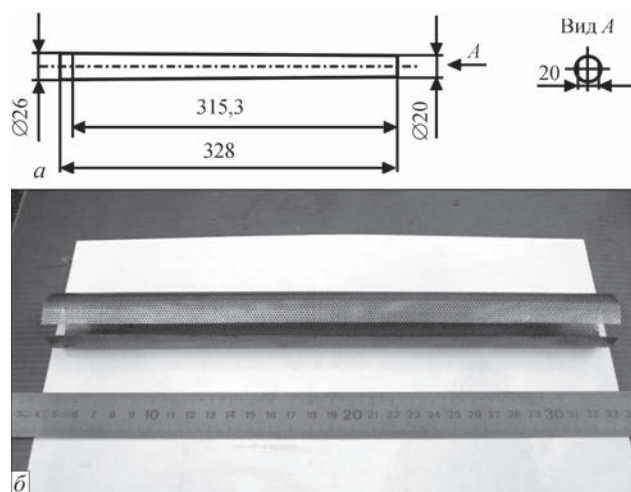


Рис. 1. Эскиз трубчатого конического фильтрующего элемента из стали 08Х18Н10Т ( $\delta = 0,5$  и  $0,6$  мм) (а) и внешний вид заготовки, свариваемой для его получения (б)

\*Работа выполнена в рамках программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» в 2013–2015 гг.

При проведении экспериментов по аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сварке в качестве свариваемых образцов использовали конические трубчатые заготовки фильтрующих элементов из стали 08X18H10T [4] толщиной  $\delta = 0,5$  и  $0,6$  мм (рис. 1). Режимы и оборудование выбирали с учетом рекомендаций работ [5–7].

**Аргонодуговая сварка.** Для получения качественных швов с учетом наличия зазоров между свариваемыми кромками подавали присадочную проволоку Св-08X18H10T (диаметр  $1,0$  мм). Сварку осуществляли на оборудовании фирмы «Kemppi» (Финляндия): источник питания «MasterTig MLS 3000» (сварочный ток  $5...300$  А), горелка «TTC-250WS» (рассчитана на ток до  $250$  А), также использовали автоматическое устройство подачи присадочной проволоки. Горелку перемещали относительно детали с помощью однокоординатного манипулятора.

В результате проведения исследований установили, что для аргонодуговой сварки кромок сетчатых фильтрующих элементов необходимо использовать медную подложку с формообразующей канавкой для формирования нижнего валика усиления и устранения поднятия сваренных кромок. Кроме того, необходимо повысить отвод тепла путем применения медных прижимных планок, которыми следует прижимать свариваемые кромки по всей длине на расстоянии не более  $3$  мм в обе стороны от стыка. Характерными дефектами аргонодуговой сварки сетчатых фильтрующих элементов являются непровары и прожоги. Для их устранения необходимо вести сварку на следующем режиме: сварочный ток  $I = 15$  А, напряжение на дуге  $U = 20$  В, скорость сварки  $v_{св} = 15$  м/ч, скорость подачи проволоки  $v_{пр} = 35$  м/ч, расход защитного газа (аргона)  $10...15$  л/ч. В результате было получено качественное формирование швов. Зона стабильности режима качественной аргонодуговой сварки достаточно узкая, т. е. поддерживать указанные параметры режима необходимо с высокой стабильностью и точностью.

**Электронно-лучевая сварка.** Для выполнения экспериментов применяли следующее оборудо-

дование: вакуумная камера с однокоординатным манипулятором для перемещения электронно-лучевой пушки, вакуумный агрегат для откачки камеры до  $133,3 \cdot 10^{-5}$  Па, источник питания В-250А, электронно-лучевая пушка УЛ-119. Качественные швы удалось получить только при условии наличия сплошных плотно прижатых кромок. С этой целью заготовки сетчатых фильтрующих элементов делали с заранее выполненными сплошными кромками, имеющими расстояние не менее  $1$  мм до фильтрующих отверстий. В ходе исследований установлено, что наилучшее формирование швов наблюдается при сварке на следующем режиме: ток пучка  $I = 10$  мА, напряжение  $U = 21$  кВ, скорость сварки  $v_{св} = 10...12$  м/ч, расфокусировка пучка в пятно диаметром порядка  $1,5$  мм.

**Лазерная сварка.** Данный процесс допускает зазоры между свариваемыми кромками в случае ее проведения с подачей присадочного порошкового материала [8]. В качестве такового использовали гранулированные порошки стали 08X18H10T или самофлюсующихся никелевых сплавов ПГ-10Н-04 и ПГ-НЧ3 [8] с диаметром гранул до  $150$  мкм [9]. Сварку проводили на медной подложке без формообразующих канавок. В экспериментах использовали Nd:YAG-лазер модели «DY044» с мощностью излучения до  $4,4$  кВт производства фирмы «Rofin-Sinar» (Германия), однокоординатный манипулятор, сварочную головку и дозатор присадочного порошка.

В ходе выполнения экспериментов установили, что при лазерной сварке также могут возникать непровары и прожоги. Подбор режимов подачи присадочного порошка в совокупности с определенными величинами мощности и скорости позволил получить бездефектные сварные соединения (рис. 2). При этом была определена следующая область стабильности технологических режимов: мощность излучения  $P = 0,5...0,6$  кВт; скорость сварки  $v_{св} = 140...160$  м/ч.; величина расфокусировки  $\Delta F = -15...-20$  мм; расход присадочного порошка  $G_{п} = 0,2...0,3$  г/с. Такой, достаточно широкий, разброс параметров режима свидетельствует о значительной стабильности лазерной сварки и позволя-

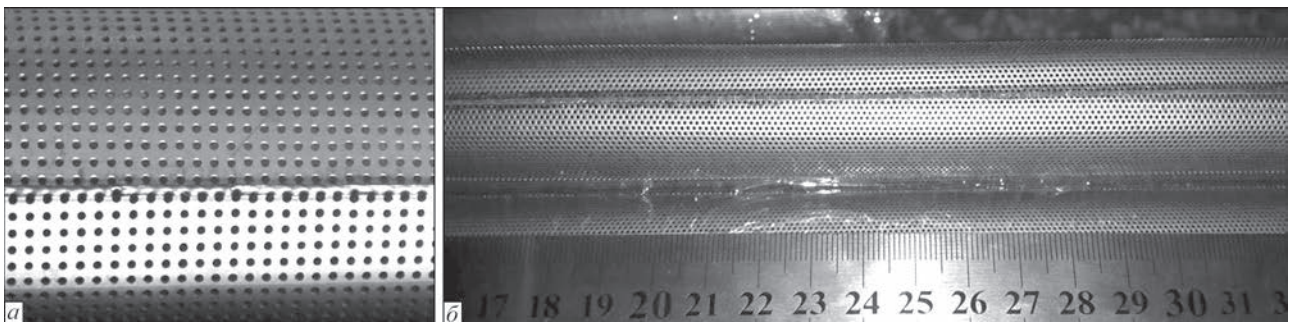


Рис. 2. Внешний вид сварного соединения (а) и образца (б) фильтрующего элемента из нержавеющей стали 08X18H10T ( $\delta = 0,5$  мм), полученного лазерной сваркой с порошковой присадкой ПГ-10Н-04

ет прогнозировать незначительный процент брака при промышленном применении процесса.

Установлено, что производительность аргонодуговой сварки конических образцов фильтрующих элементов из стали 08X18H10T составляет до 20 фильтрующих элементов за рабочую смену (8 ч), в то время, как производительность лазерной сварки составляет до 40 фильтрующих элементов за рабочую смену. При этом в первом случае процент брака может составлять до 20 %, а во втором — более 2,5 %.

Сравнение рассмотренных трех вариантов сварки конических образцов фильтрующих элементов из стали 08X18H10T ( $\delta = 0,5$  и  $0,6$  мм) показывает, что наибольшей производительностью (больше в 10...15 раз скоростью сварки, по сравнению с конкурирующими способами) в совокупности с высокой стабильностью формирования швов отличается лазерная сварка. Именно ее целесообразно выбрать в качестве процесса для дальнейшей разработки промышленной технологии с последующим внедрением.

Дальнейшая разработка промышленной технологии лазерной сварки конических фильтрующих элементов для химической промышленности проводилась на опытных образцах, изготовление которых выполнялось в четыре этапа:

- изготовление перфорированного листа из нержавеющей стали 08X18H10T  $2000 \times 1000 \times \delta$  мм ( $\delta = 0,5...0,6$  мм) с фильтрующими отверстиями диаметром  $0,8...1,0$  мм с шагом, близким к их диаметру, методом механической просечки или электроискровой эрозии;

- гильотинная вырубка плоских заготовок фильтрующих элементов из перфорированных листов  $2000 \times 1000 \times \delta$  мм;

- вальцовка плоских заготовок фильтрующих элементов для получения конических трубок размером  $\varnothing 26 \times \varnothing 20 \times 328$  мм;

- лазерная сварка кромок свальцованных заготовок для получения прямошовных конических трубок с фильтрующими отверстиями.

При вырубке плоских заготовок фильтрующих элементов из перфорированного листа рассекаются фильтрующие отверстия. При стыковке таких кромок возникает проблема в их плотной, без зазора, стыковке для дальнейшей сварки. Из литературы [6] известно, что при лазерной сварке зазор между кромками не должен превышать 10 % их толщины. Для решения этой проблемы, согласно рекомендациям работы [7], использовали технологическую схему, показанную на рис. 3. Согласно этой схеме свариваемые кромки 1 сводятся с зазором, близким по размеру к их толщине, и плотно прижимаются к медной технологической подкладке 6. В процессе сварки зазор заполняется приса-

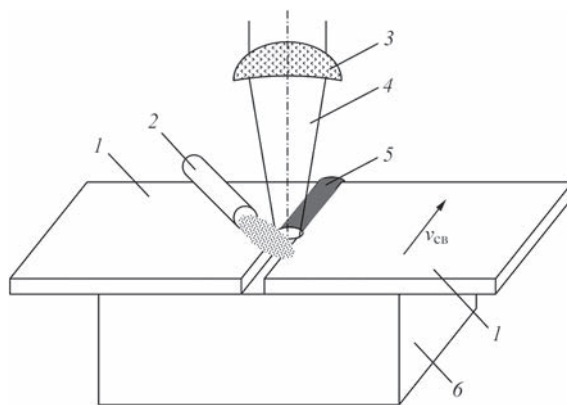


Рис. 3. Технологическая схема процесса лазерной сварки кромок опытных образцов конических фильтрующих элементов с неплотно прилегающими кромками: 1 — свариваемые кромки; 2 — подача присадочного порошка; 3 — фокусирующая линза; 4 — лазерное излучение; 5 — сварной шов; 6 — подложка (стрелкой указано направление движения свариваемого образца)

дочным порошковым материалом 2 и расплавляется расфокусированным лазерным излучением 4. Для реализации предложенной схемы разработали и изготовили следующую технологическую оснастку: струбину для зажима конических трубчатых образцов; медную подложку, вставляемую в образец; сварочную головку с фокусирующей системой и дозатором для подачи присадочных материалов в виде порошка с фракцией 20...150 мкм. При помощи созданного в ИЭС макета сварочного стенда были сварены как отдельные образцы для проведения механических и коррозионных испытаний, так и опытно-промышленная партия фильтрующих элементов для проведения эксплуатационных испытаний.

Для определения механических свойств полученных соединений был сварен ряд образцов на выбранных технологических режимах как с использованием непрерывного, так и импульсного лазерного излучения. Из полученных образцов были вырезаны образцы по ГОСТ 6996–66 тип XXIV для испытаний на статическое растяжение (на каждое значение — по три образца). Испытания проводили с помощью разрывной машины MTS 318.25 при температуре  $20...25$  °C со скоростью нагружения 4 мм/мин. По полученным результатам были установлены средние значения предела прочности  $\sigma_b$  [МПа] для использования непрерывного лазерного излучения, а также импульсного излучения низкой (12 Гц) и сравнительно высокой (200 Гц) частоты. Погонные энергии сварки во всех случаях были одинаковы. Результаты испытаний показаны на диаграмме рис. 4. Как видно из рисунка, лазерная сварка неплотно прилегающих кромок с порошковым присадочным материалом в случае использования как непрерывного, так и импульсного с низкой частотой излучения обеспечивает прочность на уровне 90 %



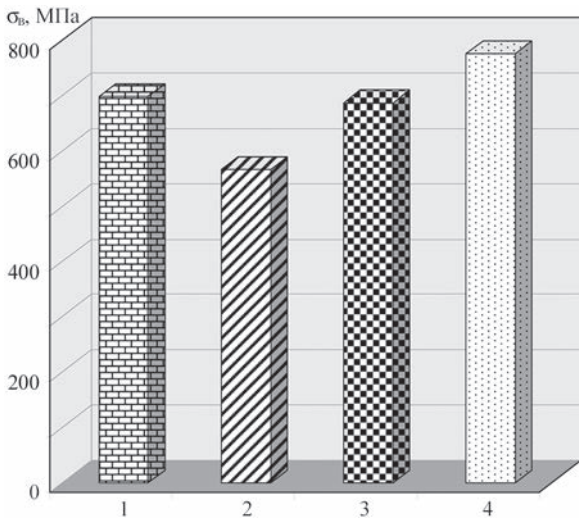


Рис. 4. Сравнение прочности соединений стали 08X18H10T ( $\delta = 0,5$  мм), полученных лазерной сваркой с присадочным порошком того же материала, с прочностью основного металла: 1 — непрерывное излучение; 2 — импульсное излучение  $f = 200$  Гц; 3 — импульсное излучение  $f = 12$  Гц; 4 — основной металл

прочности основного металла. Это можно объяснить использованием расфокусированного излучения, влияние которого на измельчение зерен шва, а, следовательно, и на повышение прочности соединений, не столь четко выражено, как влияние сфокусированного. Тем не менее, полученный показатель является приемлемым для решаемой задачи.

Определение коррозионной стойкости стыковых соединений стали 08X18H10T ( $\delta = 0,5$  и  $0,6$  мм) выполняли по весовой методике. Согласно этой методике из сваренных образцов вырезали темплеты, близкие по ширине к ширине швов с ЗТВ. Длина темплетов составляла 5...10 мм. Также вырезали темплеты близких размеров из основного металла (так называемые контрольные образцы). Готовые темплеты взвешивали на ана-

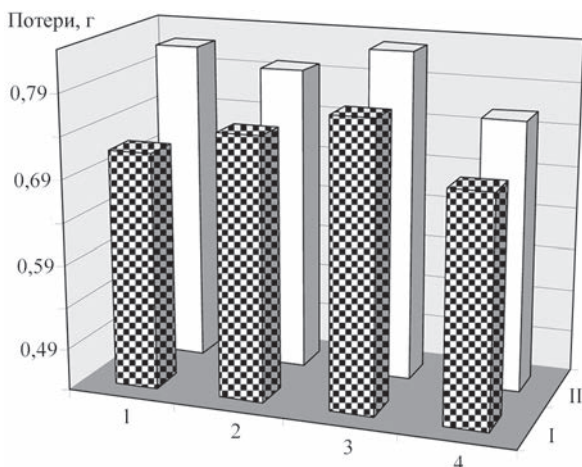


Рис. 5. Величины потерь массы образцов сварных соединений стали 08X18H10T при их травлении в смеси кислот  $\text{HNO}_3 + \text{HCl}$  (описание 1–4 те же, что и на рис. 4); I —  $\delta = 0,6$  мм; II —  $0,5$

литических весах с точностью до  $0,001$  г, после чего погружали в смесь кислот  $\text{HNO}_3 + \text{HCl}$  в соотношении 1:2. Через определенное время (как правило, 1...2 ч) образцы доставали, тщательно промывали, высушивали и взвешивали еще раз. По разнице между потерей веса контрольным образцом из основного металла и потерей веса сваренным образцом определяли коррозионную стойкость последнего.

В каждом случае выполняли по три образца, а полученные данные усредняли. Сварку проводили как непрерывным, так и импульсным (с частотой 12 и 200 Гц) излучением с присадочным порошком из стали 08X18H10T грануляцией 20...150 мкм. По результатам построены диаграммы, показанные на рис. 5. Как видно из этих диаграмм, во всех случаях коррозионная стойкость сварных соединений является удовлетворительной и составляет от 90 до 98 % относительно стойкости основного металла. Наличие или отсутствие импульсной модуляции излучения на изменение коррозионной стойкости сказывается слабо.

С использованием разработанной промышленной технологии лазерной сварки тонкостенных изделий с неплотно прилегающими кромками сварили опытно-промышленную партию конических фильтрующих элементов в количестве 250 шт. Партия была передана на профильное предприятие (ОДО «Черновицкий химзавод», г. Черновцы) с целью проведения эксплуатационных испытаний. По результатам данных испытаний установлено следующее: бракованные изделия в партии отсутствовали; все изделия соответствовали конструктивным размерам и техническим требованиям; все изделия выдержали эксплуатационные нагрузки; по прогнозным данным долговечность исследуемой партии изделий является нормативной.

Проведенная работа позволяет сделать следующие выводы:

разработана промышленная технология лазерной сварки стыковых соединений перфорированных кромок трубчатых конических фильтрующих элементов для химической промышленности, которая повышает надежность конструкции (по сравнению с пайкой), устраняет опасность образования охрупчивающих структур в швах и ЗТВ, позволяет избежать использования дорогостоящих припоев, минимизирует геометрические размеры сварных соединений, а также приближает антикоррозионные и механические характеристики получаемых соединений к уровню основного металла;

проведено сравнение аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сварки заготовок фильтрующих элементов из аустенитной нержавеющей

стали 08X18H10T. Установлены характерные дефекты для всех рассмотренных способов сварки (прожоги и непровары) и способы их устранения. Наибольшей производительностью (больше в 10...15 раз скоростью сварки) в совокупности с высокой стабильностью формирования швов отличается лазерная сварка, что делает целесообразным ее использование в качестве промышленного технологического процесса;

при помощи разработанной технологической оснастки проведены эксперименты по лазерной сварке с порошковыми присадочными материалами, в ходе которых определен диапазон оптимальных, с позиций формообразования шва, технологических режимов: мощность излучения Nd:YAG-лазера 0,5...0,6 кВт; скорость сварки 140...160 м/ч.; заглубление фокуса 15...20 мм; расход присадочного порошка 0,2...0,3 г/с. В данном диапазоне режимов формирование бездефектных швов является стабильным, что обеспечивает незначительный процент брака при промышленном применении процесса;

лазерная сварка неплотно прилегающих кромок с использованием порошкового присадочного материала как в случае использования непрерывного, так и импульсного излучения обеспечивает прочность на уровне 90 % прочности основного металла и коррозионную стойкость сварных соединений от 90 до 98 % относительно стойкости основного металла. Такие показатели являются приемлемыми для решаемой задачи.

1. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Пайка металлов. – М.: Машиностроение, 1977. – 328 с.
2. MIG brazing of galvanized thin sheet joints for automotive industry / L. Quintino et al. // Materials and Manufacturing Processes. – 2006. – Vol. 21. – P. 63–73.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением; под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.

4. Марочник сталей и сплавов; под общ. ред. А. С. Зубченко. – М.: Машиностроение, 2003. – 784 с.
5. Корчагин П. В. Аргонодуговая сварка деталей с большой разницей толщин из стали типа 18-8: дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06. – Тольятти, 2006. – 147 с.
6. Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко и др.; под ред. Б. Е. Патона. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.
7. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки. – М: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008. – 664 с.
8. Хаскин В. Ю., Бернацкий А. В. Сварка тонкостенных стальных изделий с неплотно прилегающими кромками, выполняемая методом лазерной наплавки // Сварщик. – 2008. – № 4 (62). – С. 14–15.
9. Газотермические покрытия из порошковых материалов. Справочник / Ю. С. Борисов и др. – Киев: Наукова думка, 1987. – 544 с.

В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, А. В. Бернацкий, О. В. Сиора

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.  
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

#### ЛАЗЕРНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТОНКОСТІННИХ ФІЛЬТРУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ЗІ СТАЛІ 08X18H10T

Робота присвячена підвищенню надійності і довговічності експлуатації апаратів хімічного виробництва за рахунок заміни процесу паяння зварюванням при виготовленні фільтруючих елементів. Проведено порівняльний аналіз трьох способів зварювання (аргонодугового, електронно-променевого та лазерного) в застосуванні до з'єднання тонкостінних трубчастих конічних заготовок для фільтруючих елементів з нержавіючої сталі 08X18H10T. Вивчено дефекти, характерні для зазначених способів зварювання та запропоновано методики їх усунення. Встановлено, що найбільшою продуктивністю, в сукупності з високою стабільністю формування швів, володіє лазерне зварювання, що робить доцільним його використання в якості промислового технологічного процесу при виготовленні тонкостінних конічних фільтруючих елементів. Бібліогр. 9, рис. 5.

**Ключові слова:** нержавіюча сталь, тонкостінні вироби, лазерне зварювання, продуктивність, кромки, технологічне оснащення, механічні властивості, корозійна стійкість

Поступила в редакцию 27.03.2017



### Восьмая международная конференция ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

11 – 15 сентября 2017 г.  
Украина, Одесса, отель «Курортный»

#### Тематика конференции

- Лазерная и электронно-лучевая сварка, резка, наплавка, термообработка, нанесение покрытий
- Электронно-лучевая плавка и рафинирование
- Гибридные процессы
- 3D-технологии
- Моделирование лучевых технологий
- Материаловедческие проблемы лазерных и электронно-лучевых технологий

E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2017

## ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



**Национальный научно-исследовательский институт промышленной безопасности и охраны**

**О. Н. Безушко** (Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитила 2 февраля

2017 г. кандидатскую диссертацию на тему «Минимизация вредных веществ в воздухе рабочей зоны при ручной дуговой сварке легированными электродами».

В диссертации решена актуальная научно-техническая задача, заключающаяся в уменьшении выделений вредных веществ на рабочих местах при ручной дуговой сварке легированными электродами с целью снижения профессиональной заболеваемости сварщиков. Выполнен анализ современного состояния защиты сварщиков от сварочных аэрозолей (СА) при ручной дуговой сварке легированных сталей. Показано, что высокое содержание легирующих элементов в СА может приводить к профессиональным заболеваниям, таким как рак дыхательных путей, пневмокониоз, марганцевая интоксикация, пылевой бронхит и др. Выполнены исследования снижения вредного воздействия СА на организм сварщика технологическими мерами — улучшением гигиенических характеристик легированных электродов. Показано, что, управляя содержанием легирующих элементов в составе электродов, способом легирования и видом покрытия, можно достичь улучшения гигиенических характеристик, не теряя при этом

качества сварного шва. Получены результаты влияния вида электродного покрытия на выделение СА. При увеличении соотношения  $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$  в основном покрытии от 0,5 до 2,0 и соотношения  $\text{TiO}_2/\text{SiO}_2$  от 2 до 4 в рутил-силикатном покрытии содержание соединений шестивалентного хрома в СА уменьшается примерно в 2 и 3 раза, соответственно. При сварке высоколегированных хромоникелевых сталей лучшие гигиенические характеристики обеспечивают рутил-силикатные электродные покрытия, за ними следуют рутил-основные и на последнем месте — основные. Исследования влияния типа основного металла на выделение СА показали, что концентрация соединений хрома в составе СА не зависит от содержания хрома в основном металле, а концентрация марганца зависит и растет на 10...15 % при увеличении его содержания в наплавленном металле от 0,6 до 34 %. При этом увеличение в основном металле содержания хрома приводит к уменьшению уровня выделений СА примерно на 20 %, практически не меняя предельно допустимое значение СА. Замена стандартных связующих в электродном покрытии на основе калия и натрия на литиевые и литиево-натриевые в электродах с рутиловым и основным покрытиями позволяет в 1,5...3,0 раза снизить выделение вредных веществ СА.

Предложена система математического моделирования конвективных потоков токсичных компонентов СА в воздух рабочей зоны, позволяющая определять степень риска вредного воздействия процесса сварки на организм сварщика.



## ТОРЖЕСТВЕННОЕ СОБРАНИЕ В ЧЕСТЬ 100-ЛЕТИЯ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. Е. ПАТОНА

20 марта 2017 г. в Киеве в Институте электросварки им. Е. О. Патона (ИЭС) состоялось торжественное собрание, посвященное 100-летию со дня рождения одного из основоположников украинской школы конструирования сварочной аппаратуры кандидата технических наук Владимира Евгеньевича Патона (1917–1987). В собрании приняли участие ученые, инженеры-конструкторы ОКБ, специалисты опытных заводов ИЭС, профессора высшей школы Украины. Число участников составило свыше 80 человек.

С вступительной речью к присутствующим обратился заместитель директора ИЭС академик Л. М. Лобанов. Он отметил, что в лице В. Е. Патона мы видим одного из создателей патоновской школы конструирования. Многие успел совершить В. Е. Патон за 44 года работы в ИЭС. Здесь уместно отметить создание уникального трактора ТС-17, основные принципы работы которого используются и в современных аппаратах. В. Е. Патон принимал активное участие в конструировании автоматов для работы в строительстве, судостроении, машиностроении, многих других областях. Блестящий талант конструктора в сочетании с рациональным подходом в проектировании был проявлен при создании магнитошагающих автоматов, комплексной аппаратуры для строительства Киевской телебашни. Он стоял у истоков разработки принципа унификации при конструировании, создания сварочной техники для работы в космосе. В. Е. Патон внес существенный

вклад в разработку аппаратов космического назначения «Вулкан», «Испаритель», и позже, УРИ, на котором проводила эксперименты в космосе С. Савицкая. В. Е. Патон уделял внимание подготовке молодых кадров — многие годы возглавлял Государственную экзаменационную комиссию в Киевском политехническом институте. Его труд отмечен Государственными премиями СССР и УССР, он получил звание заслуженного изобретателя Украины. Для В. Е. Патона характерны уникальные человеческие качества: порядочность, интеллигентность, широкий круг интересов, бережное отношение к природе.

Академик К. А. Ющенко отметил в своем выступлении об особой атмосфере творчества в ИЭС. Молодые специалисты после вузовской подготовки проходили в Институте «школу молодого бойца» в коллективе патоновцев. Они впитывали навыки новаторского стиля работы, где бок о бок работали технологи, конструктора и производственники. Все это благодаря заложенному еще Е. О. Патоновым стилю работы: от идеи к разработке и затем к опытно-промышленной проверке. Этот принцип позволял создавать «единый кулак» для решения той или иной востребованной на практике проблемы. В. Е. Патон и его коллега М. Г. Бельфор были тем мозговым центром конструкторской мысли, который позволял разрабатывать передовую технику для многих отраслей промышленности.

Начальник отдела ОКБ В. Г. Пичак рассказал об истории создания отдела № 172, руководимом В. Е. Патоновым в далеком 1955 г. Тогда в его составе было 8 человек. Отдел постоянно расширялся одновременно с ростом площадей рабочих помещений. Тематика отдела включала разработку всего спектра оборудования для дуговой и электрошлаковой сварки. Выполнялись работы для предприятий Союза, по программам СЭВ, сотрудники читали лекции на курсах ООН для слушателей из развивающихся стран, проводили лекции по линии Общества знаний. В этом была уникальная специфика отдела, который являлся частью большой патоновской семьи. Вместе трудились, вместе отдыхали, оказывали помощь на сельхозработках. В 1976 г. по иници-



Выступает зам. директора ИЭС академик Л. М. Лобанов

ціативе В. Е. Патона отдел разделили на 6 секторов (позже отделы). Решение было стратегически правильным, на перспективу дальнейшего развития. Затем В. Г. Пичак зачитал стихи, посвященные В. Е. Патону. На экране были показаны фотографии из различных периодов жизни В. Е. Патона, его работы, отдыха, увлечений.

Ветеран ОКТБ канд. техн. наук В. А. Корицкий, работающий в настоящее время на Опытном заводе сварочного оборудования (ОЗСО) ИЭС, отметил важность верности ИЭС девизу «Связь науки с производством». До 1959 г. разработки проводились по цепочке «ИЭС—конструкторский отдел—экспериментальное производство». В январе 1959 г. был создан завод сварочного оборудования, а в мае — ОКТБ. Основой ОКТБ был 172 отдел, руководимый В. Е. Патоном многие годы. Все разработки отдела воплощались на ОЗСО. Это автоматы для сварки труб, для автомобилестроения (ЗИЛ, ВАЗ, КАМАЗ). В 1960-е годы выпускалась аппаратура для сварки в углекислом газе. С 1970-х годов ОЗСО специализируется на мелкосерийной продукции, в том числе аппаратах для подводной сварки, а также для сварки в космосе. В настоящее время ОЗСО освоил выпуск инверторной техники для РДС, ТИГ и МИГ сварки и нарастил выпуск до 2,5 тыс. аппаратов в месяц.

Ветеран ИЭС, д-р техн. наук А. Г. Потапьевский вспомнил о сотрудничестве с В. Е. Патоном по созданию аппаратуры для новых процес-

сов сварки. Ежедневные встречи, обсуждения позволили создать популярные полуавтоматы серии А-547, которых было выпущено свыше 1000 экземпляров.

В. Г. Фартушный, президент общества сварщиков Украины, рассказал о своих контактах с В. Е. Патоном. Он отметил исключительную доброжелательность В. Е. Патона, его инициативу в создании Ильницкого завода сварочного оборудования, большой вклад в создание механизированных рабочих мест.

В заключение на собрании выступили директор ОКТБ Г. В. Жук и его заместитель И. В. Горячкин. Они рассказали о технических и экономических проблемах современного периода в жизни ОКТБ. Вместе с тем коллектив ОКТБ решает достаточно сложные задачи. Среди последних разработок аппараты для электрошлаковой сварки крупногабаритных изделий для ОАО «Турбоатом», подводной заварки заглушек труб (британский заказ), техническая помощь при сооружении терминала в Борисполе и строительстве НСК «Олимпийский», строительстве завода бронетехники в Бирме и другие.

Участники собрания в заключение приняли участие в дружественном ужине, во время которого продолжили воспоминания о замечательном коллеге, учителе и просто Человеке с большой буквы — Владимире Евгеньевиче Патоне.

Редакция журнала  
«Автоматическая сварка»

## ГОТУЄМО СПЕЦІАЛІСТІВ ЗВАРЮВАЛЬНОГО НАПРЯМУ

22–23 березня 2017 р. в Центральноукраїнському національному технічному університеті (Кіровоградський національний технічний університет) м. Кропивницький, відбулася підсумкова науково-практична конференція із захисту студентських наукових робіт за напрямом «Зварювання». Організувала конференцію кафедра експлуатації та ремонту машин (завідувач кафедри д-р техн. наук, проф. Віктор Васильович Аулін).

В роботі підсумкової конференції приймали участь студенти зварювального профілю і споріднених зварюванню спеціальностей та спеціалізацій із 18 вищих навчальних закладів України.

Мета конференції — виявлення кращих студентських наукових робіт шляхом їх захисту студентами.

Важливим для машинобудівної, енергетичної, металургійної та інших галузей України є підвищення рівня підготовки студентів зварювального

профілю. Студентам, які в недалекому майбутньому бачать себе аспірантами і молодими науковцями, доцільно набувати на подібних конференціях досвід, культуру наукових дискусій, спілкуватися зі своїми колегами-однодумцями, зрештою встановлювати необхідні контакти. Вирішення таких питань загалом і надалося можливим на цій конференції.

Конференцію відкрив і виступив зі вступною річчю голова галузевої конкурсної комісії, перший проректор Центральноукраїнського національного технічного університету, професор Володимир Миколайович Кропивний. Він поздоровив учасників конференції з початком роботи, звернув увагу на важливість заходу, підкреслив актуальність наукових студентських робіт, які сприяють підготовці фахівців зварювального профілю, побажав успіхів у роботі. Далі Володимир Миколайович вказав на важність проблеми підготовки





спеціалістів зварювального профілю та споріднених процесів і технологій для економіки України.

Потім з організаційними питаннями виступив голова галузевої конкурсної комісії професор В. В. Аулін. Далі у визначеному порядку, у вигляді презентацій, заслуховувалися доповіді студентів. Доповідачам задавали багато питань, часто виникали живі дискусії — переважно стосовно ефективного використання технологій, процесів і методів зварювання, зварювальних матеріалів, методів дослідження структури, визначення хімічного складу та властивостей отриманих виробів.

Переважно доповіді були присвячені отриманню, шляхом використання зварювання та споріднених технологій, виробів з покращеними якісними характеристиками. Наприклад, доповідь студентів В. Ю. Мірного і В. В. Петрова «Формування кулястого графіту в чавуні при реалізації 3D технології лазерного відновлення деталей машин». Здебільшого доповіді відповідали науковій тематиці, яка виконується на кафедрах, де є значні наукові напрацювання. До виконання таких робіт залучали студентів, про що засвідчують їх публікації та патенти, що наводилися в презентаціях. Як приклади — доповідь Т. О. Акритової «Отримання напівфабрикатів титанових сплавів методом порошкової металургії і зварювання», Запорізький національний технічний універси-

тет та доповідь В. М. Романько «Структура і властивості комбінованого зварного з'єднання ротора парової турбіни», Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут».

Перші місця на конференції отримали студенти: В. Ю. Мірний і В. В. Петров (Кіровоградський національний технічний університет), В. М. Романько (Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут»), Р. І. Кончаківський і М. Б. Маковічук (Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу). Інші призові місця отримали майже всі учасники конференції. Також почесними грамотами були нагороджені викладачі, керівники студентів-доповідачів конференції.

Слід відмітити, в порівнянні з минулим роком, більш високий рівень теоретичної та практичної підготовки студентів, що забезпечило підвищену якість їх доповідей. Рівень організації конференції в цілому був високим, а сама робоча атмосфера була творчою і дружньою.

На конференції студенти обмінювалися необхідною інформацією, встановили між собою необхідні контакти. При підведенні підсумків конференції учасники та організатори відмітили її актуальність, а також важливість у справі підготовки майбутніх фахівців зварювального профілю та споріднених процесів і технологій.

В. В. Дмитрик, д-р техн. наук, проф.



## ПАМЯТИ И. И. ЗАРУБЫ



3 апреля 2017 г. на 97-м году ушел из жизни один из старейших сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ведущий научный сотрудник, доктор технических наук, профессор, лауреат Государственной премии СССР, известный ученый в области электрофизических

проблем дуговой сварки и сварочных источников питания Игорь Иванович Заруба.

И. И. Заруба родился 6 марта 1921 г. в Киеве. В 1945 г. он окончил Киевский политехнический институт, где получил квалификацию инженера-электрика по специальности «Электрооборудование промышленных предприятий». С 1946 г. трудовая и научная деятельность И. И. Зарубы связана с ИЭС им. Е. О. Патона, где он прошел путь от аспиранта до заведующего научным отделом. И. И. Зарубой были изучены и проанализированы условия устойчивости сварочных дуг и систем «источник питания-сварочная дуга», особенности переноса металла и управления им в плазме дугового разряда, а также проведены комплексные научные исследования, направленные на создание технологий и оборудования для дуговой сварки. Он разработал теоретические основы процесса и создал способ механизированной сварки в углекислом газе с короткими замыканиями дугового промежутка тонкой электродной проволокой от источников питания постоянного тока с жесткими внешними характеристиками, которые широко используются в современной сварочной технике. Этому вопросу была посвящена его кандидатская диссертация, которая защищена в 1954 г.

Более восьми лет И. И. Заруба (1954-1962 гг.) работал ученым секретарем Института электросварки им. Е. О. Патона. С его участием в 1959 г. был организован первый квалификационный ученый совет ИЭС, членом и ученым секретарем которого он оставался до 1962 г. В этом же году он стал заведующим лабораторией источников питания при одном из отделов ИЭС, которая впоследствии была преобразована в структурную лабораторию, а затем в отдел источников питания.

Эти подразделения, которые он возглавлял в течение 25 лет, выполнили много новых разработок и обеспечили их внедрение в производство. Среди них многопостовые системы питания для сварки в углекислом газе, установки для импульсно-дуговой сварки с управляемым переносом металла, устройства для стабилизации горения дуги переменного тока, первые источники питания для сварки в космосе и др. Многим сварщикам известны написанные И. И. Зарубой в соавторстве книги «Сварка в углекислом газе», «Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги». В 1976 г. И. И. Заруба защитил докторскую диссертацию, в которой были обобщены перспективные результаты его исследовательской работы.

В 1977 г. И. И. Заруба принял активное участие в организации при Институте электросварки им. Е. О. Патона Национального комитета по сварке и входил в его состав как руководитель одной из комиссий, а в 1982 г. был членом управляющего совета Международного института сварки. Им разработан стандарт на методы испытаний и оценки сварочных свойств источников питания.

В 1991 г. И. И. Зарубе присуждена Государственная премия СССР в области науки и техники за создание новой технологии электродуговой сварки. Начиная с 1993 г. Игорь Иванович в течение 10-ти лет был руководителем организованной при отделе источников питания лаборатории сертификации сварочного оборудования, аккредитованной Государственным комитетом Украины по стандартизации, метрологии и сертификации.

Многолетняя работа И. И. Зарубы в ИЭС им. Е. О. Патона отмечена государственными наградами, грамотами и медалями за участие на различных выставках сварочного оборудования, в конкурсах по экономии энергии и других мероприятиях. Так, в 2006 г. он стал победителем конкурса «Лидер топливно-энергетического комплекса Украины». Результаты его научно-практической деятельности отражены в нескольких монографиях, более 300 публикациях и изобретениях по теоретическим основам, оборудованию и способам дуговой сварки.

Коллеги и друзья глубоко скорбят по поводу тяжелой утраты и выражают искреннее соболезнование родным и близким Игоря Ивановича. Светлая память об Игоре Ивановиче Зарубе навсегда останется в наших сердцах.

Институт электросварки им. Е. О. Патона  
Редколлегия журнала

Подписка на журнал «Автоматическая сварка» [www.patonpublishinghouse.com/ru/journals/as](http://www.patonpublishinghouse.com/ru/journals/as)

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	5400 руб.	10800 руб.	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: Каталог видань України, «Прессцентр», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).



Подписка на журнал «The Paton Welding Journal» [www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj](http://www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj)

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
750 грн.	1500 грн.	5400 руб.	10800 руб.	174 дол. США	348 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» и распространяется по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, 200-54-84, 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 2017 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2015 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 30.03.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.  
Усл. печ. л. 9,02. Усл.-отт. 10,11. Уч.-изд. л. 10,43.  
Печать ООО «Фирма «Эссе».  
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.