

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

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

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

Адрес редакции
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
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
Doi.org/10.15407/as

Рекомендовано к печати Ученым советом
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

40-летие Опытного завода сварочных материалов
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Григоренко Г. М., Позняков В. Д., Зубер Т. А., Костин В. А.
Особенности формирования структуры сварных соедине-
ний микролегированной конструкционной стали S460M 9

Дегтярев В. А. Эффективность различных методов
упрочняющей обработки сварных соединений 17

Колисниченко О. В., Тюрин Ю. Н., Товбин Р. Эффективность
процесса напыления покрытий с использованием много-
камерного детонационного устройства 28

*Колесник Р. В., Юрженко М. В., Кораб Н. Г., Шадрин А. А.,
Литвиненко Ю. В.* Моделирование термомеханических
процессов при сварке закладным элементом высокотех-
нологичных пластмасс 35

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Грузевич А. В. Эффективность применения субструктур-
но-упрочненных труб на поверхностях нагрева блоков
котлов сверхкритического давления 43

Елагин В. П. Влияние состава сварочной проволоки на
качество шва сварных соединений разнородных сталей
при механизированной сварке в защитном газе 52

*Лукьяненко А. О., Лабур Т. М., Покляцкий А. Г., Кулешов В. А.,
Дарко Р. Баич.* Санитарно-гигиеническая характеристика
процесса аргонодуговой сварки неплавящимся электродом
алюминиевых сплавов 1201 и 1460 57

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

*Коробов Ю. С., Шумяков В. И., Филиппов М. А., Пименова
О. В., Балин А. Н., Вишневский А. А.* Порошковые прово-
локи для износо- и жаростойкой наплавки и напыления 62

ХРОНИКА

Международная конференция по лучевым технологиям 64

Выставка Weldex / Россварка 2017 67

Автоматичне Зварювання

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б. Є. Патон**

ЗМІСТ

40-річчя Дослідного заводу зварювальних матеріалів ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України 3

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Григоренко Г. М., Позняков В. Д., Зубер Т. О., Костін В. А. Особливості формування структури зварних з'єднань мікролегованої конструкційної сталі S460M 9

Дегтярев В. О. Ефективність різних методів зміцнюючої обробки зварних з'єднань 17

Колісниченко О. В., Тюрін Ю. М., Товбін Р. Ефективність процесу напilenня покриттів багатокамерним детонаційним пристроєм 28

Колісник Р. В., Юрженко М. В., Кораб М. Г., Шадрін А. О., Литвиненко Ю. В. Моделювання термомеханічних процесів при зварюванні закладним елементом високотехнологічних пластмас 35

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Грузевич А. В. Ефективність застосування субструктурно-зміцнених труб на поверхнях нагрівання блоків котлів надкритичного тиску 43

Елагін В. П. Вплив складу зварювального дроту на якість швів зварних з'єднань різнорідних сталей при механізованому зварюванні в захисному газі 52

Лук'яненко А. О., Лабур Т. М., Покляцький А. Г., Кулешов В. А., Дарко Р. Байіч. Санітарно-гігієнічна характеристика процесу аргонодугового зварювання неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1201 та 1460 57

КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

Коробов Ю. С., Шумяков В. І., Філіппов М. О., Піменова О. В., Балін О. М., Вишневецький А. А. Порошкові дроти для зносо- і жаростійкого наплавлення та напilenня 62

ХРОНІКА

Міжнародна конференція з променевих технологій 64
Виставка Weldex / Россварка 2017 67

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

Адреса редакції

03680, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./Факс: (044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Published 12 times per year since 1948

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

CONTENTS

40th anniversary of Pilot Plant of welding consumables of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Grigorenko G. M., Poznyakov V. D., Zuber T. A., Kostin V. A. Peculiarities of formation of structure in welded joints of microalloyed structural steel S460M 9

Degtyarev V. A. Efficiency of different methods of strengthening treatment of welded joints 17

Kolisnechenko O. V., Tyurin Yu. N., Tovbin R. Efficiency of process of coating spraying using multi-chamber detonation unit 28

Kolesnik R. V., Yurzhenko M. V., Korab N. G., Shadrin A. A., Litvinenko Yu. V. Modeling thermomechanical processes in welding high-tech plastics with embedded elements 35

INDUSTRIAL

Gruzevich A. V. Efficiency of application of tubes with substructure strengthening on heating surfaces of supercritical boiler blocks 43

Elagin V. P. Influence of welding wire composition on weld quality in welded joints of dissimilar steels in shielding gas mechanized welding 52

Lukianenko A. O., Labur T. M., Poklyatskii A. G., Kuleshov V. A., Babich Darko R. Sanitary-hygienic characteristic of the process of nonconsumable electrode argon-arc welding of 1201 and 1460 aluminum alloys 57

BRIEF INFORMATION

Korobov Yu. S., Shumyakov V. I., Filippov M. A., Pimenova O. V., Balin A. N., Vishnevsky A. A. Flux-cored wires for wear and heat resistant surfacing and spraying 62

NEWS

International conference on beam technologies 64
Weldex 2017 exhibition 67

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

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com



40-летие Опытного завода сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины



Директор завода П. А. Косенко

Государственное предприятие «Опытный завод сварочных материалов Института электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины» является одним из крупнейших производителей сварочных материалов в Украине и странах ближнего зарубежья. Завод входит в состав научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» — признанного во всем мире научного центра в области сварки.

Предприятие специализируется на изготовлении электродов для ручной дуговой сварки, наплавки и резки, сварочной и наплавочной порошковых проволок, а также плавящихся и керамических флюсов для автоматической дуговой сварки и наплавки. Имеет успешный многолетний опыт работы в Украине и странах ближнего зарубежья с крупнейшими предприятиями судостроения и судоремонта, энергетического, нефтегазового и металлургического комплексов, машиностроения, а также строительно-монтажными организациями.

Организация производства сварочных материалов на ОЗСМ ИЭС имеет свою историю. За 40-летний период завод прошел трудный путь становления и развития.

После окончания Второй мировой войны правительство СССР принимает все меры по скорейшему восстановлению разрушенного войной народного хозяйства. Остро стояла задача газификации столицы Украины — города Киева, поэтому в 1946 г. городской Совет народных депутатов принимает решение о создании Центральных заготовительных мастерских для централизованной подготовки газовых сетей и изоляции труб, которые и явились основой нынешнего Опытного завода сварочных материалов.

Для выполнения этих решений в 1947 г. проводятся работы по строительству зданий барачного типа для сварочного цеха, цеха изоляции труб, прокладывается водопровод. На базе мастерских трестом «Киевгазстрой» создается Центрально-заготовительный завод для организации работ по сварке и изоляции труб и газовых сетей для строительства газопровода «Дашава—Киев». Эта производственная программа включала необходимость изготовления покрытых электродов для ручной дуговой сварки. В последующие годы производство электродов стало основным направлением деятельности предприятия.

В 1950 г. завод осваивает новые виды продукции — бойлеры для жилых домов и административных зданий, оборудование газовых котлов и др. Для проведения этих работ требуется большое количество металлических электродов, поэтому в 1951–1953 гг. строится цех для производства сварочных электродов. В 1954 г. в электродном цехе было изготовлено 411 т сварочных электродов марок УОНИ 13/45 и УОНИ 13/55. В этом же году завод осваивает новые виды изделий — котлы отопительные, фильтры катионитовые и солерастворители.





В 1955 г. Центрально-заготовительный завод был реорганизован в Киевский сварочно-электродный завод. С 1955 г. постепенно наращивались мощности по выпуску электродов и к 1958 г. объемы выпуска электродов достигли 634 т в год.

С 1958 г. на заводе начинается реконструкция и специализация предприятия только на выпуск сварочных электродов, фильтров и солерастворителей.

В 1958–1964 гг. завод реконструируется по проекту «Гипрометиз» (Ленинград) и в этот период создаются новые, современные для того времени технологические участки изготовления покрытых электродов. Так, в 1958–1959 гг. строится современный по тем временам цех мощностью 3 тыс. т электродов фтористо-кальциевого типа. Этот цех был

оснащен прессами типа ОСЗ-3 и камерными печами. В 1962–1964 гг. строится следующий цех мощностью 12 тыс. т электродов с покрытием рудно-кислого типа. В нем устанавливаются конвейерные линии, укомплектованные прессами АОЭ-3 и сушильно-прокалочными печами ОКБ-463.

Следующим этапом развития завода становится объединение в 1970 г. Сварочно-электродного завода с Метизным заводом им. Письменного. Он приобретает название Киевский сеточно-электродный завод им. Письменного. Этот новый завод в то время изготавливал ежегодно до 20000 т (28 марок) электродов для сварки малоуглеродистых и низколегированных сталей, чугуна, резки металлов, а кроме того, проволоки сплошной сварочной и телеграфной до 30000 т, а также сеток сварных и плетеных до 1 млн м².

По инициативе Президента Академии наук Украины академика Б. Е. Патона на базе ведущих академических институтов начали создаваться Межотраслевые научно-технические комплексы (МНТК). Одним из первых был создан МНТК «Институт электросварки им. Е. О. Патона». Так, 4 ноября 1977 г. Совет Министров УССР принимает постановление № 553 «О расширении экспериментально-производственной базы Института электросварки им. Е. О. Патона Академии наук УССР» с передачей электродного производства завода в ведение Института электросварки. Цель — дальнейшее развитие научно-исследовательских и экспериментальных работ по созданию новых сварочных материалов и технологии их промышленного производства. Начинаясь новый этап в жизни завода, который с 1 января 1978 г. получил название Опытный завод сварочных материалов Института электросварки им. Е. О. Патона. С этого времени завод специализируется только на выпуске сварочных материалов. Перед заводом была поставлена задача освоения производства новых видов сварочных материалов без уменьшения объема производства серийных электродов. Определенные трудности этого этапа развития завода заключались в том, что производство новых материалов должно было осуществляться на существующих производственных площадях. В то же время это решение было не случайным, так как между заводом и Институтом электросварки существовали давние хорошие деловые отношения, помогающие как разработчикам новых сварочных материалов, так и производственникам в нелегком деле освоения их производства и внедрения сварочных материалов.

Статус Опытного завода предполагал освоение новых технологий и производство новых видов прогрессивных на то время сварочных материалов, которые разрабатывались в Институте электросварки — плавленные и керамические флюсы, порошковые проволоки для механизированной сварки и наплавки, припои, специальные подкладки и сварочные электроды.

В 1978–1979 гг. осуществлена реконструкция опрессовочного отделения фтористо-кальциевых электродов, позволившая создать новые мощности по изготовлению плавленных флюсов и отливок колец для наплавки клапанов двигателей внутреннего сгорания.

Смонтированное оборудование и разработанные технологии позволяли выпускать керамические и плавленные флюсы различных видов грануляции — мокрой, сухой, воздушной (распыление струей воздуха), что позволяло получать керамические и плавленные флюсы высокой чистоты. Также участок был оборудован экспериментальной газоочистной установкой, эффективность которой по пылеулавливанию и адсорбции фтористых соединений составляла 92...95 %. Мощности участка по выпуску плавленных флюсов были доведены до 150 т в год. Кроме того, на участке отрабатывались технологии новых разработок отдела сварочных материалов Института электросварки.

В 1980 г. был введен в эксплуатацию участок, на котором освоено производство гибких приклеивающихся подкладок для формирования обратного валика сварного шва при сварке корневых швов и

односторонней сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей и отливок колец для наплавки клапанов двигателей внутреннего сгорания.

Так же в этом году завершены работы по строительству нового производственного модуля, в котором было установлено современное оборудование для производства порошковой проволоки и размещен механический участок. Именно на механическом участке было освоено изготовление ряда нового технологического оборудования и осуществлена модернизация действующего, что дало возможность специалистам Института электросварки им. Е. О. Патона и завода разрабатывать новые технологии производства сварочных материалов и внедрять их в производство.

На оборудовании цеха порошковой проволоки по разработкам ИЭС им. Е. О. Патона завод освоил производство таких марок, как ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АНВ2у, ПП-АН19, ПП-АН59 и др., для механизированной сварки ответственных конструкций в тяжелом, транспортном и угольном машиностроении, судостроении, химическом машиностроении, а также при строительстве магистральных нефтегазопроводов. К 1985 г. увеличено производство порошковых проволок до 1000 т в год.

Начиная с 1980 г., под научным руководством академика И. К. Походни, руководителя отдела сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона, завод ежегодно осваивает выпуск прогрессивных сварочных материалов: покрытых электродов, порошковой проволоки, керамических флюсов. Производство новых сварочных материалов потребовало внедрить новые технологические процессы и новое технологическое оборудование. Благодаря модернизации отделения приготовления жидкого стекла, конвейерных и камерных сушильно-прокалочных печей и электродообмазочных агрегатов, оптимизации технологии приготовления обмазочной массы освоено серийное производство электродов малого диаметра (2,5 и 3,0 мм) марки АНО-21, высокопроизводительных электродов АНО-19 и АНО-20, АНО-10 и АНО-30, универсальных электродов с покрытием основного вида АНО-27, АНО-31, АНО-12, специализированных для сварки трубопроводов АНО-ТМ, АНО-ТМ60 и АНО-ТМ70. Завод становится мощной базой для производства новых видов сварочных материалов. Опыт, приобретенный специалистами ИЭС на Опытном заводе, позволяет им в кратчайшие сроки осваивать изготовление современных материалов, созданных в ИЭС, также и на других заводах. Организуется, отлаживается и вводится в эксплуатацию участок по изготовлению бессеребряных припоев для пайки меди и ее сплавов. Мощность этого участка в последующие годы была доведена до 12 т припоев в год. В те годы выпуск ряда марок бессеребряных припоев позволило значительно уменьшить расход серебра.

В 1985–1986 гг. проведена реконструкция и модернизация заводской лаборатории, установлено новое современное оборудование. Гордостью на то время стала рентгеноспектральная лаборатория, оборудованная аналитическим рентгеноспектральным флуоресцентным прибором и оборудованием для подготовки проб. Это позволило в последующем отрабатывать необходимые методики и выполнять входной и текущий контроль сырьевых материалов и шихт электродов. На сегодня специализированная лаборатория завода имеет все необходимое оборудование, приборы и методики, необходимые для выполнения входного контроля проволоки и сырьевых материалов, текущего операционного контроля и приемо-сдаточных испытаний готовой продукции.

В эти же годы строится новый отапливаемый склад для хранения сырьевых материалов. Вводится в эксплуатацию новое отделение по приготовлению обмазочной массы для изготовления электродов специального назначения.

Благодаря таким усилиям, в конце 1980-х гг. завод выпускал 32 марки электродов, 40 марок порошковой проволоки для сварки и наплавки, 25 марок плавящихся и керамических флюсов. Продукция завода в те годы поставлялась от Западной Украины до Сахалина и от Средней Азии до Заполярья. Осуществлялся экспорт продукции во многие страны мира – Болгарию, Эфиопию, Лаос, Кубу и др.

Общий промышленный спад в 1990-х гг. в Украине и республиках бывшего СССР отразился на спросе на сварочные материалы. В наибольшей степени это затронуло сварочные материалы для механизированной и автоматической сварки. В то же время электроды для ручной дуговой сварки продолжали пользоваться спросом на рынках Украины и стран СНГ. Несмотря на все трудности того периода заводу удалось сохранить производственные мощности, технологии и подготовленный персонал.





Для сохранения и упрочнения своих позиций на рынке сварочных материалов и для повышения конкурентоспособности продукции, на заводе принимаются меры для повышения технического уровня производства, т.е. осуществляется техническое перевооружение производственных цехов и участков, устанавливается новое технологическое оборудование. Не надо объяснять производителям сварочных материалов, какое значение для изготовления качественной продукции имеет подготовка сырьевых материалов. Одним из достижений завода является создание и введение в эксплуатацию в 1998–1999 гг. нового производственного комплекса по переработке сырьевых материалов. За счет собственных средств в течение года был построен цех для сушки, дробления, помола сырьевых материалов. На новом участке установлены две новые электрические вращающиеся барабанные печи и камерная печь для сушки

поступающих на подготовку компонентов, три щековые дробилки, десять реверсивных мельниц периодического действия собственной конструкции и изготовления, четыре мельницы с непрерывным просевом и с индивидуальными узлами загрузки. Каждая мельница укомплектована виброситом, а для контрольного просева компонентов, поступающих на завод в молотом виде, два вибросита. Высокоэффективные мельницы новой конструкции позволили молоть практически все известные сырьевые материалы и обеспечивать стабильный гранулометрический состав каждого компонента. Поскольку при переработке сырьевых материалов выделяется большое количество пыли, то на стадиях проектирования, изготовления и монтажа оборудования были разработаны и реализованы мероприятия по предупреждению этого неблагоприятного фактора. Изготовлено большое количество специальной герметично закрывающейся тары для хранения и транспортирования готовых сырьевых материалов.

Следующий этап — решение вопроса по модернизации рубильного отделения. Завод осуществил модернизацию имеющихся на заводе правильно-отрезных станков модели ПРА-4, И6220 на рез «до упора».

В эти же годы начала действовать механизированная линия дозирования компонентов обмазки в цехе по изготовлению электродов специального назначения, которая позволила заменить тяжелое ручное дозирование.

На протяжении многих лет уделялось большое внимание улучшению упаковки электродов. Завод одним из первых среди отечественных производителей начал упаковывать электроды в фирменные картонные коробки. Для склеивания под электроды массой 5 кг успешно используется сконструированное и изготовленное на заводе для этой цели специальное оборудование. С 2000 г. введена 100%-я герметизация коробок с электродами в полиэтиленовую термоусадочную пленку, что позволяет предотвратить увлажнение электродов и сохранить необходимые потребительские характеристики. В современных условиях сварочные электроды покупают не только крупные предприятия, но и мелкие организации. В связи с этим на заводе была разработана и внедрена в производство упаковка электродов в картонные коробки массой 1 кг. Эта упаковка смогла удовлетворить потребителей, которые используют электроды в относительно небольших количествах. Кроме того, специально для склеивания упаковки (коробки) массой 1 кг из заготовок была спроектирована и изготовлена силами завода линия производительностью около 170 коробок в час. Изготовленная из прочного микрофруктона и выдержанная в фирменном стиле и бело-голубых тонах новая упаковка обеспечивает надлежащую сохранность электродов и удовлетворяет запросы, в первую очередь, некрупных потребителей.

В 2003 г. введено в эксплуатацию новое отделение приготовления и брикетирования обмазочной массы в цехе по изготовлению электродов общего назначения с рутиловым типом покрытия. На участке установлены новые бегунковые смесители, изготовленные собственными силами, при изготовлении которых были учтены опыт эксплуатации, а также предложения и замечания технических служб и цехов. При проектировании и монтаже данного участка была реализована вертикальная схема расположения оборудования: бегунковый смеситель — шнековый питатель — брикетировочный пресс. Вынос смесительно-брикетировочного оборудования в отдельное помещение позволило улучшить условия труда работников цеха и перевести некоторые категории вредных рабочих мест в нормальные.

Зачисные машины всех опрессовочных прессов были оборудованы устройствами для нанесения на каждый электрод маркировочной надписи, что позволило обеспечить выполнение требований международного стандарта ДСТУ ISO 544.

В последующие годы на заводе внедрен и отработан контроль температуры на камерных печах ПК-ОЗ-СМ для сушки и прокали электродов с основным покрытием. Контроль температуры осуществляется с помощью электронного измерителя-регулятора температуры ТРМ1-PiC, реле времени ВЛ-68УХЛ4 и специального программного обеспечения, способного задавать ступенчатый режим сушки и прокали электродов. Данный прибор постоянно подключен к компьютеру и данные текущей температуры (в виде числовых данных и графика) с заданной периодичностью фиксируются и сохраняются на компьютере. На конвейерные печи типа ОКБ-463Б для сушки и прокали электродов с рутиловым покрытием установлены восьмиканальные измерители-регуляторы температуры ТРМ138, позволяющие фиксировать и регулировать температуру по всему объему и протяженности печей. Из-за слишком большой информации данные записываются на оптические носители и сохраняются определенное время.

В 2005 г. была проведена модернизация линии по производству порошковой проволоки — изготовлено и смонтировано новое оборудование для подготовки стальной ленты, реализована двухстадийная схема волочения проволоки, изготовлен и смонтирован перемоточный станок для рядной намотки готовой проволоки, поставлено необходимое оборудование для работы с большегрузными катушками. Такая модернизация позволила наладить выпуск порошковой проволоки малых диаметров (1,2...1,6 мм) и рядную намотку на каркасные барабаны емкостью до 16 кг.

Наряду с модернизацией производства завод продолжает осваивать изготовление новых марок электродов, порошковой проволоки, разработанных специалистами ИЭС им. Е. О. Патона, которые отличаются высокими сварочно-технологическими свойствами, физико-механическими характеристиками металла шва, технологичностью изготовления. Это электроды для сварки низкоуглеродистых сталей марок АНО-36 (с рутил-целлюлозным покрытием), АНО-37 (с рутиловым покрытием), АНО-21У, АНО-21М (с рутил-целлюлозным покрытием); для сварки углеродистых и низколегированных марок сталей АНО-12С (с основным покрытием); специального назначения для сварки высоколегированных сталей марок АНВ-66, АНВ-17У (с основным покрытием). Новейшие разработки специалистов ИЭС им. Е. О. Патона — порошковая проволока для механизированной сварки в среде углекислого газа марок ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН69 для сварки в судостроении и судоремонте, при строительстве мостов и резервуаров, для изготовления строительных конструкций и горного оборудования и в других отраслях.

На заводе всегда уделяется первоочередное внимание обеспечению выпуска качественной продукции, которая полностью удовлетворяет требованиям потребителя. Одним из стимулирующих и основных инструментов повышения качества продукции являются стандарты ISO серии 9000, которые воплощают современный комплексный подход в решении вопросов, связанных с качеством продукции. Поэтому в 2007 г. были проведены все необходимые мероприятия и сертифицирована Система менеджмента качества на соответствие требованиям ISO 9001:2000, которая подтверждена сертификатом на систему управления качеством в государственном предприятии «Научно-технический центр «СЕПРОЗ» НАН Украины». Вся выпускаемая заводом продукция имеет сертификаты соответствия, подтвержденные в этом центре, также гигиенические заключения Государственной санитарно-эпидемиологической службы Министерства здравоохранения Украины. Такие марки электродов, как УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, АНО-6Р имеют сертификаты одобрения Российского морского регистра судоходства.

Для организации контролирующего и испытательного профиля международные стандарты ISO/IEC 17020-2001 и ISO/IEC 17025:2006 определяют требования к компетентности испытательных лабораторий. Стандарт ДСТУ ISO/IEC 17025:2006 непосредственно относится к испытательным лабораториям предприятий. Данный стандарт позволяет сделать рациональный выбор системы регламентирующих требований для подтверждения статуса компетентности испытательной лаборатории и качества проведения испытаний и, как следствие, надлежащего уровня качества выпускаемой заводом продукции. Следующий важный вопрос связан с предоставлением доказательств о компетентности и надлежащем качестве проведения испытаний. Самый общепризнанный способ — это аккредитация. Она позволяет достигать доверия у заказчиков относительно компетентности испытательной лаборатории и качества проведения испытаний продукции, выполняемых лабораторией в рамках установленных стандартом требований, и гарантировать потребителям высокий уровень качества продукции.

Исходя из приведенных выше предпосылок на ОЗСМ ИЭС им. Е. О. Патона было принято решение подтвердить компетентность и качество проведения испытаний в специализированной лаборатории за-

вода на уровне, соответствующем требованиям международного стандарта ISO/IEC 17025:2006, путем аккредитации (в Национальном агентстве аккредитации Украины).

Учитывая специализацию, областью аккредитации заводской специализированной лаборатории были избраны:

- электроды покрытые металлические для сварки и наплавки низкоуглеродистых, углеродистых, легированных и высоколегированных сталей и чугуна, проволоки порошковые для сварки и наплавки низкоуглеродистых, углеродистых, легированных и высоколегированных сталей, флюсы керамические для сварки и наплавки углеродистых и низколегированных сталей (определение механических свойств, химического состава, твердости, стойкости против межкристаллической коррозии наплавленного металла);
- флюсы плавящиеся сварочные (определение химического состава и насыпной массы, содержания влаги флюса).

Для осуществления поставленной цели была создана и утверждена программа работ по разработке и внедрению системы менеджмента согласно требованиям стандарта ДСТУ ISO/IEC 17025:2006. При реализации этапа подготовки лаборатории к аккредитации, сотрудниками были разработаны все необходимые документы (процедуры, рабочие инструкции и т. д.), которые необходимы для внедрения стандарта ДСТУ ISO/IEC 17025:2006. Его выполнение потребовало значительных человеческих и материальных ресурсов, связанных с обучением персонала, техническим переоснащением лаборатории, изучением новой нормативной документации и т. д.

В настоящее время, когда завод прошел все намеченные этапы, по сути проделанной работы можно сделать следующие выводы:

- специализированная лаборатория завода осуществила переход на проведение испытаний в заявленной области аккредитации по международному стандарту ДСТУ ISO/IEC 17025:2006, при этом сохранив и улучшив алгоритмы деятельности в контексте национальных требований;
- сформирована новая система управления (менеджмента), обеспечивающая качество и достоверность результатов испытаний;
- сотрудники лаборатории постоянно совершенствуют свои знания согласно новым международным стандартам.

Многое было сделано за 40 лет, многое еще предстоит сделать. Сейчас на заводе проводятся работы по разработке и внедрению стандартов, которые соответствуют европейским требованиям к сварочным материалам. Коллектив завода не теряет уверенности в том, что накопленный опыт и профессионализм, стремление к совершенству позволят и в дальнейшем оставаться на передовых позициях среди предприятий – производителей сварочных материалов в Украине.

Традиционный девиз Опытного завода сварочных материалов —
«Главный контролер нашей продукции — потребитель!»

Весь трудный процесс развития завод проходил под руководством своего выдающегося директора — Косенко Петра Алексеевича (с 15 декабря 1977 г.), которого в сентябре этого года мы сердечно поздравляли с замечательным юбилеем — 75-летием.

П. А. Косенко — автор 19 изобретений, которые внедрены в производство и направлены на эффективное использование сырьевых материалов, на усовершенствование технологических процессов и повышение качества выпускаемых сварочных материалов.

Под руководством Петра Алексеевича для повышения конкурентоспособности выпускаемой продукции на заводе была внедрена и успешно работает Система менеджмента качества на соответствие требованиям международным и национальным стандартам. Получены сертификаты соответствия на все сварочные материалы, выпускаемые на заводе.

Трудовая деятельность Петра Алексеевича Косенко высоко оценена правительствами СССР и Украины — он дважды лауреат премии Совета Министров СССР (1983, 1990), награжден Почетной грамотой Президиума Верховной Рады УССР (1984), орденом «Знак Почета» (1986), медалью «Ветеран труда» (1989), орденом «За заслуги» III и II степени (1998, 2009). П. А. Косенко присвоено почетное звание «Заслуженный машиностроитель Украины» (2000).

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ S460M

Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Т. А. ЗУБЕР, В. А. КОСТИН

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

Конструкционные стали класса прочности С440 и выше нашли широкое применение в высотном строительстве, мостостроении, грузовом железнодорожном транспорте. Применение проката из стали с пределом текучести 440 МПа позволяет снизить металлоемкость конструкции на 39 % по сравнению со сталью марки СтЗпс (С275) и на 26 % по сравнению со сталью марки 09Г2С (С345). В данной работе рассмотрены особенности формирования структуры сварных соединений конструкционной стали S460M. Построена термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M. Установлено влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ на структуру и прочностные свойства. Показано, что термическая обработка сварных соединений стали S460M (термоциклирование — нагрев до 1200 °С со скоростью 25 °С/с + отжиг при 950 °С в течение 1 ч + охлаждение на воздухе) обеспечивает формирование в металле ЗТВ благоприятного комплекса ферритно-бейнитных структур за счет снижения полосчатости структуры, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, термический цикл сварки, микроструктура, игольчатый феррит, скорость охлаждения, диаграмма распада аустенита

В настоящее время в ключевых отраслях промышленного производства Украины остро стоит проблема повышения ресурсо- и энергосбережения, снижения металлоемкости конструкций широкого назначения и повышения их надежности [1, 2]. Такой комплекс требований может быть получен путем применения новых высокопрочных сталей с пределом текучести 440 МПа и выше.

Конструкционные стали класса прочности С440 и выше нашли широкое применение в высотном строительстве, мостостроении, грузовом железнодорожном транспорте. Замена обычных конструкционных сталей марок С245, С345 на стали класса прочности С440 позволяет почти в 1,5 раза снизить металлоемкость строительных конструкций за счет уменьшения толщины стенки при аналогичных показателях прочности на сжатие. Применение проката из стали с пределом текучести 440 МПа позволяет снизить металлоемкость конструкции на 39 % по сравнению со сталью марки СтЗпс (С275) и на 26 % по сравнению со сталью марки 09Г2С (С345) [3].

Анализ новых современных конструкционных сталей показал, что хорошие перспективы в плане практического применения имеет новая конструкционная микролегированная сталь марки S460M класса прочности С440. Данная сталь производится по технологии термомеханической контролируемой прокатки с последующей термообработкой согласно ДСТУ EN 10025-4:2007 на Мариупольском металлургическом комбинате им. Ильича (Украина).

По данным стандарта EN10025-4 [4] данная сталь характеризуется следующими механическими свойствами: предел текучести $\sigma_T > 460$ МПа, предел прочности $\sigma_B = 540...720$ МПа, относительное удлинение $\delta_5 > 18$ %, ударная вязкость $KCV_{-40} > 27$ Дж/см². Высокие механические свойства стали S460M обеспечивают благодаря применению механизма дисперсионного упрочнения карбонитридами ниобия и ванадия. Применение технологии термомеханической контролируемой прокатки гарантирует формирование мелкозернистой структуры в стали с низкой величиной углеродного эквивалента (0,45...0,48), что обеспечивает ее хорошую свариваемость, формуемость в холодном состоянии, устойчивость к хрупкому разрушению при температурах эксплуатации до –50 °С и высокие значения ударной вязкости.

Хорошо известно [5, 6], что наиболее проблемным участком сварного соединения, с точки зрения стойкости против хрупкого разрушения, является металл зоны термического влияния (ЗТВ), в котором под воздействием термодиффузионного цикла сварки (ТЦС) структура, а соответственно и механические свойства металла, претерпевают существенные изменения. Связано это как с ростом зерна при нагреве, так и с образованием промежуточных и закалочных структур при охлаждении, снижающих сопротивляемость металла хрупкому разрушению.

В связи с этим, целью данной работы было изучить кинетику превращения аустенита, особен-

ности формирования структуры металла ЗТВ и установить ее влияние на механические свойства при механизированной сварке стали S460M.

Методика проведения исследований. Для исследований была выбрана конструкционная сталь S460M толщиной 16 мм следующего химического состава, мас. %: 0,15 C; 0,23 Si; 1,3 Mn; 0,09 Cr; 0,019 Ni; 0,01 V; 0,05 Nb; 0,025 Al; 0,007 N; 0,013 S; 0,017 P. Механические свойства исследуемой стали S460M в состоянии поставки: $\sigma_T = 480$ МПа; $\sigma_B = 600$ МПа; $\delta_5 = 27$ %; $\psi = 58$ %.

Характер структурных превращений в металле исследованных швов изучали методом имитации термодформационного цикла сварки с использованием комплекса Gleeble 3800, оснащенный быстроедействующим дилатометром [7]. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6,0 мм и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката толщиной 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона методикой, по заданной компьютерной программе образцы нагревали в вакуумной камере до температуры 1250 °С, а затем охлаждали со скоростями охлаждения, соответствующими различным термическим циклам сварки. Кривые охлаждения задавали зависимостью Ньютона–Рих-

мана и соответствовали скоростям охлаждения в диапазоне от 5 до 126 °С/с на участке температур 500...600 °С (табл. 1). При этом достаточно точно воспроизводились реальные параметры охлаждения (тепловые и временные) металла сварных соединений. Используемый диапазон скоростей охлаждения соответствовал практически всем видам сварки (автоматическая дуговая сварка под слоем флюса, механизированная сварка в среде защитных газов, ручная дуговая сварка покрытыми электродами), которые применяются при изготовлении металлоконструкций.

Образцы для металлографических исследований изготавливали по стандартной методике с применением алмазных паст различной дисперсности на высокоскоростных кругах. Выявление микроструктуры образцов проводили химическим травлением в 4 %-м спиртовом растворе азотной кислоты.

Металлографические исследования осуществляли при помощи светового микроскопа «Neophot-32» при различных увеличениях ($\times 200$, $\times 500$). Балл загрязненности неметаллическими включениями определяли путем визуального сравнения с эталонами шкал (ГОСТ 1778-70). Балл полосчатости определяли путем визуального сравнения со стандартными шкалами ГОСТ 5640-68. Микротвердость отдельных структурных составляющих измеряли на твердоме M-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г ($HV0,1$), а интегральную твердость ($HV1$) — при нагрузке 1 кг. Цифровое изображение регистрировали с помощью цифровой камеры «Olympus» (40×40).

Содержание неметаллических включений в исходном состоянии соответствовало баллу 2 таблицы «Нитриды точечные». В исходном состоянии стали S460M обнаружены единичные дисперсные оксиды SiO_2 и сульфиды. Балл загрязненности точечными оксидами и сульфидами не превышает 1-го балла таблицы «Оксиды точечные» и «Сульфиды».

Т а б л и ц а 1. Режимы имитации сварки образцов стали S460M на Gleeble 3800

Номер образца	Скорость охлаждения, °С/с	Время выдержки t , с	Тип структуры	Микротвердость $HV1$, МПа
1	5	10	Ф	2300
2	10	10	Ф	2640
3	30*	30	Б	3450
4	30	10	Б	3600
5	35	10	Б+М	3650
6	60	10	М+Б	4010
7	126	10	М+Б	4260

Примечание: Ф – феррит, Б – бейнит, М – мартенсит; температура нагрева $T_{max} = 1250$ °С

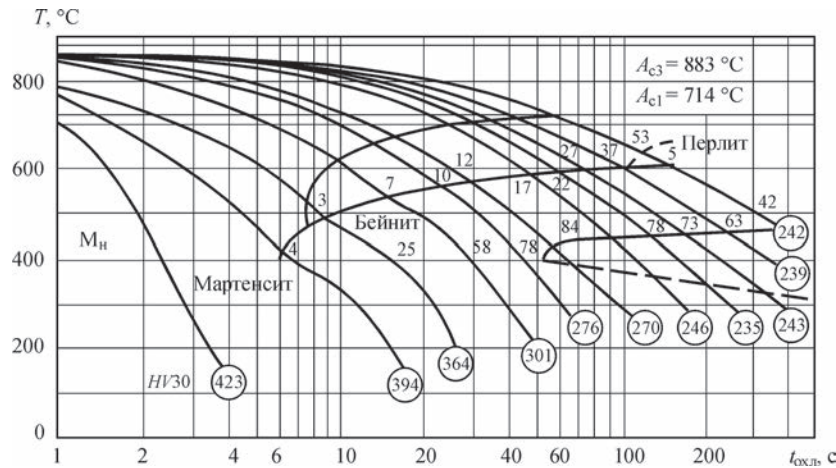


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма распада аустенита стали S460M (цифры в кружках — твердость по Виккерсу; цифры на графиках — доля фаз)

Полученные результаты и обсуждение. После имитации характерных режимов сварки, построения термокинетической диаграммы распада аустенита конструкционной стали S460M были изучены изменения структуры металла ЗТВ (рис. 1).

Исходная структура металла стали S460M состоит из смеси ферритной (80...85 %) и перлитной (20...15 %) составляющих. В результате тер-

момеханической контролируемой прокатки в металле формируется выраженная текстура проката (рис. 2, *a*). Балл полосчатости структуры соответствует баллу 5 ряда Б по шкале № 3 «Полосчатость ферритно-перлитной структуры» ($\times 100$). Микротвердость ($HV_{0,1}$) феррита составляет 1930...1990, перлита 2300...2360 МПа.

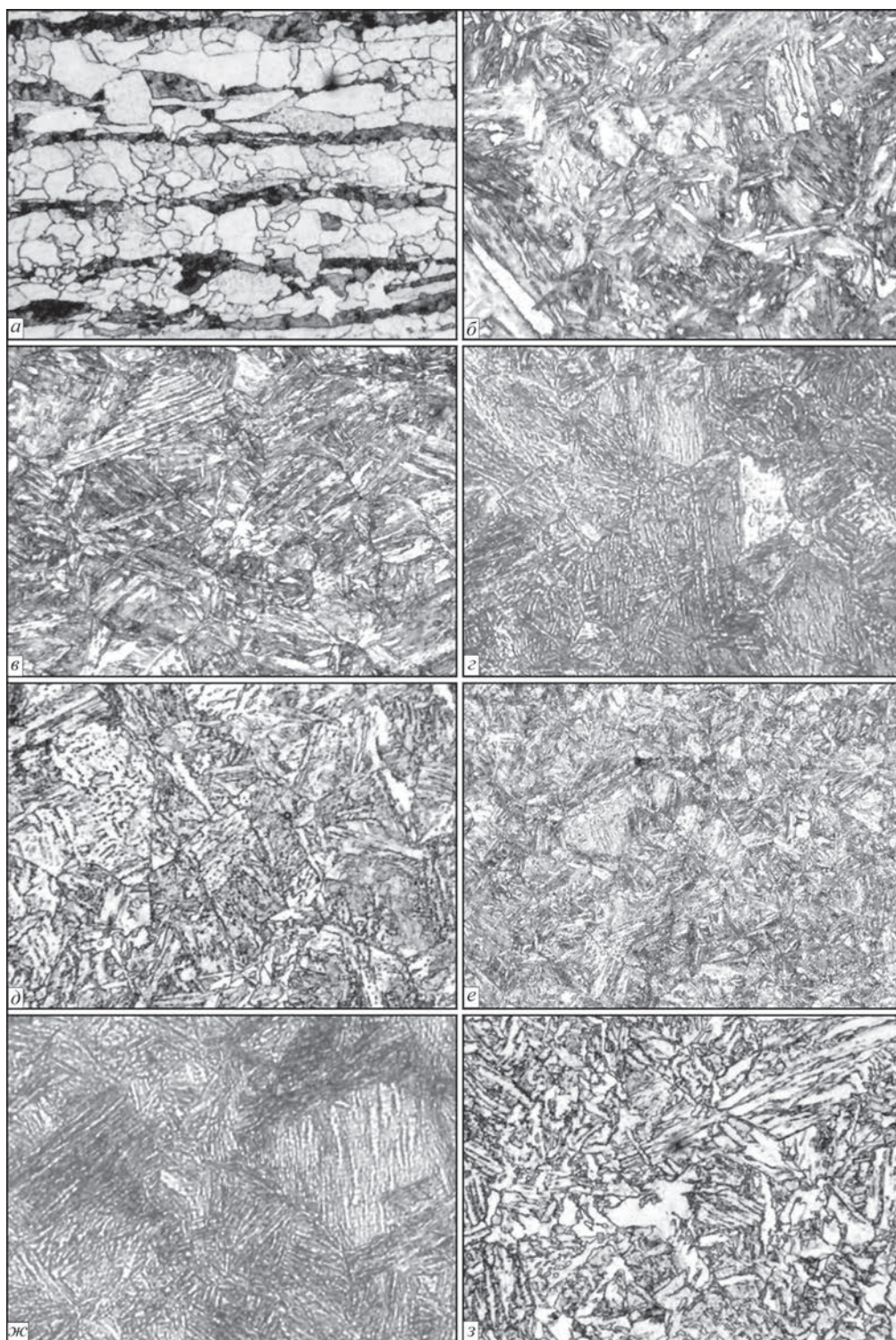


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) основного металла и образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M при разных скоростях охлаждения $w_{6/5}$: *a* — основной металл; *б* — 5; *в* — 10; *г* — 30 (10 с); *д* — 30 (30 с); *е* — 35; *ж* — 60; *з* — 126 °C/с

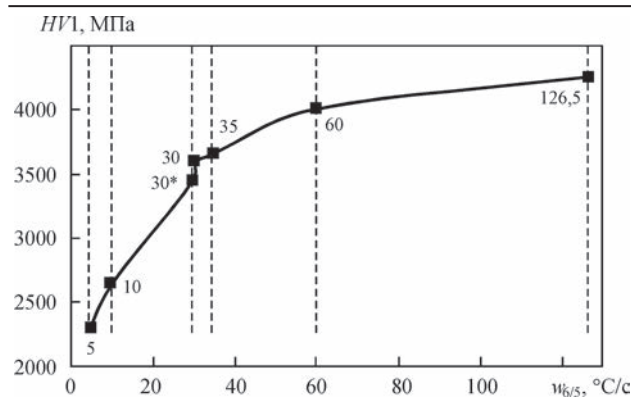


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения на интегральную твердость образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M

Структура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного со скоростью $w_{6/5} = 5$ °C/с, состоит из различных морфологических форм феррита — игольчатого феррита, полигонального феррита, феррита с упорядоченной и неупорядоченной второй фазой, структурно свободного феррита и перлита (рис. 2, б). Повышение скорости охлаждения образцов-имитаторов стали S460M до $w_{6/5} = 10$ °C/с приводит к преимущественному образованию игольчатого феррита (рис. 2, в). Дальнейшее повышение скорости охлаждения образцов-имитаторов до $w_{6/5} = 30$ °C/с приводит к образованию в металле ЗТВ бейнитных пакетов различной ориентации с фиксацией незначительного количества участков (гладкие светлые) остаточного аустенита (рис. 2, з). Микроструктура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного с такой же скоростью $w_{6/5} = 30$ °C/с, но при этом, увеличив время выдержки до 30 с (по сравнению с 10 с) при максимальной температуре нагрева, состоит из дисперсных бейнитных игл в виде розеток и участков остаточного аустенита (рис. 2, д).

Дальнейшее повышение скорости охлаждения стали S460M до $w_{6/5} = 35$ °C/с (режим нормализации, свободное охлаждение на воздухе) (рис. 2, е) приводит к образованию бейнита различной морфологии

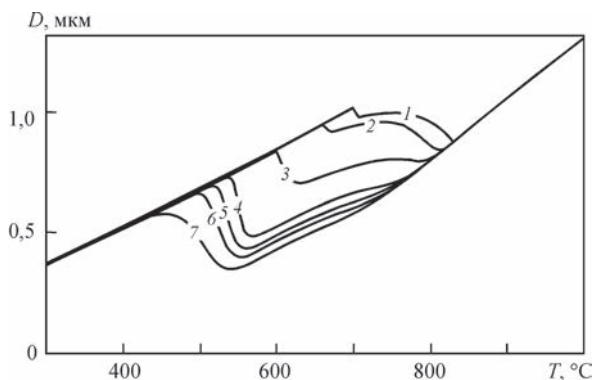


Рис. 4. Дилатометрические кривые охлаждения стали S460M: 1 — 0,01; 2 — 0,1; 3 — 1; 4 — 10; 5 — 20; 6 — 30; 7 — 50 °C/с (D — изменение размеров образца (объема металла) при нагреве в результате дилатометрических исследований)

(верхнего и/или нижнего бейнита), остаточного аустенита и незначительного количества (до 3...5 %) мартенсита. Микротвердость $HV0,1$ структурных составляющих: верхний бейнит 3300...3360 и нижний бейнит 3630...37500 МПа. Для образца стали S460M, охлажденного со скоростью $w_{6/5} = 60$ °C/с (рис. 2, ж) характерной является мартенситная структура игольчатого типа. Формируются участки мартенсита двух типов, различающихся содержанием углерода. Микротвердость ($HV0,1$) участков темнотравящегося мартенсита составляет 3600...3760 МПа, светлотравящегося мартенсита несколько выше — до 3860...4260 МПа. Микроструктура образца-имитатора металла ЗТВ стали S460M, охлажденного с самой высокой скоростью $w_{6/5} = 126$ °C/с (рис. 2, з) состоит из слаботравящихся плотноупакованных пакетов мартенсита с микротвердостью 4100...4630 МПа.

Анализ структурного состояния образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M показал, что с увеличением скорости охлаждения от 1 до 35...40 °C/с происходит изменение структуры от ферритно-перлитной до ферритно-бейнитной с преимущественным образованием игольчатого феррита, который, как известно [8], обеспечивает оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости сварным соединениям микролегированных сталей. Дальнейшее повышение скорости охлаждения выше 40 °C/с сопровождается ростом мартенситной составляющей, что повышает риск образования холодных трещин в металле ЗТВ стали S460M.

Тип фазовых превращений, который реализуется в процессе непрерывного охлаждения и происходящие в объеме металла ЗТВ структурные изменения приводят к тому, что свойства металла ЗТВ существенно зависят от скорости его охлаждения.

Количественная оценка структурно-фазового состава металла ЗТВ стали S460M была реализована на основе комплексного анализа микроструктуры, испытаний набора образцов на твердость и анализа дилатометрических кривых.

Влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ стали S460M на интегральную твердость по Виккерсу $HV1$ представлено на рис. 3, на характер изменения дилатометрических кривых — на рис. 4 и на долю структурных составляющих — на рис. 5.

Анализ дилатометрических кривых охлаждения образцов-имитаторов стали S460M позволил установить температуры начала и конца образования фаз — феррита, бейнита, мартенсита.

Анализ экспериментальной диаграммы показал, что температура начала ферритного превращения для данной стали составляет 720 °C, бейнитного — 580 °C. Температура A_{c3} составляет

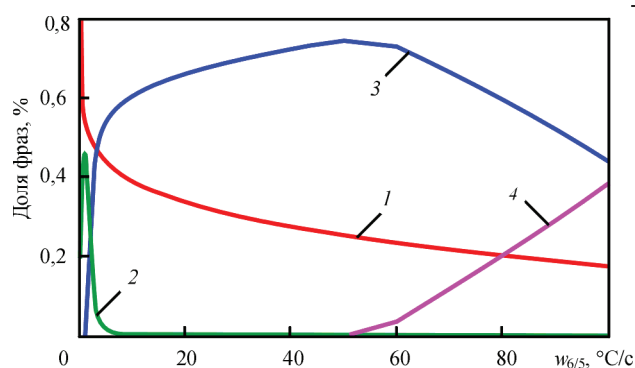


Рис. 5. Влияние скорости охлаждения металла ЗТВ стали S460M на долю структурных составляющих: 1 — феррит; 2 — перлит; 3 — бейнит; 4 — мартенсит

855 °С, температура A_{c1} — 723 °С. Характерные температуры мартенситного превращения составляют: начала — 400 °С, температура формирования 50 % мартенсита — 342 °С, а 90 % мартенсита формируется при температуре 272 °С. Критическая скорость охлаждения, при которой формируется полностью мартенситная структура при сварке стали S460M, составляет 300 °С/с.

Как отмечалось выше, под действием термических циклов сварки происходят изменения структуры в металле ЗТВ сварных соединений. Однако проведенные исследования на модельных образцах не могут дать полного представления о формировании структуры в разных участках металла ЗТВ под действием термодформационных циклов сварки из-за их малых размеров. Поэтому дальнейшие исследования проводили на образцах, размеры которых позволяют воссоздать условия прохождения как термических, так и деформационных процессов, происходящих в сварных соединениях в процессе их нагрева/охлаждения.

Исследования выполняли с использованием метода «валиковых проб» в соответствии с ГОСТ 13585-68. Изучали влияние погонной энергии сварки на формирование структуры сварных соединений термомеханически упрочненной стали S460M. Валики наплавляли на режимах, обеспечивающих изменение скорости охлаждения в области перегрева металла ЗТВ в интервале от 3 до 50 °С/с. Наплавку валика осуществляли проволокой Св-10НМА диаметром 4 мм под флюсом АН-60 на постоянном токе обратной полярности при температуре 20 °С без предварительного подогрева.

Параметры режимов сварки и соответствующих им скоростей охлаждения металла ЗТВ «валиковых проб» приведены в табл. 2.

Закономерности влияния погонной энергии сварки на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали S460M представлены на рис. 6. Установлено, что влияние погонной энергии сварки на ударную вязкость металла ЗТВ сварных соединений стали S460M неоднозначно.

Таблица 2. Режимы наплавки «валиковых проб» из стали S460M

Номер п/п	$I_{св}$, А	$U_{д}$, В	$v_{св}$, м/ч	$Q_{св}$, кДж/см	$w_{6/5}$, °С/с
1	540...550	30	13,2	40,4	3
2	540...550	30	24,0	22,1	10
3	540...550	30	35,5	14,8	20
4	500...510	21	37,8	9,0	50

Наименьшие показатели ударной вязкости при испытаниях образцов с V- и U-образным надразом, которые в 2 раза ниже показателей основного металла, наблюдаются при испытаниях при температурах –20 и –40 °С в том случае, когда сварка проводилась на погонной энергии 40 кДж/см, что соответствовало скорости охлаждения металла ЗТВ 3 °С/с.

При увеличении скорости охлаждения в диапазоне от 10 до 30 °С/с ($9 \leq Q_{св} \leq 22$ кДж/см) показатели ударной вязкости находятся на уровне свойств основного металла в состоянии поставки и даже превышают их при всех температурах испытаний. Снижение показателей ударной вязкости при скоростях охлаждения ниже 10 °С/с, по-видимому, связано с образованием в металле ЗТВ малопластичных структур — феррита с упорядоченной второй фазой и перлита (рис. 2, б). Снижение показателей ударной вязкости при скоростях охлаждения выше 30 °С/с, в большей мере, связано с ростом доли мартенситной составляющей в металле ЗТВ стали S460M.

При температуре испытаний –40 °С наименьшие показатели ударной вязкости металла ЗТВ на образ-

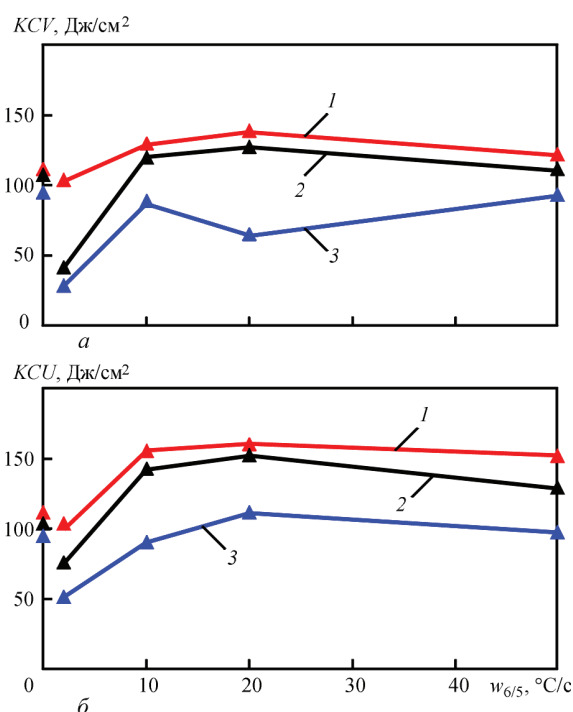


Рис. 6. Ударная вязкость KCV (а) и KCU (б) металла ЗТВ сварных соединений стали S460M при различных температурах испытаний: 1 — 20; 2 — –20; 3 — –40 °С

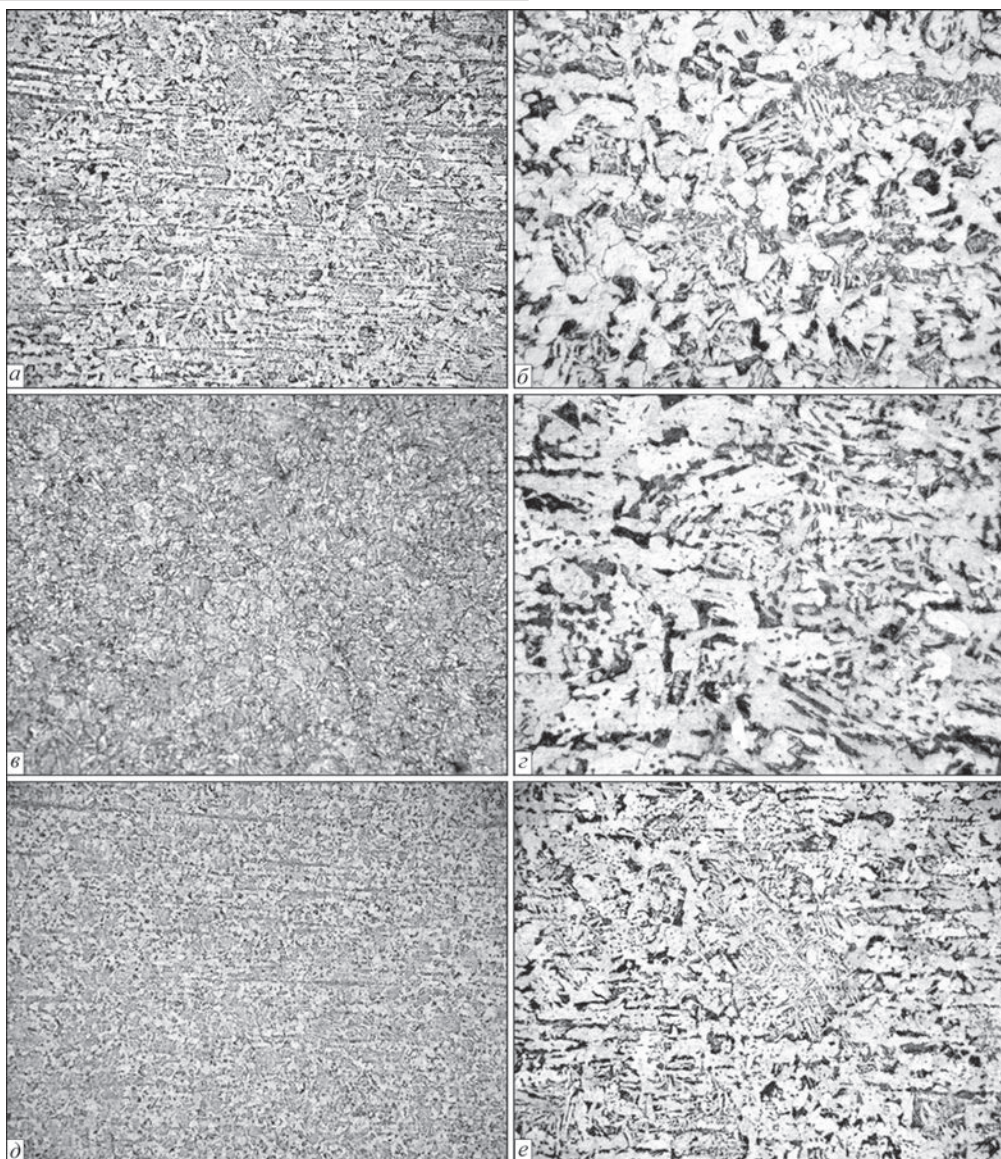


Рис. 7. Микроструктура образцов-имитаторов стали S460M после термообработки: *а, б* — исходная; *в, з* — при 950 °C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе; *д, е* — термоциклирование: нагрев до 1200 °C со скоростью 25 °C/с + отпуск при 950 °C в течение 1 ч и охлаждение на воздухе (*а, в, д* — $\times 100$; *б, з, е* — $\times 500$)

цах с острым надрезом наблюдаются на образцах, охлажденных со скоростью меньше 20 °C/с (т. е. тепловложение выше $Q_{\text{св}} = 14,8$ кДж/см). Вместе с тем даже в этом случае показатели ударной вязкости металла ЗТВ стали S460M превышают нормативные значения $KCV_{-40} \geq 34$ Дж/см² и составляют $KCV_{-40} = 62...68$ Дж/см².

В связи с тем, что сталь S460M, микролегированная ванадием и ниобием, после контролируемой прокатки проходит специальный режим термообработки, необходимо было проанализировать влияние различных режимов термообработки на структуру и свойства сварных соединений стали S460M.

Было предложено несколько режимов термообработки, имитация которых была проведена на установке Gleeble 3800. Исходным образцом для сравнения был выбран образец-имитатор стали S460, полученной при скорости охлаждения

25 °C/с (образец № 5). Образец № 6 был термически обработан на режиме — отжиг при температуре 950 °C в течение 1 ч потом охлаждение на воздухе. Образец № 7 был подвержен термоциклированию при температуре 1200 °C со скоростью 25 °C/с + отжиг при температуре 950 °C в течение 1 ч, затем охлаждение на воздухе.

Проведенные металлографические исследования исходных и термообработанных образцов конструкционной стали S460M представлены на рис. 7.

Микроструктура образца № 6 (отжиг при 950 °C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе), приведена на рис. 7, *в, з* и представляет ферритно-перлитную структуру полосчатого типа. Балл полосчатости структуры соответствует № 2б, определенный согласно стандартной шкале № 3 «Полосчатость ферритно-перлитной структуры». В структуре образца № 6 наблюдаются участки

Видманштеттового феррита и перлита (7, в, г). Твердость по Виккерсу образца № 6 составляет $HV_{0,1} = 1700$ МПа. Размер зерна соответствует № 4 баллу по ГОСТ 5639-82.

Микроструктура образца № 7, полученная по режиму термоциклирования при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ + отжиг при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч и охлаждение на воздухе ферритно-бейнитная с участками игольчатого феррита и Видманштеттового феррита. Размер ферритных зерен значительно мельче по сравнению с размером зерен образца № 6. Балл зерна соответствует № 6...7 по ГОСТу 5639-82 (рис. 7, д, е).

Основной металл образца № 7 имеет большую твердость по сравнению с основным металлом образца № 6 примерно на 300...500 МПа. В образце № 7 наблюдается меньшая полосчатость структуры, чем в образце № 6, а именно: балл полосчатости составляет № 1 по сравнению с № 26 для образца № 6. Установлено, что термическая обработка образцов-имитаторов сварных соединений стали S460M (термоциклирование при температуре $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ + отжиг при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч + охлаждение на воздухе) обеспечивает формирование в металле ЗТВ благоприятного комплекса ферритно-бейнитных структур за счет формирования игольчатого феррита, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита, снижения полосчатости структуры.

Выводы

1. При сварке конструкционной стали S460M в металле ЗТВ формируется комплекс ферритно-бейнитных структур, который обеспечивает высокие характеристики прочности, пластичности и ударной вязкости.

2. При сварке стали S460M со скоростью охлаждения $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (погонная энергия $40\text{ кДж}/\text{см}$) показатели ударной вязкости металла ЗТВ KCU_{-20} , KCV_{-40} и KCV_{-20} в 2 раза меньше показателей основного металла. При увеличении скорости охлаждения до $10...30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ($9,0 \leq Q_{\text{св}} \leq 22,1\text{ кДж}/\text{см}$) показатели ударной вязкости при всех температурах испытаний находятся на уровне исходного металла и даже превышают их за счет формирования структур нижнего бейнита.

3. При скорости охлаждения выше $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ($Q_{\text{св}} < 9,0\text{ кДж}/\text{см}$) наблюдается снижение показателей ударной вязкости образцов с острым надрезом до значений $62...68\text{ Дж}/\text{см}^2$ за счет формирования преимущественно мартенситной структуры в металле ЗТВ.

4. Термическая обработка сварных соединений стали S460M по режиму термоциклирования (нагрев до $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ со скоростью $w_{6/5} = 25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ + отжиг при $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 1 ч и охлажде-

ние на воздухе) обеспечивает повышение механических свойств сварных соединений за счет снижения полосчатости структуры, уменьшения доли Видманштеттового феррита и перлита.

Список литературы

- Одесский П. Д., Молодцов А. Ф., Морозов Ю. Д. (2011) Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций. *Монтажные и специальные работы в строительстве*, **5**, 20 - 25.
- Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В. (2008) Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение. Сер. Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*, **4**, 103 - 108.
- Прокат горячекатаный конструкционный марки S460M/ML DSTU EN 10025-4:2007 термомеханически-обработанная мелкозернистая свариваемая сталь. Электронный ресурс. Режим доступа: www.metinvestholding.com
- BS EN 10025-4: 2004 *Hot rolled products of structural steels*. Part 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine grain structural steels.
- Позняков В. Д., Жданов С. Л., Завдовеев А. В. и др. (2016) Свариваемость высокопрочной микролегированной стали S460M. *Автоматическая сварка*, **12**, 23 - 30.
- Günther H. P., Hildebrand J., Rasche C. et al. (2012) Welded connections of high-strength steels for the Building Industry. *Welding in the World*, **5**, 6, 86-106.
- Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, **3**, 31 - 34.
- Костин В. А., Григоренко Г. М., Жуков В. В. (2013) Особенности формирования структуры при сварке высокопрочных сталей с карбонитридным упрочнением. *Вісник НУК ім. адм. Макарова*, **1**, 34 - 41.

References

- Odessky, P.D., Molodtsov, A.F., Morozov, Yu.D. (2011) New efficient low-alloy steels for building metal structures. *Montazhnye i Spetsialnye Raboty v Stroitelstve*, **5**, 20-25 [in Russian].
- Bolshakov, V.I., Laukhin, D.V., Beketov, A.V. (2008) Use of low-carbon high-strength steels in metal structures of the carcass superstructure of five-storey residential buildings. In: *Building. Material sciences. Mechanical engineering. Series: Innovative technologies for the life cycles of civil, industrial and transport facilities*, Vol. 47, 103-108 [in Russian].
- Hot-rolled structural steel S460M /ML DSTU EN 10025-4:2007. *Thermomechanical treated fine-grained welded steel*. www.metinvestholding.com [in Russian].
- BS EN 10025-4:2004: *Hot-rolled products of structural steels*. Pt 4: Technical delivery conditions for thermomechanical rolled weldable fine-grain structural steels [in Russian].
- Poznyakov, V.D., Zhdanov, S.L., Zavidov, A.V. et al. (2016) Weldability of high-strength microalloyed steel S460M. *The Paton Welding J.*, **12**, 21-28 [in Russian].
- Günter, H.P., Hildebrand, J., Rasche, C. et al. (2012) Welded connections of high-strength steels for the building industry. *Welding in the World*, **5**, 6, 86-106.
- Grigorenko, G.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22-24 [in Russian].
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Zhukov, V.V. (2013) Features of the structure formation in the welding of high-strength steels with carbonitride hardening. *Visnyk NUK im. Adm. Makarova*, **1**, 34-41 [in Russian].

Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков,
Т. О. Зубер, В. А. Костін

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

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ
ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ МІКРОЛЕГОВАНОЇ
КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ S460M

Конструкційні сталі класу міцності С440 та вище знайшли широке застосування в висотному будівництві, мостобудуванні, вантажному залізничному транспорті. Застосування прокату зі сталі з межею текучості 440 МПа дозволяє знизити металомісткість конструкції на 39 % в порівнянні зі сталлю марки Ст3пс (С275) та на 26 % в порівнянні зі сталлю марки 09Г2С (С345). В даній роботі розглянуто особливості формування структури зварних з'єднань конструкційної сталі S460M. Побудована термкінетична діаграма розпаду аустеніту сталі S460M. Встановлено вплив швидкості охолодження зразків-імітаторів металу ЗТВ на структуру та характеристики міцності. З'ясовано, що термічна обробка зварних з'єднань сталі S460M (термоцикування при температурі 1200 °C зі швидкістю 25 °C/s + відпал при 950 °C протягом 1 год. + охолодження на повітрі) забезпечує формування в металі ЗТВ сприятливого комплексу феритно-бейнітних структур за рахунок зниження полосчатості структури, зменшення частки Відманштеттового фериту та перліту. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: високоміцна сталь, термічний цикл зварювання, мікроструктура, голчастий ферит, швидкість охолодження, діаграма розпаду аустеніту

G.M. Grigorenko, V.D. Poznyakov,
T.A. Zuber and V.A. Kostin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

PECULIARITIES OF FORMATION OF STRUCTURE
IN WELDED JOINTS OF MICROALLOYED
STRUCTURAL STEEL S460M

Structural steels of C440 strength class and more have found wide application in high-rise construction, bridge construction and freight rail transport. Application of steel roll stock with yield strength of 440 MPa allows reducing specific quantity of metal per structure by 39 % in comparison with steel of St3ps (killed) (C275) grade and by 26 % in comparison with 09G2S (C345) steel grade. Present work examines the peculiarities of formation of structure in the welded joints of structural steel S460M. A CCT diagram of austenite decay in steel S460M was plotted. Effect of cooling rate of HAZ metal model samples on structure and strength properties was determined. It is shown that heat treatment of welded joints of steel S460M (thermocycling, i.e. heating to 1200 °C with 25°C/s rate plus annealing at 950 °C during 1 h plus air cooling) provides formation in HAZ metal of a favorable complex of ferrite-bainite structures due to decrease of banded structures, reduction of portion of Widmanstatten ferrite and pearlite. 8 Ref. 2 Tabl., 7 Fig.

Keywords: high-strength steel, welding thermal cycle, microstructure, acicular ferrite, cooling rate, austenite decay diagram.

Поступила в редакцию 16.06.2017

9 МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И
ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРОВ»

17 - 19 сентября 2018 г.

Учебный центр подготовки
руководителей Национального
исследовательского университета
«Высшая школа экономики»,
г. Санкт-Петербург, Пушкин

Тематика конференции

1. Физические основы и математическое моделирование лучевых технологий. CAD-CAM-CAE системы.
2. Оборудование и технологии сварки, наплавки и термообработки.
3. Оборудование и технологии аддитивного производства.
4. Оборудование и технологии резки, прошивки отверстий и обработки поверхности.
5. Метрология, системы измерений и дефектоскопия.

Официальные языки конференции: английский, русский

www.ilwt-stu.ru

ЭФФЕКТИВНОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДОВ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В. А. ДЕГТЯРЕВ

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины.
01014, г. Киев-14, ул. Тимирязевская, 2. E-mail: ips@ipp.kiev.ua

Показана эффективность выбора неповреждающих режимов виброобработки сварных элементов металлоконструкций низкоуглеродистой стали с целью снижения в них остаточных напряжений без опасности усталостного повреждения на стадии технологической обработки. Сравнительные усталостные исследования показали увеличение долговечности виброобработанных сварных соединений и повышение их предела выносливости по мере увеличения базы испытаний. Предложен метод определения пределов выносливости стыковых сварных соединений низкоуглеродистой стали после разных режимов высокочастотной механической проковки, используя экспериментальные данные измерения глубины канавки. Показана эффективность повышения их предела выносливости в зависимости от скорости высокочастотной механической проковки и амплитуды колебаний рабочего инструмента. Проанализированы результаты экспериментальных исследований повышения сопротивления усталости сварных соединений низколегированных и низкоуглеродистых сталей при гармоническом и повторном ударном нагружении при температуре -60°C после высокочастотной механической проковки, аргонодуговой, взрывной, механической обработок и представлен сравнительный анализ их эффективности. Библиогр. 23, табл. 4, рис. 10.

Ключевые слова: сварное соединение, сопротивление усталости, предел выносливости, остаточные напряжения, глубина канавки, скорость проковки

К настоящему времени уже накоплен большой опыт использования различных технологических методов повышения сопротивления усталости сварных соединений [1–3]. Применение того или иного метода связано с особенностью производства, наличием технологического оборудования, условиями эксплуатации и так далее. Однако многие из них требуют своей оптимизации и проведения дополнительных исследований. Это в полной мере касается виброобработки (ВО) [4] и высокочастотной механической проковки (ВМП) [5] сварных элементов металлоконструкций.

Анализ работ, посвященных виброобработке, показал, что ее используют в целях снижения остаточных напряжений (ОН) растяжения, которые могут уменьшить срок службы изделия [1], или изменить его форму [6]. Ее преимущество в том, что, подвергая циклическому нагружению в целом всю конструкцию, происходит снижение ОН в элементах, имеющих разную жесткость, за один технологический цикл. Однако недостаток ВО в том, что величина переменных напряжений в конструкциях, создаваемых механическими вибраторами, подбирается опытным путем [7, 8].

Высокочастотная механическая проковка разных типов сварных соединений обеспечивает существенное повышение их сопротивления усталости и ресурс [9], в том числе в условиях низких климатических температур, за счет упрочнения узкой зоны в месте перехода шва к основному ме-

таллу. В настоящее время достигнут ощутимый прогресс в поиске надежного критерия, отражающего ее эффективность. Вместо скорости перемещения рабочего инструмента вдоль сварного шва [10, 11] предложена методика оценки повышения пределов выносливости по глубине канавки [12], образующейся после ВМП, и предложены параметры скорости ВМП в зависимости от амплитуды колебаний рабочего инструмента. Однако до настоящего времени остается неисследованным влияние разных режимов обработки на сопротивление усталости сварных соединений.

Целью настоящей работы являлась оптимизация различных видов упрочняющей обработки сварных соединений, экспериментальная оценка их влияния на сопротивление усталости сварных образцов и элементов металлоконструкций.

Объекты исследования, испытательное оборудование. Исследования влияния видов упрочняющих обработок проводились как в лабораторных условиях на сварных образцах из низколегированных и низкоуглеродистых сталей со стыковым и тавровым соединениями, так и в производственных условиях на сварных балках коробчатого сечения (далее балки) из листовой стали толщиной 20 мм, моделирующих конструкцию поддизельной рамы тепловоза. Используемые марки сталей проката, основные размеры образцов и их механические свойства приведены в табл. 1.

Образцы вырезались либо из сварных заготовок с размерами в плане 400×660 мм, у которых стыковые соединения выполнялись ручной элек-

Таблица 1. Основные размеры сварных образцов и механические свойства сталей при комнатной температуре

Марка стали, вид соединения	Размеры, мм						σ_T , МПа	σ_B , МПа
	h	b	L	e	κ	H		
14X2ГМР, стыковое	16	80	Ø	12	-	-	702	800
12ГН2МФАЮ, стыковое	24	Ø	Ø	-	-	-	620	710
15ХСНД, тавровое	14	80	Ø	12	14	Ø	435	600
09Г2С, тавровое	20	Ø	Ø	-	20	36	340	520
сталь 20, с продольным ребром	20	100	Ø		12	Ø	290	Ø
сталь 20, балка	190	170	2100				290	Ø
Ст.3сп, стыковое	14	Ø	Ø				300	470

Примечание: h, b, L – толщина, ширина, длина образца; e – ширина наплавки; κ, H – толщина и высота приваренного ребра.

тродуговой сваркой (сталь 14X2ГМР), или полуавтоматической в среде углекислого газа (стали 12ГН2МФАЮ, Ст.3сп), а тавровые соединения — автоматической сваркой под флюсом (стали 15ХСНД и 09Г2С), либо индивидуально с приваренным вдоль длинной стороны образца полуавтоматической сваркой в среде углекислого газа ребром (сталь 20). Для получения пределов выносливости сварных конструкций по результатам испытаний образцов последние должны иметь высокие остаточные напряжения, которые создавались путем наплавки на тыльную сторону образца продольного валика, или погружением его на половину толщины в воду. Остаточные напряжения в балках из стали 20 создавались путем нанесения по краям продольных наплавки, а концентраторы напряжений — приваркой в поле ОН растяжения специальных накладок. Величина и знак ОН в направлении, совпадающем с направлением приложения нагрузки, определялись магнитошумовым методом, основанным на использовании эффекта Баркгаузена [13]. Учитывая, что в околошовной зоне в результате сварки материал претерпевает структурные изменения, для повышения точности оценки величины и распределения ОН предварительно строилась серия градуировочных кривых. Каждая кривая определялась на том расстоянии от наплавки, на котором происходило определение ОН.

Испытания образцов на усталость проводились при изгибе в условиях заданного коэффициента асимметрии цикла напряжений R при гармоническом нагружении в режиме заданной амплитуды деформации и повторном ударном нагружении в режиме заданной энергии удара при температуре $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ [14]. Амплитуда напряжений измерялась тензометрическим методом. При низкотемпературных испытаниях образцы охлаждались регулируемой подачей жидкого азота через специально выполненные в них отверстия. За критерий разрушения образцов принимали образование предельной длины трещины на поверхности, равной 10 мм, что соответствует ее докритической глубине примерно 2,5 мм [3], или их хрупкое разрушение при меньшей длине трещины.

Виброобработка балок проводилась как посредством электромеханического вибратора ИВ107 путем создания переменных напряжений на резонансных или околорезонансных частотах, так и пульсатором ЦДМ-200пу в режиме вынужденных колебаний, позволяющим проводить испытания при любой асимметрии цикла. Амплитуда напряжений измерялась тензометрическим методом. При испытаниях использовались трехточечная и консольная схемы нагружений.

Высокочастотной механической проковке подвергалась линия сплавления сварного шва с основным металлом посредством ультразвукового магнитострикционного преобразователя [15] с частотой колебаний 24,5 КГц, возбуждаемого генератором УЗГ-10М, и потребляемой мощностью 1,2 кВт, а впоследствии использовался ультразвуковой пьезокерамический инструмент USP-300 [16] с частотой колебаний 22,0 КГц. Деформирующий механизм обоих инструментов представлял собой специальную головку со встроенными в нее в ряд четыремя стальными стержнями диаметром 3 мм. После ВМП образуется канавка шириной 2,8...3,5 мм с глубиной h , зависящей от скорости V перемещения рабочего инструмента вдоль шва (скорость проковки), которую определяли как отношение длины обрабатываемого шва ко времени обработки. При каждой скорости обрабатывалось не менее двух образцов, а значение глубины канавки определялось как среднее арифметическое.

Результаты исследований и их обсуждение.
Анализ эффективности виброобработки. Оптимизация методики виброобработки, заключающаяся в выборе неповреждающих режимов нагружения с целью снижения ОН, отрабатывалась на примере испытаний сварных балок из стали 20 (см. табл. 1). Для определения комплексной диаграммы предельных напряжений цикла (ДПНЦ), необходимой для этой цели, использовались образцы из стали 20 с приваренным вдоль длинной стороны ребром. Приварка ребра полуавтоматическим способом в среде углекислого газа при погружении образца на половину толщины в воду позволила создать на границе перехода шва к основному металлу высокие ОН растяжения, равные

0,76 предела текучести материала σ_T . Проведенные усталостные испытания в условиях гармонического нагружения при значениях R , равных 0 и 0,7 (линия 1), а цилиндрических образцов на циклическую ползучесть при $R = 0,7$ и 0,85 (линия 2), позволили определить область (заштрихованная) безопасного, с точки зрения усталостного разрушения, нагружения (рис. 1). Сверху и снизу она ограничивается линиями пределов выносливости 1 и пределов циклической ползучести $\sigma_{цпR}$ [17] 2 соответственно. На рисунке показана часть диаграммы. Значения $\sigma_{цпR}$ определялись при $\varepsilon_{пл} = 0,2\%$ в условиях растяжения, так как, принимая во внимание размеры поперечного сечения виброобрабатываемых балок, градиент напряжений равен нулю. Выбор напряжений от внешней нагрузки при условии, что максимальные напряжения (с учетом остаточных) находятся ниже линии 1 обеспечит отсутствие усталостных повреждений, а выше линии 2 — процесс эффективного снижения ОН. Перед началом испытаний по ширине балок определялись эпюры исходных ОН. В качестве примера на рис. 2 приведена одна из них. Несимметричность левой и правой части эпюры объясняется порядком наложения наплавки. Более высокие ОН свидетельствуют о том, что на этом участке балки наплавки выполнялись последними. В дальнейшем, при анализе кинетики ОН использовалось значение исходного максимального остаточного напряжения растяжения $\sigma_{ост}^H$. На рис. 1 представлено два варианта снижения ОН. В первой партии балок при значении $\sigma_{ост}^H = 245$ МПа (т. А) его снижение осуществлялось в условиях симметричного цикла напряжений. Такой вид нагружения обеспечивает вибратор. Продолжительность ВО на околорезонансной частоте, равной 95 Гц, составляла примерно 20 мин, что соответствовало 10^5 циклам нагружений. Об окончании процесса судили по изменению тока, потребляемого вибратором. При максимально допустимой амплитуде напряжений $\sigma_a = 40$ МПа снижение ОН произошло до $(0,6...0,62)\sigma_T$ (т. A_1). Также следует отметить, что при значении исходного ОН, равного 120 МПа и составляющего $0,41\sigma_T$, ВО не приводит к его изменению (кривая 2 на рис. 2). Если учесть принятое в литературе мнение [3], что ОН, равные $0,5\sigma_T$, уже не влияют на предел выносливости, то очевидна необходимость их дальнейшего снижения. Однако для этого необходимо увеличить амплитуду напряжений (отрезок АВ) настолько, что наряду с их снижением может произойти усталостное повреждение конструкции. Поэтому для эффективного их снижения (особенно, если ОН незначительны уже в исходном состоянии) необходимо приложение асимметричной вибрационной нагрузки. С этой целью

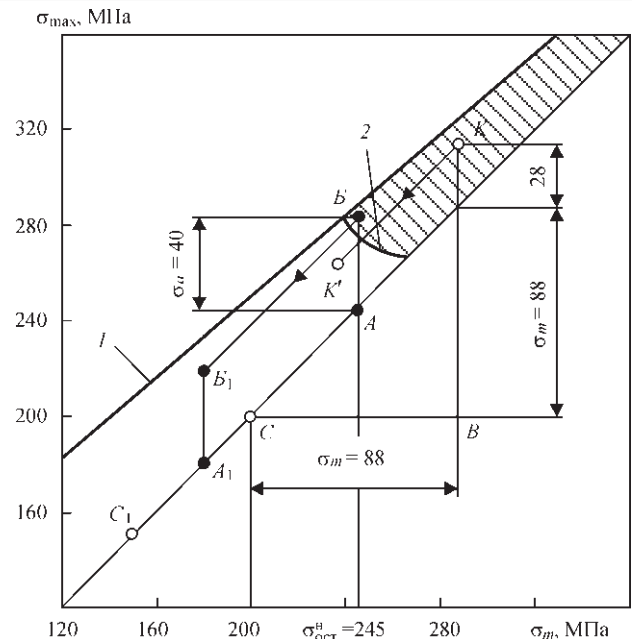


Рис. 1. Снижение ОН в сварных балках коробчатого сечения из стали 20 (1 — линия предельных напряжений; 2 — линия пределов циклической ползучести материала при растяжении)

вторая партия балок была испытана на пульсаторе ЦДМ-200пу (вариант 2) при асимметричном цикле гармонического нагружения. При значении $\sigma_{ост}^H = 200$ МПа (т. С) были рассчитаны параметры внешней нагрузки (значения представлены на рисунке). В отличие от симметричного цикла в этом случае можно достигать значительно большего максимального напряжения (т. К), соблюдая условие безопасного нагружения. Определенные в нескольких балках ОН снизились примерно до $\sigma_K^K = 145...155$ МПа (т. C_1), что соответствует $(0,5...0,52)\sigma_T$. Таким образом, асимметричное нагружение позволяет значительно расширить возможности ВО за счет увеличения напряжений от внешней нагрузки, оставляя их в безопасной области. Видно, что обработка вибратором снизила исходные ОН в среднем на 20 %, а пульсатором

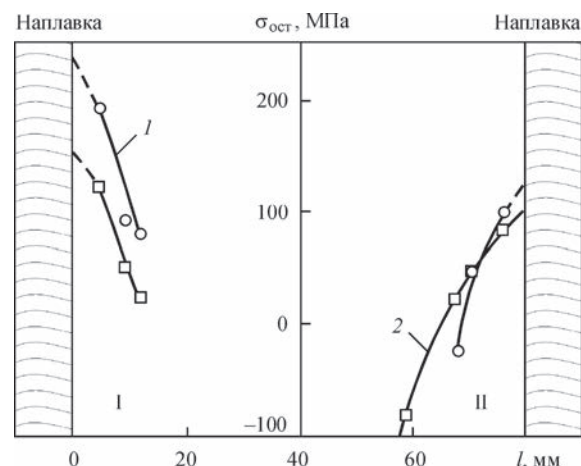


Рис. 2. Распределение ОН по ширине балки с продольными наплавками в исходном состоянии (1) и после ВО (2)

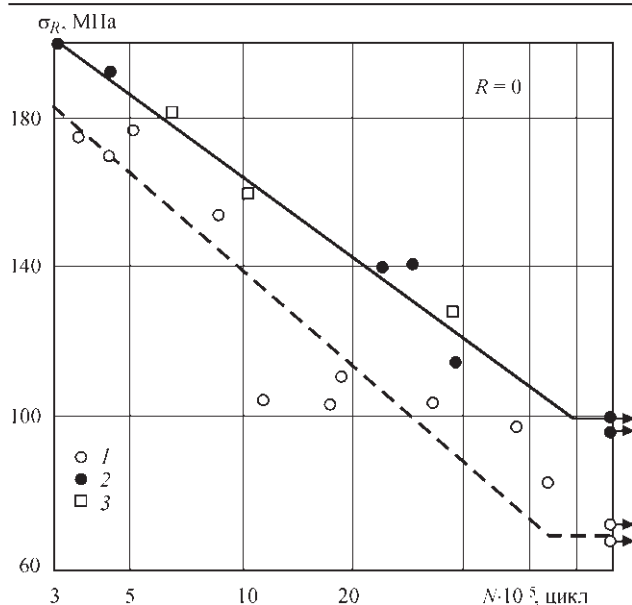


Рис. 3. Кривые усталости сварных образцов из стали 20 с приваренным ребром в исходном состоянии (1), после ВО (2) и термообработки (3)

на 32 %, которые составили 0,61 и 0,51 предела текучести соответственно. В качестве сравнения значения ОН в балках после термообработки составили в среднем $0,35\sigma_T$.

Для оценки влияния низких ОН были проведены сравнительные усталостные испытания образцов. Предварительно исходные ОН снижались в них неповреждающими режимами нагружения до уровня, равного $0,5\sigma_T$. Анализ полученных результатов исследований при гармоническом отнулевом нагружении в условиях комнатной температуры (рис. 3) свидетельствует об увеличении долговечности образцов после ВО во всем диапазоне приложения напряжений (кривая 2). Для сравнения на рисунке приведена также кривая усталости образцов с высокими остаточными напряжениями в исходном состоянии (кривая 1). Видно, что с понижением нагрузки действие остаточных напряжений проявляется в большей мере, вследствие чего долговечность виброобработанных образцов с увеличением базы испытаний по сравнению с исходным состоянием увеличивается, а предел выносливости повышается. Например, на базе $2 \cdot 10^6$ и $5 \cdot 10^6$ циклов нагружений он повысился на 27 и 40 % соответственно.

Чтобы оценить долговечность образцов при еще меньших значениях ОН, были проведены испытания образцов, подвергшихся отпуску при 600...620 °С. Максимальное ОН в них составило примерно $0,35\sigma_T$. Видно, что точки неплохо ложатся на кривую усталости виброобработанных образцов. Подобные результаты были получены при сравнительных усталостных испытаниях соединительных балок 120-тонной железнодорожной цистерны [18]. Основываясь на результатах испы-

таний образцов, можно предположить подобное повышение сопротивления усталости и увеличение долговечности металлоконструкций после ВО в реальных условиях их эксплуатации.

Таким образом, проведенные испытания показали, что для увеличения долговечности и сопротивления усталости ответственных конструкций из низкоуглеродистой стали нет необходимости во всех случаях применять дорогостоящую процедуру термообработки для максимального снижения в них ОН.

Однако опыт эксплуатации многих металлоконструкций свидетельствует о их усталостном разрушении в узкой зоне перехода шва к основному металлу. Такую задачу с успехом решает высокочастотная механическая проковка.

Анализ эффективности высокочастотной механической проковки. Проведенные ранее исследования [12] позволили предложить оптимальный режим обработки, при котором обеспечивается глубина канавки после проковки зоны сварного шва не менее 0,14 мм. На основании полученных зависимостей следует, что такой глубине канавки соответствует скорость перемещения рабочего инструмента вдоль сварного шва $V = 0,065$ м/мин при амплитуде колебаний торца волновода $a = 19$ мкм и 0,092 м/мин — при 26 мкм. Это хорошо иллюстрируют результаты сравнительных усталостных испытаний тавровых соединений низколегированной стали 09Г2С (рис. 4) и стыковых соединений низкоуглеродистой стали Ст.3сп (рис. 5) в условиях гармонического нагружения при комнатной температуре и ударного нагружения при -60 °С. После порезки сварной заготовки на образцы последние (см. табл. 1) подвергались ВМП. Анализ данных (рис. 4) свидетельствует о том, что в исходном состоянии сопротивление усталости в условиях повторного ударного нагружения при -60 °С (кривая 3) меньше, чем гармонического нагружения и комнатной температуре (кривая 2). Пределы выносливости, определенные на базе $2 \cdot 10^6$ циклов нагружений, составили 307 и 360 МПа соответственно. Упрочнение образцов со скоростью проковки выше рекомендуемой показало, что их сопротивление усталости в условиях повторного ударного нагружения несколько повысилось, однако оно не превысило сопротивления усталости в исходном состоянии при гармоническом нагружении. Точки легли на кривую усталости 2. ВМП, выполненная в строгом соответствии с рекомендуемой в работе скоростью, позволила существенно повысить сопротивление усталости в условиях ударного нагружения во всем исследованном диапазоне долговечности (кривая 1). Предел выносливости повысился на 21 % по сравнению с данными испытаний образцов в исходном состоянии

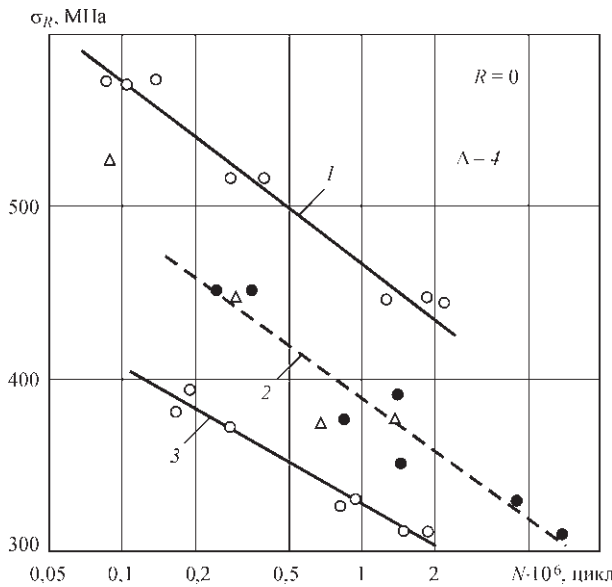


Рис. 4. Кривые усталости тавровых соединений стали 09Г2С в исходном состоянии (2, 3), после ВМП (1, 4); в условиях гармонического нагружения при комнатной температуре (2) и ударного нагружения при -60°C (1, 3, 4)

в условиях гармонического нагружения. Анализ результатов испытаний сварных соединений стали Ст.3сп (рис. 5), обработанных со скоростью проковки, равной 0,065 м/мин, показал, что предел выносливости составил 375 МПа (кривая 1), что на 87 % выше такового, полученного при испытаниях образцов в исходном состоянии (кривая 2). При отступлении от рекомендаций относительно скорости проковки и нарушении технологии ВМП имелись наплывы металла на сварной шов — «гребешки», явившиеся мощными источниками концентрации напряжений. В этом случае трещина усталости развивалась из этих гребешков. Аналогичные результаты получены в работе [19]. В результате долговечность таких образцов увеличилась примерно в 2,5 раза по сравнению с исходным состоянием,

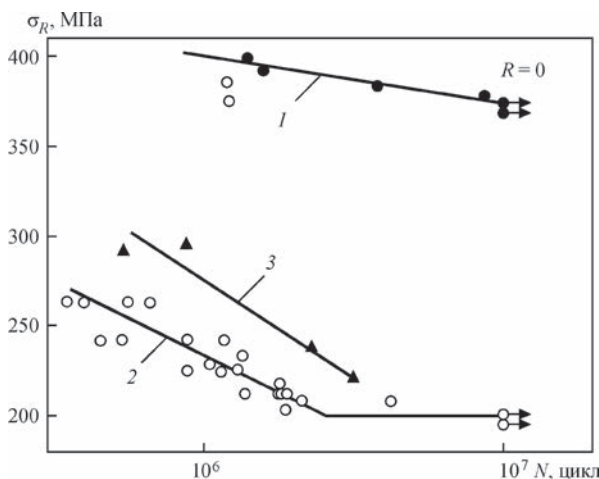


Рис. 5. Кривые усталости стыковых соединений стали Ст.3сп: 1 — в соответствии с рекомендуемой скоростью проковки; 2 — в исходном состоянии; 3 — с отступлением от рекомендуемой технологии ВМП

а повышение предела выносливости составило всего 11 % (кривая 3).

Известно, что в результате ВМП происходит деформационное упрочнение материала на некоторую глубину от поверхности канавки. Очевидно, разным режимам обработки будет соответствовать не только разная глубина пластически деформированного слоя, но и разная глубина канавки h . Влияние разных режимов обработки на сопротивление усталости определялось на примере испытаний сварных стыковых соединений стали Ст.3сп (см. табл. 1). После порезки сварной заготовки на образцы последние подвергались ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента $a = 19$ мкм и приведенной скорости его перемещения V , равной 0,232, 0,116 и 0,06 м/мин соответственно. После упрочнения образцы зависящая от скорости обработки канавка шириной 2,8...3,5 мм и глубиной, равной 0,041, 0,062, 0,143 мм соответственно. Анализ влияния глубины канавки на эффект упрочнения, выражающийся в повышении предела выносливости сварного соединения, выполнен на основании рис. 6, на котором отмечены экспериментально определенные пределы выносливости сварных стыковых соединений в исходном состоянии ($\sigma_R^H = 200$ МПа) и при скорости ВМП, равной 0,065 м/мин ($\sigma_R = 375$ МПа), при $a = 19$ мкм (см. рис. 5), а также соответствующие им значения глубины канавки. Расчетная зависимость предела выносливости сварных соединений от текущей глубины канавки h_i в этом случае имеет вид

$$\sigma_R^i = \sigma_R^H + K h_i = \sigma_R^H + \frac{\sigma_R - \sigma_R^H}{h} h_i, \quad (1)$$

где $K = \frac{\sigma_R - \sigma_R^H}{h}$ — коэффициент корреляции; h_i — текущее значение глубины канавки, полученной после разной скорости ВМП.

По известным значениям пределов выносливости сварных соединений и экспериментально установленной $h = 0,143$ мм нашли, что $K = 1,224 \cdot 10^3$ МПа/мм. Предложенное выражение позволяет расчетным способом оценить предел выносливости сварного соединения (затемненные точки) при любой глубине канавки, не проводя трудоемких и продолжительных во времени испытаний. Расчетные значения σ_R^i приведены в табл. 2. Предположение о пропорциональном повышении предела выносливости упрочненного сварного соединения с увеличением h_i требует дальнейшего экспериментального подтверждения. Однако в пользу пропорционального его увеличения свидетельствуют как литературные данные испытаний упрочненных образцов [20], так и имеющиеся сведения о пропорциональной зависимости между глубиной канавки и долговечностью

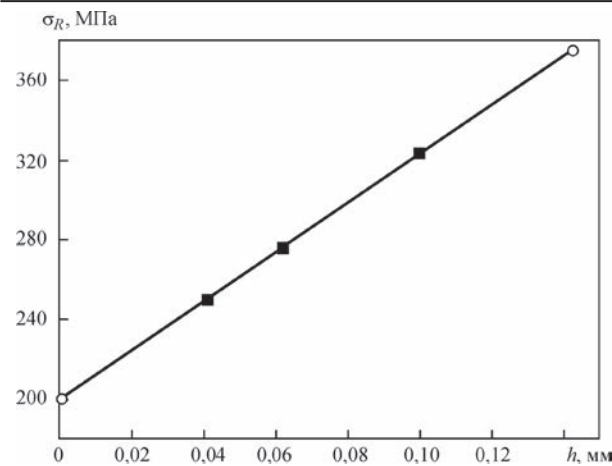


Рис. 6. Расчетная (темные точки) и экспериментальная (светлые точки) зависимость предела выносливости упрочненных стыковых сварных соединений от глубины канавки

глубина канавки представляет собой интегральную характеристику, косвенно отражающую глубину пластически деформированного слоя и возникающих при этом ОН сжатия. Полученная в работе [12] глубина канавки для данной толщины сварного соединения рассматривается в качестве оптимальной, так как дальнейшее ее увеличение может не сопровождаться упрочнением и увеличивается вероятность шелушения упрочненной поверхности, что негативно сказывается на сопротивлении усталости образцов. Что касается коэффициента концентрации напряжений то, как показали ранее проведенные исследования [21], доля его влияния в общей совокупности всех факторов составляет всего 14 %.

Известно, что глубина канавки в значительной степени зависит от амплитуды колебаний рабочего инструмента. Как показала практика, наиболее часто сварные элементы металлоконструкций обрабатываются при a , изменяющейся в пределах от 19 до 26 мкм. В связи с этим, используя ранее полученные зависимости глубины канавки от скорости ВМП при амплитудах 19 и 26 мкм [12], на рис. 7 показан сводный график, на котором приведены зависимости между глубиной канавки и пределом выносливости сварных соединений (табл. 2) с одной стороны, и между глубиной канавки и скоростью проковки при разной амплитуде колебаний рабочего инструмента с другой, соответственно. Анализ представленных в таком виде результатов позволяет определить не только изменение глубины канавки при заданной скорости проковки в зависимости от амплитуды колебаний рабочего инструмента, но и предел выносливости сварного соединения. Из графика следует, что по мере увеличения скорости обработки глубина канавки уменьшается, а влияние амплитуды колебаний рабочего инструмента на прочностные характеристики становится менее эффективным, так как кривые 1 и 2 практически сходятся. При $V = 0,4$ м/мин h практи-

Таблица 2. Зависимость пределов выносливости стыковых соединений от глубины канавки и соответствующая им скорость ВМП при разной амплитуде колебаний рабочего инструмента

Глубина канавки h_p , мм	Предел выносливости σ_R , МПа		Скорость ВМП (м/мин) при амплитуде колебаний	
	расчет	эксперимент	$a = 19$ мкм	$a = 26$ мкм
0,041	251	-	0,4	0,4
0,062	278	-	0,11	0,24
0,1	325	-	0,075	0,125
0,143	379	375	0,06	0,092

чески не зависит от a , что определяет, в свою очередь, одинаковые значения пределов выносливости сварных образцов. Полученный эффект может иметь практическое значение при использовании данной технологии упрочнения.

Зачастую при ремонтно-восстановительных работах в труднодоступных местах элементов конструкций не всегда возможно надежно определить глубину канавки, а легче фиксировать скорость проковки. В связи с этим на рис. 8 приведены зависимости пределов выносливости сварных соединений от скорости проковки, определенные при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 и 26 мкм соответственно. Видно, что с увеличением V происходит не только их снижение, но и уменьшение разницы между ними. Кроме того, при $V = 0,4$ м/мин независимо от a значения σ_R одинаковые, однако на 25 % превышающие предел выносливости сварного соединения в исходном состоянии.

Относительное повышение σ_R сварных соединений, определенных после разной скорости ВМП в диапазоне изменения a от 19 до 26 мкм, хорошо иллюстрируют зависимости, приведенные на рис. 9. Их расчетные значения при текущей амплитуде колебаний рабочего инструмента a_i можно определить по уравнению

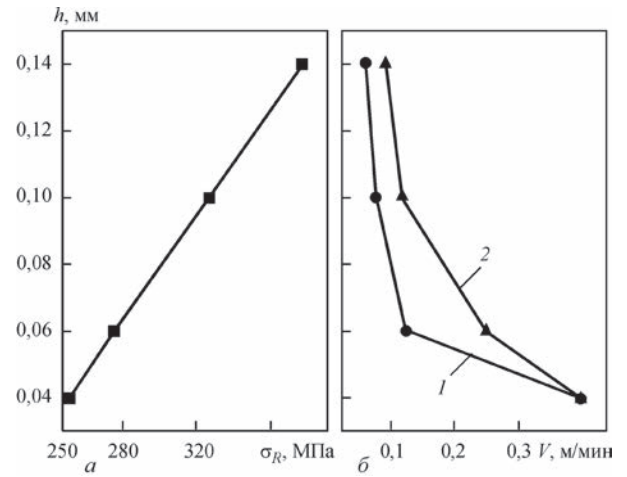


Рис. 7. Зависимость между глубиной канавки и пределом выносливости упрочненных сварных соединений (а), а также скоростью ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 (1) и 26 мкм (2) (б)

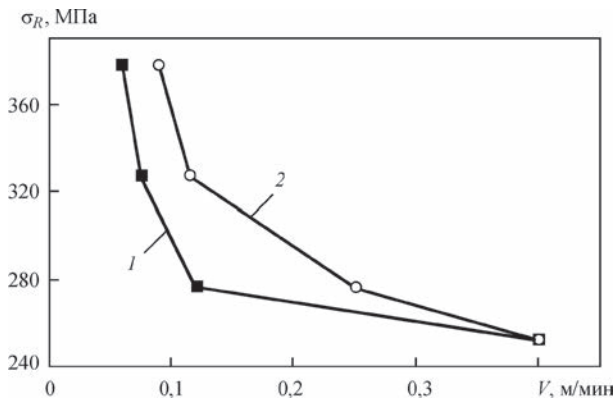


Рис. 8. Зависимость пределов выносливости сварных соединений от скорости ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 (1) и 26 (2) мкм

$$\frac{\sigma_{Ri}}{\sigma_R^H} = \frac{\sigma_{R1}}{\sigma_R^H} + \frac{\sigma_{R2} - \sigma_{R1}}{\sigma_R^H(a_2 - a_1)}(a_i - a_1), \quad (2)$$

где σ_{R1} и σ_{R2} — пределы выносливости сварных соединений, определенные после разной скорости ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента $a_1 = 19$ мкм и $a_2 = 26$ мкм соответственно (табл. 3); $\beta = (\sigma_{R2} - \sigma_{R1}) / (\sigma_R^H(a_2 - a_1))$ — коэффициент с конкретным значением для каждой скорости проковки; $\sigma_R^H = 200$ МПа — предел выносливости сварного соединения в исходном состоянии.

Из анализа результатов, приведенных на рисунке, следует, что как при уменьшении скорости проковки, так и увеличении амплитуды колебаний рабочего инструмента происходит более интенсивное повышение пределов выносливости. Представленные данные позволяют более осознанно подходить к выбору оптимальных режимов высокочастотной механической проковки при различной комбинации ее скорости и амплитуды колебаний рабочего инструмента.

Анализ результатов применения механической, аргонодуговой, взрывной обработок. Упрочнению подвергались зоны сварного шва в образцах из низколегированных сталей.

Механическая обработка (МО) стыкового соединения стали 14Х2ГМР, выполненного ручной электродуговой сваркой, заключалась в удалении усиления шва заподлицо с основным металлом.

Т а б л и ц а 3. Расчетные значения пределов выносливости стыковых сварных соединений, определенных после разной скорости ВМП при разной амплитуде колебаний рабочего инструмента

Скорость ВМП, м/мин	Предел выносливости σ_R , МПа		$\beta \cdot 10^{-2}$, мкм ⁻¹
	$a_1 = 19$ мкм	$a_2 = 26$ мкм	
0,1	290	350	4,29
0,2	269	290	1,79
0,3	255	265	0,714
0,4	250	250	0

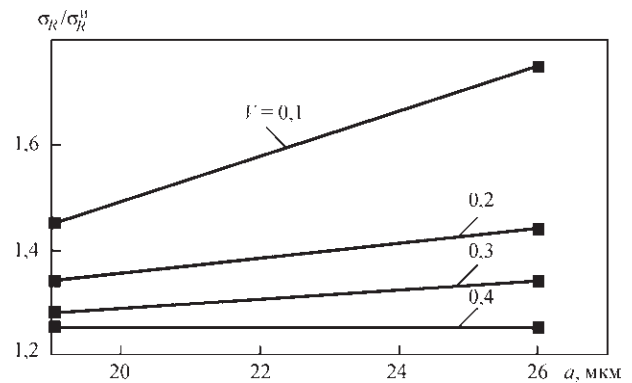


Рис. 9. Относительное повышение пределов выносливости сварных соединений, определенных после разной скорости ВМП в диапазоне изменения амплитуды колебаний рабочего инструмента 19...26 мкм

При аргонодуговой обработке (АДО) стыкового соединения стали 12ГН2МФАЮ, выполненного полуавтоматической сваркой в среде углекислого газа, оплавливались зоны перехода шва к основному металлу неплавящимся вольфрамовым электродом диаметром 4 мм в среде аргона. Тавровое соединение стали 15ХСНД, выполненное автоматической сваркой под флюсом, подвергалось взрывной обработке (ВЗО). Для этого использовались цилиндрические заряды взрывчатого вещества марки ДША-12, уложенные вдоль сварного шва на пластилиновые подкладки.

Эффективность методов упрочнения вышеперечисленных типов сварных соединений в разных условиях циклического нагружения представлена на рис. 10. Чтобы не загромождать рисунки, некоторые кривые усталости приведены без экспериментальных точек. Там же приведены кривые усталости образцов в исходном состоянии. Испытания образцов с ОН проводились при $R = 0$, а без ОН при $R = 0,5$. Такой выбор был сделан на том основании, что, как показали ранее проведенные исследования [22], при $R = 0,5$ пределы выносливости сварных образцов с высокими ОН и без них имеют одинаковые значения. Это дает возможность определить ДПНЦ сварного соединения с высокими ОН по результатам испытаний образцов без ОН. Анализ полученных результатов показал, что сопротивление усталости образцов в исходном состоянии при ударном нагружении ниже, чем при гармоническом (кривые 1, 2). Все обработки повышают сопротивление усталости сварных соединений как при гармоническом, так и ударном нагружении во всем исследованном диапазоне долговечности в пределах 1,1...1,6 раза. Из рисунка также видно, что сопротивление усталости обработанных соединений в условиях ударного нагружения и -60 °С незначительно превышает их сопротивление усталости в исходном состоянии при гармоническом нагружении и комнатной температуре (кривые 2, 3). Это означает, что по-

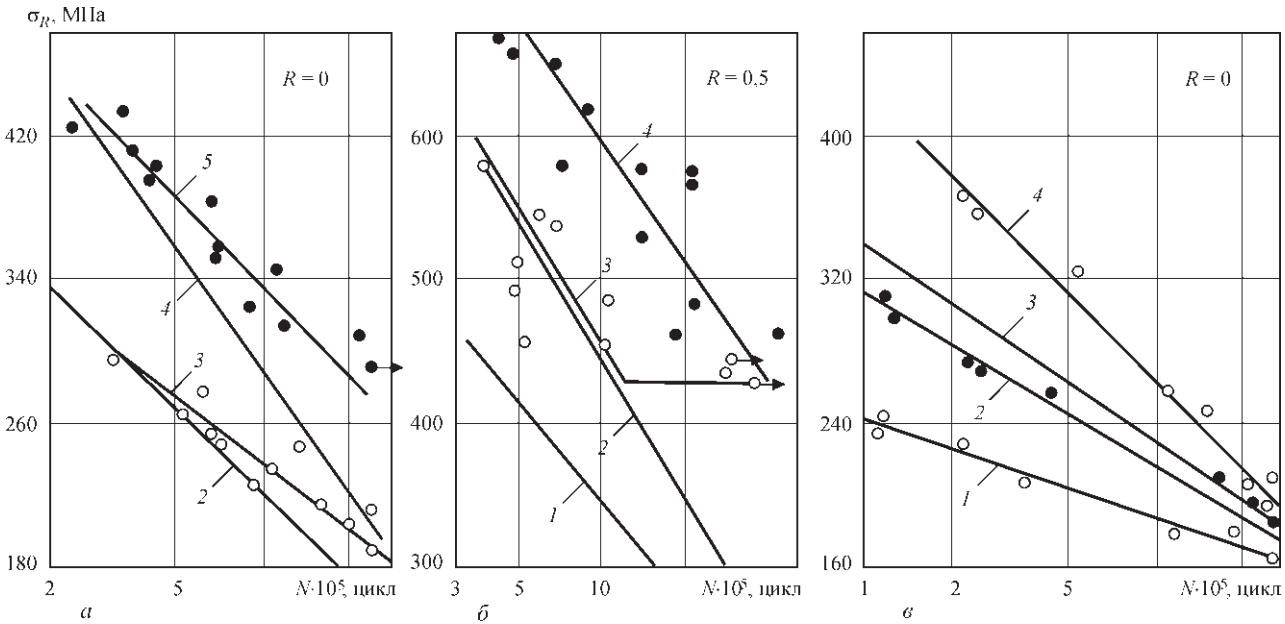


Рис. 10. Кривые усталости стыковых соединений сталей 14Х2ГМР (а) после механической, 12ГН2МФАЮ (б) после аргонодуговой обработок, соответственно, таврового соединения 15ХСНД (в) после взрывной обработки: 1, 3 — ударное нагружение при –60 °С в исходном состоянии и после обработки, соответственно; 2, 4 — гармоническое нагружение при комнатной температуре в исходном состоянии и после обработки, соответственно; 5 — при –60 °С

ложительный эффект от упрочнения нивелируется отрицательным влиянием удара и низкой температуры, что имеет существенное значение для металлоконструкций, эксплуатируемых в условиях Крайнего Севера. Объяснением полученному результату служит то, что в условиях ударного нагружения и низкой температуры существующие в сварных швах поры становятся опасными источниками концентрации напряжений, из которых развиваются трещины усталости. Это было установлено при проведении исследований сварных соединений стали 14Х2ГМР со снятым усилением шва [23].

Чтобы сопоставить эффективность методов упрочнения сварных образцов с учетом различных условий испытания на усталость и дать им количественную оценку, ввели ряд коэффициентов. Влияние обработки на сопротивление усталости сварных соединений в условиях гармонического нагружения и комнатной температуры оценивали коэффициентом K_{V1} , а ударного нагружения и низкой температуры K_{V2} :

$$K_{V1} = \frac{\sigma_{RO}}{\sigma_R}, \tag{3}$$

Таблица 4. Сравнительная оценка влияния вида упрочняющей обработки на сопротивление усталости сварных соединений на базе 10⁶ циклов нагружений

Марка стали, вид соедин.	Вид обработки шва	Характер нагружения	T, °C	σ_R, σ_{RO} , МПа	K_{V1}	K_{V2}	K_{V3}
14Х2ГМР стыковое	МО МО Без обработки	Ударный	-60	245	1,32	-	1,08
		Гармонический	20	295			
		Гармонический	20	225			
12ГН2МФАЮ стыковое	АДО АДО Без обработки Без обработки	Ударный	-60	451	1,37	1,35	1,02
		Гармонический	20	605			
		Гармонический	20	443			
		Ударный	-60	335			
15ХСНД тавровое	ВзО ВзО Без обработки Без обработки	Ударный	-60	235	1,22	1,26	1,07
		Гармонический	20	269			
		Гармонический	20	220			
		Ударный	-60	187			
09Г2С тавровое	ВМП Без обработки Без обработки	Ударный	-60	468	-	1,38	1,18
		Гармонический	20	398			
		Ударный	-60	330			
сталь Ст.3сп стыковое	ВМП Без обработки	Гармонический	20	402	1,71	-	-
		Гармонический	20	235			
сталь 20 с прив. ребром	ВО Без обработки	Гармонический	20	166	1,19	-	-
		Гармонический	20	140			

$$K_{V2} = \frac{\sigma'_{RO}}{\sigma'_R}, \quad (4)$$

где σ_R , σ'_R и σ_{RO} , σ'_{RO} — пределы ограниченной выносливости сварного соединения в исходном состоянии и после дополнительной обработки соответственно, значения которых при одинаковой долговечности определяли по уравнениям кривых усталости.

Совместное влияние обработки, ударного режима нагружения и низкой температуры на сопротивление усталости исследуемых сварных соединений оценивали как

$$K_{V3} = \frac{\sigma'_{RO}}{\sigma_R}. \quad (5)$$

Результаты расчетов коэффициентов для всех видов обработок представлены в табл. 4.

Из таблицы следует, что наиболее эффективным из рассмотренных методов упрочнения является ВМП, которая в условиях гармонического нагружения и комнатной температуры повышает сопротивление усталости упрочненных образцов на 71 %, определенного на базе 10^6 циклов нагружений, а в условиях повторного удара и низкой температуры на 18 % такого же соединения, испытанного в исходном состоянии при гармоническом нагружении и комнатной температуре. Это дает основание рекомендовать ее, при соблюдении правильной технологии обработки, для упрочнения конструкций, эксплуатируемых, в том числе, в условиях холодного климата. Относительно ВО можно отметить следующее. Несмотря на то, что этот метод не выделяется эффективностью повышения сопротивления усталости, однако имеет неоспоримое преимущество, заключающееся в возможности за один технологический цикл обработать элементы конструкции, характеризующиеся разной жесткостью. Анализ табличных данных также показал, что эффект упрочнения практически не зависит от условий испытаний. Это означает, что сопротивление усталости обработанных соединений в сопоставимых условиях испытаний повышается примерно одинаково. Можно отметить также то, что эффективность рассматриваемых обработок по коэффициенту K_{V3} в несколько раз меньше, чем просто в сопоставимых условиях испытаний, т. е. в условиях гармонического нагружения при комнатной температуре или ударного при -60 °С. По эффективности упрочнения, оцениваемого в условиях гармонического нагружения на базе 10^6 циклов, обработки можно расположить в следующей последовательности: ВМП — 71 %, АДО — 37, МО — 32, ВЗО — 22, ВО — 19.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что все

рассмотренные методы упрочняющих обработок повышают сопротивление усталости сварных соединений, но эффективность их разная и в существенной мере зависит от сочетания вида циклического нагружения и температуры окружающей среды.

Выводы

1. Экспериментально апробирована методика оптимизации выбора режимов виброобработки сварных элементов металлоконструкций из низкоуглеродистых сталей, обеспечивающих эффективное снижение остаточных напряжений растяжения без опасности возникновения усталостных повреждений.

2. Предложена методика определения предела выносливости упрочненных технологией высокочастотной механической проковки стыковых сварных соединений по глубине канавки.

3. Установлена эффективность повышения пределов выносливости сварного соединения в зависимости от скорости высокочастотной механической проковки и амплитуды колебаний рабочего инструмента.

4. Установлено, что наиболее эффективным методом упрочнения исследованных сварных соединений, оцениваемых по критерию повышения сопротивления усталости в разных условиях циклического нагружения и температуры окружающей среды, является высокочастотная механическая проковка. Далее обработки по результативности можно расположить в следующей последовательности: аргонодуговая обработка, механическая зачистка усиления шва, взрывная обработка, виброобработка.

Список литературы

1. Аснис А. Е., Иващенко Г. А. (1978) *Повышение прочности сварных конструкций*. Киев, Наукова думка.
2. Кудрявцев И. В., Наумченков Н. Е. (1976) *Усталость сварных конструкций*. Москва, Машиностроение.
3. Труфяков В. И. (1973) *Усталость сварных соединений*. Киев, Наукова думка.
4. Dreger D. R. (1978) Good Vibes Reduce Stresses in Metall Parts. *Machine Design*, 50, 13, 100–103.
5. Ting W., Dongpo W., Lixing H., Yufend Z. (2008) Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT). *International J. of Fatigue*, 3, 1–7.
6. Шпеер Ф. З., Панов В. И. (1983) Вибрационная обработка сварных крупногабаритных конструкций с целью уменьшения деформации и склонности к образованию трещин. *Сварочное производство*, 5, 13–15.
7. Томпсон. Л. (1969) *Способ снятия напряжений в деталях вибрацией и установка для этих целей*. Великобритания, Пат. 1259556.
8. Зимницкий Ю. А., Хвалынский В. Н. (2004) Экспериментальная проверка влияния низкочастотной виброобработки на эксплуатационную надежность корпусных конструкций. *Судостроение*, 1, 50–52.
9. Xiaohui Z., Dongpo W., Lixing H. (2011) Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials and Design*, 32, 88–96.
10. Михеев П. П., Недосека А. Я., Пархоменко И. В. и др. (1984) Эффективность применения ультразвуковой удар-

- ной обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений. *Автоматическая сварка*, **3**, 4–7.
11. Лобанов Л. М., Кирьян В. И., Кныш В. В., Прокопенко Г. И. (2006) Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (обзор). *Там же*, **9**, 3–11.
 12. Дегтярев В. А. (2011) Оценка влияния режимов высокочастотной механической проковки сварных соединений на их сопротивление усталости. *Проблемы прочности*, **2**, 61–70.
 13. Гришаков С. В., Ковалев А. М. (1988) *Использование эффекта Баркгаузена для оценки напряжений и повреждений в ферромагнитных материалах*. АН УССР, Институт проблем прочности. Препр. Киев.
 14. Дегтярев В. А. (1982) Установки типа ДСО для испытаний на усталость при повторном ударном нагружении с различной асимметрией цикла. *Проблемы прочности*, **10**, 110–113.
 15. Статников Е. Ш., Шевцов Е. М., Куликов В. Ф. (1977) Ультразвуковой ударный инструмент для упрочнения сварных швов и уменьшения остаточных напряжений. *Новые физические методы интенсификации технологических процессов*. Москва, Металлургия, сс. 27–29.
 16. Прокопенко Г. И., Клейман Я. И., Козлов О. В. та ін. *Пристрій для ультразвукової ударної обробки металів*. Україна, Пат. 47536. 15.07.2002.
 17. Дегтярев В. А. (1991) Влияние коэффициента асимметрии цикла напряжений на усталость и циклическую ползучесть низколегированных сталей. *Сообщ. 2. Проблемы прочности*, **2**, 27–31.
 18. Висюловский Н. Г., Пожидаев Н. Г., Демин В. М. (1992) Проблемы использования виброобработки вместо термообработки. *Тяжелое машиностроение*, **8**, 20–22.
 19. Marguis G. (2010) Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds. *Engineering Fracture Mechanics*, **7**, 2051–2062.
 20. Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. (1975) *Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность*. Москва, Машиностроение.
 21. Кирьян В. И., Кныш В. В. (2008) Высокочастотная механическая проковка сварных соединений металлоконструкций. *Сварочное производство*, **11**, 36–41.
 22. Шульгинов Б. С., Дегтярев В. А., Матвеев В. В. (1984) О предельных напряжениях цикла сварных соединений с высокими остаточными напряжениями. *Проблемы прочности*, **3**, 58–61.
 23. Шульгинов Б. С., Матвеев В. В., Дегтярев В. А., Дудин А. И. (1985) О влиянии микродефектов в сварных швах на сопротивление усталости металлоконструкций горнодобывающей, транспортной техники. *Тез. докл. 2. республ. конференции по повышению надежности и долговечности машин и сооружений*. Киев, Наукова думка, сс. 167–168.
 24. Zimnitsky, Yu.A., Khvalynsky, V.N. (2004) Experimental verification of influence of low-frequency vibrotreatment on service reliability of hull structures. *Sudostroenie*, **1**, 50–52 [in Russian].
 25. Xiaohui, Z., Dongpo, W., Lixing, H. (2011) Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials & Design*, **32**, 88–96.
 26. Mikheev, P.P., Nedoseka, A.Ya., Parkhomenko, I.V. et al. (1984) Efficiency of application of ultrasonic peening treatment for improvement of fatigue resistance of welded joints. *Avtomatich. Svarka*, **3**, 4–7 [in Russian].
 27. Lobanov, L.M., Kirian, V.I., Knysh, V.V. et al. (2006) Improvement of fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review). *The Paton Welding J.*, **9**, 2–8 [in Russian].
 28. Degtyarev, V.A. (2011) Evaluation of effect of high-frequency mechanical peening modes of welded joints on their fatigue resistance. *Problemy Prochnosti*, **2**, 61–70 [in Russian].
 29. Grishakov, S.V., Kovalev, A.M. (1988) *Application of Barkhausen effect for evaluation of stresses and damages in ferromagnetic materials*. Kiev, IPS [in Russian].
 30. Degtyarev, V.A. (1982) Units of DSO type for fatigue tests under shock reloading with different cycle asymmetry. *Problemy Prochnosti*, **10**, 110–113 [in Russian].
 31. Statnikov, E.Sh., Shevtsov, E.M., Kulikov, V.F. (1977) Ultrasonic peening instrument for strengthening of welds and reducing the residual stresses. In: *New physical methods of intensification of technological processes*. Moscow, Metallurgiya, 27–29 [in Russian].
 32. Prokopenko, G.I., Kleiman Ya.I., Kozlov, O.V. et al. *Device for ultrasonic peening treatment of metals*. Ukraine Pat. 47536, Publ. 15.07.2002 [in Ukrainian].
 33. Degtyarev, V.A. (1991) Influence of coefficient of cycle stress asymmetry on fatigue and cyclic creep of low-alloyed steels. *Rep. 2. Problemy Prochnosti*, **2**, 27–31 [in Russian].
 34. Visilovsky, N.G., Pozhidaev, N.G., Demin, V.M. (1992) Problems of application of vibrotreatment instead of heat treatment. *Tyazholoe Mashinostroenie*, **8**, 20–22 [in Russian].
 35. Marguis, G. (2010) Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds. *Engineering Fracture Mechanics*, **7**, 2051–2062.
 36. Serensen, S.V., Kogaev, V.P., Shnejderovich, R.M. (1975) *Load-carrying capacity and strength calculations of machine parts*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 37. Kirian, V.I., Knysh, V.V. (2008) High-frequency mechanical peening of welded joints of metal structures. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 36–41 [in Russian].
 38. Shulginov, B.S., Degtyarev, V.A., Matveev, V.V. (1984) On ultimate cycle stresses of welded joints with high residual stresses. *Problemy Prochnosti*, **3**, 58–61 [in Russian].
 39. Shulginov, B.S., Matveev, V.V., Degtyarev, V.A. (1985) About influence of microdefects in welds on fatigue resistance of metal structures of mining and transport technics. In: *Proc. of 2nd Republ. Conf. on Improvement of Reliability and Service Life of Machines and Constructions*. Kiev, Naukova Dumka, 167–168.

References

1. Asnis, A.E., Ivashchenko, G.A. (1978) *Increase in strength of welded structures*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Kudryavtsev, I.V., Naumchenkov, N.E. (1976) *Fatigue of welded structures*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Trufyakov, V.I. (1973) *Fatigue of welded joints*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Dreger, D.R. (1978) Good vibes reduce stresses in metal parts. *Machine Design*, **50**(13), 100–103.
5. Ting, W., Dongpo, W., Lixing, H. et al. (2008) Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT). *International J. of Fatigue*, **3**, 1–7.
6. Shpeer, F.Z., Panov, V.I. (1983) Vibration treatment of large-sized welded structures to decrease the strains and crack formation susceptibility. *Svarochn. Proizvodstvo*, **5**, 13–15 [in Russian].
7. Thompson, L. (1969) *A method of removing stresses in components by vibration and a setup for this purpose*. UK Pat. 1259556 [in Russian].

В. О. Дегтярев

Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка
НАН України. 01014, м. Київ, вул. Тимирязєвська, 2

ЭФЕКТИВНІСТЬ РІЗНИХ МЕТОДІВ ЗМІЦНЮЮЧОЇ ОБРОБКИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Показано ефективність вибору непошкоджуючих режимів віброобробки зварних елементів металлоконструкцій низьковуглецевої сталі з метою зменшення в них залишкових напружень без ризику втомного пошкодження на стадії технологічної обробки. Порівняльні втомні дослідження засвідчили зростання довговічності віброоброблених зварних з'єднань та підвищення їх межі витривалості по мірі зростання бази

досліджень. Запропоновано метод визначення меж витривалості стикових зварних з'єднань низьковуглецевої сталі після різних режимів високочастотної механічної проковки, що використовує експериментальні дані вимірювання глибини канавки. Показано ефективність зростання їх меж витривалості в залежності від швидкості високочастотної механічної проковки та амплітуди коливань робочого інструменту. Проаналізовано результати експериментальних досліджень зростання опору втомі зварних з'єднань низьколегованих та низьковуглецевих сталей при гармонічному та повторному ударному навантаженні при температурі -60°C після високочастотної механічної проковки, аргонодугової, вибухової та механічної обробки та надано порівняльний аналіз їх ефективності. Бібліогр. 23, табл. 4, рис. 10.

Ключові слова: зварне з'єднання, опір втомі, межа витривалості, залишкові напруження, глибина канавки, швидкість проковки

V.A. Degtyarev

G.S. Pisarenko Institute for Problems of Strength
of the NAS of Ukraine. 2 Timiryazevskaya Str., 01014,
Kyiv-14, Ukraine. E-mail: ips@ipp.kiev.ua

EFFICIENCY OF DIFFERENT METHODS

The effectiveness of selection of non-damaging modes of vibration treatment of welded elements of metal structures of low-carbon steel with the purpose of reducing residual stresses in them without danger of fatigue fracture at the stage of technological treatment is shown. The comparative fatigue investigations showed an increase in the durability of vibrotreated welded joints and an increase in their endurance limit at the increase of test base. A method for determination of endurance limits for butt welded joints of low-carbon steel after different modes of high-frequency mechanical peening was proposed using experimental data of groove depth measurement. The effectiveness of increasing their endurance limit is shown depending on the speed of high-frequency mechanical peening and the amplitude of oscillations of the working tool. The results of experimental investigations of increasing fatigue resistance of welded joints of low-alloy and low-carbon steels under harmonic and repeated shock loading at the temperature of -60°C after high-frequency mechanical peening, argon-arc, explosive, and mechanical treatments were analyzed and a comparative analysis of their efficiency was presented. 23 Ref., 4 Tabl., 10 Fig.

Key words: welded joint, fatigue resistance, endurance limit, residual stresses, depth of groove, speed of peening

Поступила в редакцію 13.06.2017

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

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОЦЕССА НАПЫЛЕНИЯ ПОКРЫТИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МНОГОКАМЕРНОГО ДЕТОНАЦИОННОГО УСТРОЙСТВА

О. В. КОЛИСНИЧЕНКО¹, Ю. Н. ТЮРИН¹, Р. ТОВБИН²

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

²Sputtek Inc. Гудмарк плэйс 1, № 4, Торонто, Онтарио, Канада M9W 6M1.

Многокамерное детонационное устройство предназначено для нанесения покрытий с использованием порошковых материалов. Нагрев и ускорение порошков осуществляется продуктами детонационного сгорания горючей газовой смеси пропана, кислорода и воздуха с частотой 20 Гц и выше. Отличием многокамерного детонационного устройства является наличие дополнительной камеры сгорания, которая повышает газодинамические параметры продуктов детонации и эффективность процесса напыления. Определено влияние особенностей конструкции устройства на газодинамические параметры продуктов детонации. Скорость продуктов детонации достигает 1520 м/с, давление детонационной волны примерно 3,5 МПа. Скорость напыляемых частиц при использовании данного устройства достигает 1200 м/с. Устройство оснащено бесклапанной системой подачи газов и порошка, что обеспечивает надежную работу при высокой частоте инициирования детонации (до 50 Гц). Коэффициент использования материала при этом достигает 82 и 67 % для порошков кермета и оксидной керамики соответственно. Получаемые при этом покрытия характеризуются малой пористостью (<1 %) и высокой адгезией к основе. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: многокамерное детонационное устройство, скорость и давление продуктов детонации, коэффициент использования материала, скорость и протяженность порошковой струи

етод напыления покрытий, основанный на использовании процессов детонационного сгорания горючих газовых смесей, остается динамически развивающимся технологическим направлением со времени выдачи в 1955 г. первого патента [1]. В 1960-х годах в Киеве под руководством академика Г. В. Самсонова начались работы по освоению этой технологии, и в начале 1980-х годов существовало уже около десятка модификаций детонационных пушек для напыления. С тех пор накоплен богатый практический материал. Исследование физических процессов детонационного напыления позволило оптимизировать технологию и конструкцию устройств, повысить качество покрытий. Однако массовое применение детонационной технологии в промышленности было ограничено низкой производительностью, трудностями дозирования и ввода порошка в импульсную струю продуктов сгорания, относительно низким коэффициентом использования материала (КИМ) и низкой надежностью детонационных устройств в целом. Перспективным направлением развития является создание бесклапанных детонационных установок, работающих на повышенных частотах. Впервые было разработано и изготовлено бесклапанное высокочастотное детонационное устройство (частота свыше 80 Гц) в 1976 г. [2]. В 1976–1980 годы были разработаны способы детонационного нанесения покрытий и устройства, где осуществлялась непрерывная подача компонентов

горючей смеси, газодинамическое смешивание и использование в качестве горючего газа пропана, метана и других углеводородных газов [3]. Высокочастотную детонационную пушку HFPD [4] можно отнести к одному из вариантов такого же класса устройств.

Материал покрытия при газотермическом напылении формируется в результате взаимодействия потока дисперсных частиц (порошка) с материалом обрабатываемой детали. Ключевыми параметрами, определяющими физико-химические особенности взаимодействия материалов и саму возможность формирования качественных покрытий, являются скорость и температура частицы в момент столкновения с подложкой. Эти параметры определяют характер контакта: динамику растекания материала дисперсной частицы, степень деформации подложки и прочее. В настоящее время дальнейшее развитие высокоскоростных газотермических методов формирования покрытий направлено на увеличение кинетической энергии порошка при снижении его температуры. Высокая скорость частиц при более низкой их температуре позволяет пластически деформировать и структурировать материал порошка. Это обеспечивает возможность формирования наносубмикроструктурных, плотных материалов покрытия, без окисления и с высокими параметрами адгезии и когезии.

Для получения высокоскоростной газопорошковой струи целесообразно использовать де-

тонационные устройства с нестационарными процессами горения [5]. Использование нестационарных режимов детонационного сгорания позволяет существенно повысить качественные характеристики наносимых покрытий, а также уменьшить массу и размеры устройства. Реализовать режим пересжатой детонации можно, например, в сужающихся каналах [6] или при электрическом разряде емкостного накопителя энергии за фронтом детонационной волны [7]. Немаловажным фактором в настоящее время также является степень автоматизации технологии. Примером контроля за технологическим процессом может служить компьютеризированный детонационный комплекс CCDS Dragon [8]. Несмотря на достигнутые успехи, проблемы по повышению эффективности взаимодействия струи продуктов сгорания и частиц порошка, а также по автоматизации дозирования и увеличению точности дозирования остаются. Важнейшей проблемой является также увеличение скорости и давления продуктов сгорания и, соответственно, скорости порошковой струи. Необходимо также обеспечить полную автоматизацию работы устройства и высокие показатели его надежности и ремонтопригодности.

Для решения этих вопросов было разработано автоматизированное многокамерное детонационное устройство (МКДУ) [9]. В этом устройстве реализуется режим детонационного горения газовой смеси в специально спрофилированных камерах. Аккумулирование энергии сгорания от двух камер в цилиндрическом стволе обеспечивает формирование высокоскоростной струи продуктов сгорания, которая ускоряет и нагревает напыляемый порошок. Целью проведенной работы было исследование давления за фронтом детонационной волны, скорости истечения продуктов детонации и напыляемых частиц порошка при использовании данного устройства. Для достижения высоких параметров коэффициента использования материалов КИМ разработан специальный бесклапанный узел дозирования и подачи в ствол доз порошка. Узел дозирования включает: порошковый питатель, обеспечивающий смешивание и транспортировку газопорошковой смеси по трубопроводу, и газодинамический дозатор. Эти устройства обеспечивают точную выдачу в ствол МКДУ порций (доз) порошка, синхронизированную с частотой (20...50 Гц) генерирования детонации.

Оборудование и методика исследований. *Материалы, особенности конструкции и принципы работы МКДУ.* Исследования, оптимизацию технологических режимов и конструкции проводили на лабораторном экспериментальном макете МКДУ (рис. 1). Расход компонентов горючей сме-

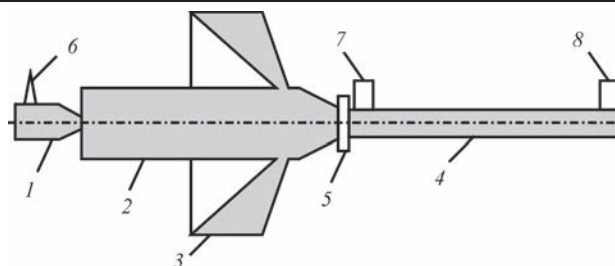


Рис. 1. Схема многокамерного детонационного устройства (обозначения см. в тексте)

си варьировался в пределах: 0,6...1,6 м³/ч пропана и 3,0...9,0 м³/ч кислорода. Устройство имеет три камеры: 1 — форкамера для инициирования процесса детонации; 2 — основная цилиндрическая камера, где происходит развитие детонационного режима сгорания; 3 — кольцевая камера со щелевым выходом в цилиндрический ствол 4. Кольцевая камера 3 используется для сжатия продуктов сгорания и создания дополнительной струи, которая «подпирает» в цилиндрическом стволе 4 продукты детонации от основной камеры 2. Для ускорения и нагрева в ствол подается доза порошка. Ствол может иметь внутренний диаметр 16...20 мм и длину 300...520 мм и выбирается в зависимости от свойств материала напыляемого порошка. Сужение рабочего объема цилиндрической камеры диаметром 24 мм до диаметра ствола 16 мм обеспечивает пересжатие режима детонационного горения. Последующее поджатие продуктов сгорания происходит за счет кольцевой камеры. Газодинамический процесс инициирования детонации в кольцевой камере обеспечивает схлопывание продуктов сгорания по оси ствола, что существенно повышает их скорость, давление и плотность.

Перед фронтом высокоскоростных продуктов сгорания подается доза порошкового материала. Эта доза подается через кольцевую щель специального газодинамического узла подачи 5. Размер щели в радиальном направлении подбирается экспериментально и является фактором оптимизации для конкретного порошка. В качестве параметра оптимизации использовали КИМ, определяемый весовым методом. Иницирование детонационного режима сгорания горючей смеси осуществлялось автомобильной свечой зажигания 6. В экспериментах по оптимизации конструкции, замеру скорости газопорошковой струи и напылению покрытий использовались порошки фирмы Н. С. Starck: AMPERIT® 740,0 — Al₂O₃ (дисперсность 5,6...22,5 мкм) и AMPERIT® 554,074 — WC-Co-Cr (86–10–4 %), дисперсность 15...45 мкм. Режимы напыления указаны в таблице.

Методики исследований давления, скорости продуктов детонации и частиц порошка. Измерение давления в продуктах детонации и скоро-

Режим напыления Al_2O_3 и WC-Co-Cr с использованием МКДУ

Порошок		Al ₂ O ₃	WC–Co–Cr
Режим			
Частота следования импульсов, Гц		20	20
Длина ствола/диаметр (мм)		500/16	300/18
Расход порошка		0,7	1,4
Расход газов, м ³ /ч	1 камера	O ₂	4,4
		воздух	0,14
		C ₃ H ₈	0,83
	2 камера	O ₂	4,0
		воздух	0,25
		C ₃ H ₈	0,82
	Транспортирующий газ – азот		0,9
Удельный расход пропана, м ³ /кг		2,3	

сти волны детонации осуществлялось с использованием пьезоэлектрических датчиков давления ЛХ–611, которые калибровались на ударной трубе с известными параметрами. Первый датчик 7 (см. рис. 1) закрепляли на расстоянии примерно 60 мм от выхода кольцевой камеры, непосредственно на входе в ствол. Второй датчик 8 закрепляли на выходе из ствола. В экспериментах использовался ствол длиной 500 мм и диаметром 16 мм. Расстояние между осями датчиков 525 мм. Эксперименты проводили с использованием горючей смеси пропана и кислорода в стехиометрической пропорции. Сигнал от датчиков через преобразователь сигналов АЦП L-Card783 записывался с использованием программы Powergraph 3.0.

Скорость порошка определяли устройством, которое визуализировало светимость нагретой газопорошковой струи. В качестве фотоприемника использовали два быстродействующих германиевых фотодиода ФД287 (время нарастания фронта импульса 10 нс) с рабочим спектральным диапазоном $\lambda = 0,5...1,7$ мкм. После усиления сигнал с датчиков поступал на АЦП L-Card783 и записывался с использованием программы Powergraph 3.0. Усилитель и принимающие фотодиоды были удалены от детонационного устройства, а сигнал от газопорошковой струи подводился к фотоприемнику посредством оптоволоконных кабелей. Оси последних располагались перпендикулярно к оси газопорошковой струи. Расстояние от среза сопла до оси измерительной системы изменялось в диапазоне 40...100 мм. Известно, что плотность потока излучения от нагретого газа много ниже, чем от частиц порошка, что позволяет пренебречь излучением от продуктов сгорания и фиксировать излучение только от нагретого порошка.

Металлографические исследования. Для металлографических исследований и фазового анализа микрошлифов покрытий использовались оптический микроскоп Olympus GX51 и электронный сканирующий микроскоп Quanta 200 3D, оснащенный спектрометром рентгеновско-

го излучения системы PEGASUS фирмы EDAX. Пористость покрытий была определена посредством анализа микрошлифов, выполняемого системой обработки изображений, которая состояла из оптического инвертированного микроскопа OLYMPUS GX51 и программного обеспечения для количественного анализа изображения. Измерения твердости проводили с помощью автоматической системы анализа микротвердости DM-8 по методу Виккерса при нагрузке на индентор 300 г. Определение адгезии покрытий из порошка WC-Co-Cr определяли по клеевой методике согласно стандарту ASTM C633.

Результаты исследований и обсуждение. Давление и скоростные параметры продуктов детонации. Определение скорости стационарной детонационной волны устройства осуществлялось при полном его заполнении горючей смесью. Горючую смесь в кольцевую камеру (см. рис. 1) не подавали.

Эксперименты показали, что время прохождения детонационной волны между датчиками составляет в среднем 0,25 мс, а скорость 2100 ± 100 м/с. Для кислородно-пропановой смеси стехиометрического соотношения значение скорости стационарной детонации, соответствующей условиям Чепмена-Жуге, достигает 2450 м/с [10]. Полученная скорость меньше из-за энергетических потерь при движении в стволе диаметром 16 мм. Кроме того, возможно подмешивание воздуха в процессе за-

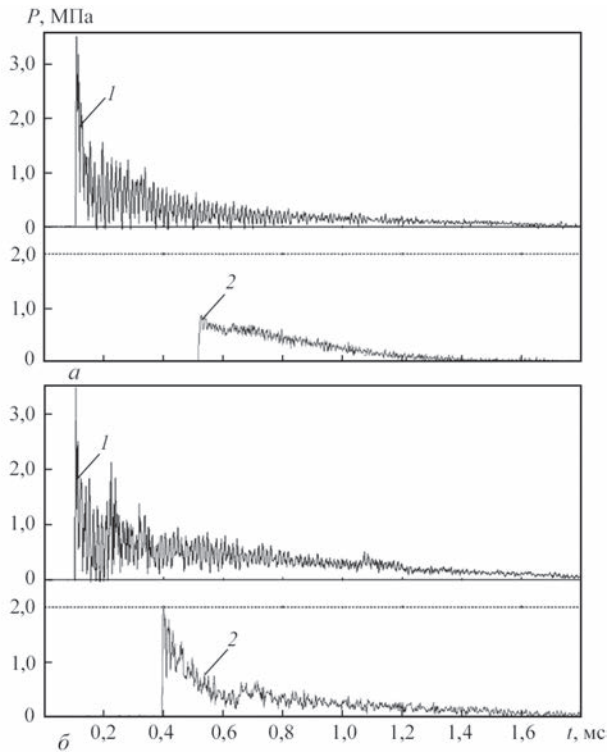


Рис. 2. Изменение давления P во времени: a — с использованием одной камеры; b — при подключении второй камеры (1 — на входе в ствол, 2 — на выходе)

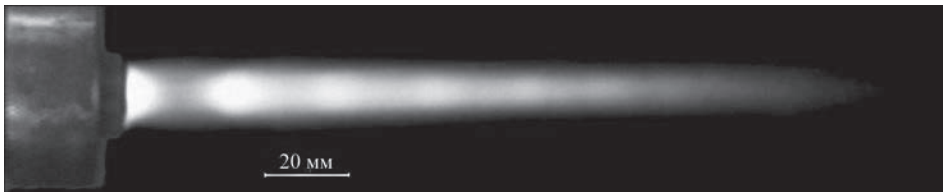


Рис. 3. Вид сверхзвуковой импульсной струи, истекающей из сопла детонационного устройства

полнения камер между импульсами и отклонение от стехиометрии.

Кардинально картина меняется, если детонационное устройство заполняется горючей газовой смесью до уровня расположения первого датчика. Такое заполнение внутреннего объема устройства компонентами горючей смеси используется при осуществлении процесса напыления. При этом процесс детонации заканчивается до входа в ствол, происходит переход детонационной волны в ударную, которая развивается внутри цилиндрического ствола. При использовании одной камеры (рис. 2, а) происходит сильное затухание ударной волны по мере прохождения вдоль ствола. Уменьшаются давление, скорость и протяженность зоны продуктов сгорания.

Одновременное использование второй (кольцевой) камеры позволяет значительно изменить физические параметры за ударной волной (рис. 2, б). Вторая камера создает дополнительную струю, которая следует по продуктам детонации за первой детонационной волной и подпитывает их энергией. Первый датчик фиксирует образование второго фронта ударной волны. Амплитуда ударной волны на втором датчике составляет 2,0 МПа, что в два раза превышает показания при использовании одной камеры. Протяженность потока продуктов сгорания, имеющих повышенное давление на выходе из сопла, также больше и составляет 1,2 мс. Средняя скорость ударной волны между датчиками при этом составляет 1750 м/с, тогда как при использовании одной камеры — 1300 м/с. Чтобы оценить скорость газа за фронтом плоской прямой ударной волны воспользуемся выражением [11]

$$V = \frac{2}{k+1} D \left(1 - \frac{c_1^2}{D^2} \right),$$

где $k = 1,3$ — показатель адиабаты; D — скорость ударной волны; c_1 — скорость звука в невозмущенной среде.

Тогда оценочная средняя скорость продуктов сгорания в стволе составит 1130 и 1520 м/с при использовании одной и двух камер соответственно.

Непосредственно оценить скорость истечения продуктов горения на выходе из ствола можно также по длине волны периодической структуры сверхзвуковой струи в неподвижной окружающей среде [12]

$$L = 2,613r\sqrt{M-1},$$

где r — радиус сопла детонационного устройства; $M = V/a_0$ — число Маха; L — длина волны периодической структуры (расстояние до скачка уплотнения), a_0 — местная скорость звука в продуктах сгорания.

На рис. 3 приведено изображение сверхзвуковой импульсной струи при работе МКДУ на двух камерах со стволом диаметром 16 мм. Структура газовой струи характерна для сверхзвукового истечения в режиме недорасширения и согласуется с взрывным характером работы детонационного устройства, при котором давление в камере значительно превышает давление в окружающей среде.

Исходя из данных эксперимента ($a_0 \approx 1000$ м/с, $r = 8$ мм, $L \approx 27$ мм), получим, что скорость истечения $V \approx 1600$ м/с. Этот результат коррелирует с оценкой скоростей истечения продуктов сгорания, приведенной выше по результатам экспериментального исследования давлений в продуктах сгорания и ударной волны для ствола диаметром 16 мм и длиной 500 мм.

Проведенные исследования подтверждают, что скорость продуктов сгорания существенно повышается при подключении второй камеры. При этом в стволе формируется более протяженный поток продуктов сгорания, имеющий два максимума давления и более высокую скорость. Такой поток более эффективен при ускорении частиц порошка.

Оптимизация узла подачи порошка в МКДУ. Принимая во внимание то, что МКДУ работает на повышенных частотах (20 Гц и больше), приме-

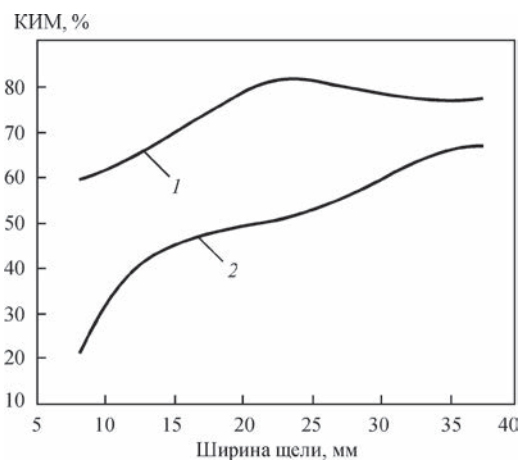


Рис. 4. Изменение КИМ в зависимости от ширины щели узла подачи порошка: 1 — WC-Co-Cr; 2 — Al₂O₃

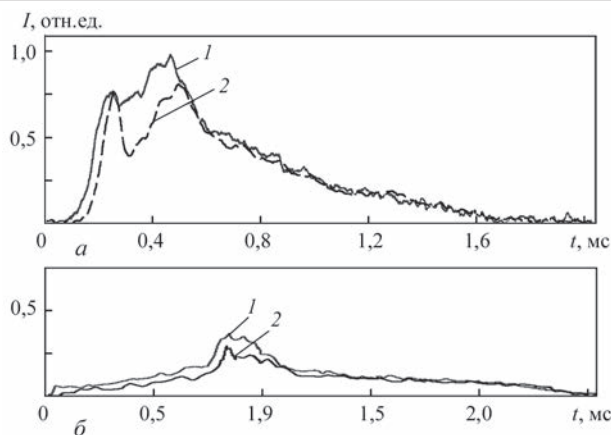


Рис. 5. Излучение газопорошковой струи Al_2O_3 (а) и WC-Co-Cr (б), фиксируемое с использованием германиевых фотодиодов ФД287: 1 — на расстоянии 30 мм от среза сопла; 2 — на расстоянии 60 мм

нять импульсные клапанные системы подачи порошка, содержащие движущиеся механические части, нерационально с точки зрения надежности.

Используемый в МКДУ специально разработанный узел подачи порошка имеет полость, в которую поступает порошок из дистанционно удаленного питателя. В процессе напыления порошок попадает в ствол установки через кольцевую щель в период времени прохождения волны разряжения. Момент впрыска порошка в ствол под последующий импульс определяется длиной щели в радиальном направлении (ширина щели). Для достижения максимального КИМ был изготовлен размерный ряд узлов подачи порошка в количестве 5 шт. Влияние ширины щели на КИМ для Al_2O_3 и WC-Co-Cr показано на рис. 4. Оксид алюминия имеет гораздо меньшую плотность, чем кермет и, следовательно, меньшую инерцию. Для получения максимального КИМ при напылении Al_2O_3 (67 %) ширина щели должна составлять 37 мм. При напылении WC-Co-Cr — 23 мм. При этом КИМ будет достигать 82 %.

Скоростные параметры порошка при нанесении покрытия. Визуализация интегрального излучения нагретой газопорошковой струи позволяет оценить ее динамику и протяженность. Скорость порошковой струи определялась с учетом временного сдвига сигналов от первого и второго фотодатчиков. На рис. 5 показано изменение во времени излучения от газопорошковой струи при нанесении покрытий из Al_2O_3 и WC-Co-Cr . Режимы напыления приведены в таблице. Полученные результаты усредняли по 20 замерам.

Исследования показали, что длительность истечения газопорошковой струи, содержащей Al_2O_3 , составляет примерно 1,4 мс. Скорость фронта струи на расстоянии размещения напыляемой поверхности (до 60 мм от среза сопла) равна 1000 ± 200 м/с. Такие параметры обеспечивают напыление качественного покрытия на твердой подложке. Например, на рис. 6, а приведен поперечный шлиф покрытия из данного порошка, нанесенного на образец из низкоуглеродистой стали. Исследования показали, что покрытие имеет пористость <1 %. Максимальная твердость $HV_{0,3}$ — 1320 ± 25 получена в верхних слоях покрытия. Твердость плавно снижается примерно на 30 % и в слоях, прилегающих к границе, имеет значение $HV_{0,3}$ — 900 ± 25 . Состав материала покрытия: корунд ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) до 47 %; остальные фазы — более мягкие модификации оксида (γ и $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$).

При нанесении покрытий из керметов, например, WC-Co-Cr , температуру продуктов сгорания понижали путем разбавления горючей смеси воздухом (см. табл. 1). Это необходимо для предотвращения процесса термического разложения высших карбидов [13], приводящего к снижению эксплуатационных свойств покрытий. Понижение температуры порошка влияет и на интенсивность излучения, улавливаемого фотодиодами (рис. 5, б). Повышенное содержание воздуха в горючей смеси приводит к снижению скорости продуктов де-

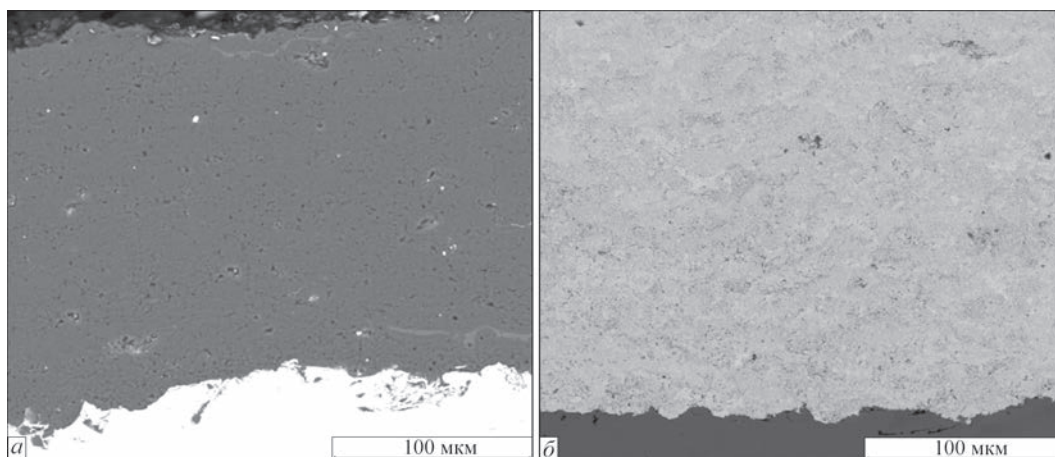


Рис. 6. Микрошлиф поперечного сечения образца с покрытием из порошков: а — Al_2O_3 , дисперсность 5,6...22,5 мкм; б — WC-Co-Cr (86–10–4 %), дисперсность 15...45 мкм

тонации, а следовательно, и скорости истечения порошка. Исследования показали, что средняя скорость порошка WC–Co–Cr снижается до $550 \pm \pm 100$ м/с (рис. 5, б), что является достаточным для получения материала покрытия с низкой пористостью $< 0,7$ % (см. рис. 6, б) и высокой адгезией (> 80 МПа) к подложке.

Выводы

1. Разработано высокочастотное (более 20 Гц) бесклапанное многокамерное детонационное устройство, позволяющее генерировать импульсные струи продуктов сгорания, имеющие два максимума давления (3,5 и 2,0 МПа) за счет кумуляции энергии от цилиндрической и кольцевой камер сгорания.

2. Использование двухкамерной конструкции обеспечило повышение скорости продуктов детонационного сгорания на 35...40 %, что, соответственно, увеличило скорости порошкового материала. Например, для порошка Al_2O_3 дисперсностью 5,6...22,5 мкм, скорость составляла 1200 м/с.

3. Создан газодинамический дозатор порошков, обеспечивающий точную выдачу порции порошка перед иницированием детонации, что повысило КИМ до 82 % для порошков кермета и 67 % для оксида алюминия.

4. На примере исследования двух видов материалов покрытия — кермет WC–Co–Cr и керамика Al_2O_3 , подтверждена высокая эффективность процесса напыления с использованием МКДУ. Покрытия плотные (пористость менее 1 %), имеют высокую адгезию к основе (более 80 МПа). На формирование 1 кг материала покрытия кермета и керамики затрачивалось 1,0 и 2,3 м³ пропана соответственно, что в 2 раза меньше, чем в известных детонационных устройствах.

Список литературы

- Poorman R. M., Sargent H. B., Lamprey H. (1955) *Method and Apparatus Utilizing Detonation Waves for Spraying and other Purposes*. US Pat. 2714563.
- Тюрин Ю. Н., Ральф С. Е., Шульженко В. А., Семенов Л. В. (1976) Устройство для детонационного нанесения покрытий. СССР, А. с. 669539.
- Тюрин Ю. Н., Гарбузов А. П. (1983) *Способы детонационного нанесения покрытий*. А. с. 1045491.
- Endo T., Obayashi R., Tajiri T. et al. (2016) Thermal Spray Using a High-Frequency Pulse Detonation Combustor Operated in the Liquid-Purge Mode. *J. Therm. Spray Technol.*, 25, 3, 494–508.
- Гавриленко Т. П., Николаев Ю. А., Ульяницкий В. Ю. (2010) Использование пересжатой детонации для нанесения покрытий. *Физика горения и взрыва*, 46, 3, 125–133.
- Прохоров Е. С. (2011) Приближенный расчет пересжатой газовой детонации в сужающихся каналах. *Вестник НГУ, Сер. Физика*, 6, 2, 5–9.
- Tyurin Y. N., Pogrebnjak A. D. (1999) Advances in the development of detonation technologies and equipment for coating deposition. *Surf. and Coat. Technol.*, 111, 2–3, 269–275.

- Shtertser A., Muders C., Veselov S. et al. (2012) Computer Controlled Detonation Spraying of WC/Co coatings containing MoS₂ solid lubricant. *Ibid*, 206, 23, 4763–4770.
- Тюрин Ю. М., Колісніченко О. В. (2008) Заявник та патентовласник Ю. М. Тюрін, О. В. Колісніченко. *Спосіб детонаційного напылення покриття і прилад для його здійснення*. Україна, Пат. 83831.
- Хитрин Л. Н. (1957) *Физика горения и взрыва*. Москва, МГУ.
- Баум Ф. А., Станюкович К. П., Шехтер Б. И. (1959) *Физика взрыва*. Москва, Физматгиз.
- Бай Ши-и. (1960) *Теория струй*. Москва, Гос. изд-во физ.-мат. лит-ры.
- Маркашова Л. И., Тюрин Ю. Н., Колісніченко О. В. и др. (2014) Структурно-фазовое состояние износостойких композиционных покрытий системы Cr₃C₂–NiCr, нанесенных с использованием многокамерной детонационной установки. *Материалы VII Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 15–19 сентября, 2014, г. Одесса*, сс. 37–42.

References

- Poorman, R.M., Sargent, H.B., Lamprey, H. (1955) *Method and apparatus utilizing detonation waves for spraying and other purposes*. US Pat. 2714563.
- Tyurin, Yu.N., Ralf, S.E., Shulzhenko, V.A. et al. (1976) *Device for detonation deposition of coatings*. USSR author's cert. 669539 [in Russian].
- Tyurin, Yu.N., Garbuzov, A.P. (1983) *Methods of detonation deposition of coatings*. USSR author's cert. 1045491 [in Russian].
- Endo, T., Obayashi, R., Tajiri, T. et al. (2016) Thermal spray using a high-frequency pulse detonation combustor operated in the liquid-purge mode. *J. Therm. Spray Technol.*, 25(3), 494–508.
- Gavrilenko, T.P., Nikolaev, Yu.A., Ulyanitsky, V.Yu. (2010) Application of overcompressed detonation of coating deposition. *Fizika Goreniya i Vzryva*, 46(3), 125–133 [in Russian].
- Prokhorov, E.S. (2011) Approximate calculation of overcompressed gas detonation in converging channels. *Vestnik NGU, Ser.: Fizika*, 6(2), 5–9 [in Russian].
- Tyurin, Y.N., Pogrebnjak, A.D. (1999) Advances in the development of detonation technologies and equipment for coating deposition. *Surf. and Coat. Technol.*, 111(2–3), 269–275.
- Shtertser, A., Muders, C., Veselov, S. et al. (2012) Computer controlled detonation spraying of WC/Co coatings containing MoS₂ solid lubricant. *Ibid.*, 206(23), 4763–4770.
- Tyurin, Yu.M., Kolisnichenko, O.V. (2008) *Method of detonation spraying of coatings and device for its realization*. Pat. 83831, Ukraine [in Ukrainian].
- Hitrin, L.N. (1957) *Fizika Goreniya i Vzryva*. Moscow, MSU [in Russian].
- Baum, F.A., Stanyukovich, K.P., Shekhter, B.I. (1959) *Physics of explosion*. Moscow, Fizmatgiz [in Russian].
- Baj Shi-i (1960) *Theory of jets*. Moscow, Gos. Izd-vo Fiz.-Mat. Lit-ry [in Russian].
- Markashova, L.I., Tyurin, Yu.N., Kolisnichenko, O.V. et al. (2014) Structure-phase condition of wear-resistant composite coatings of Cr₃C₂–NiCr system, deposited using multi-chamber detonation installation. In: *Proc. of 7th Int. Conf. on Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes (15–19 September 2014, Odessa, Ukraine)*, 37–42 [in Russian].

О. В. Колісніченко, Ю. М. Тюрін, Р. Товбін

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Sputtek Inc. Гудмарк плейс 1, № 4, Торонто,
Онтарио, Канада M9W 6M1

ЕФЕКТИВНІСТЬ ПРОЦЕСУ НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТІВ БАГАТОКАМЕРНИМ ДЕТОНАЦІЙНИМ ПРИСТРОЄМ

Багатокамерний детонаційний пристрій, призначений для нанесення покриттів з використанням порошкових матеріалів. Нагрівання і прискорення порошоків здійснюється продуктами детонаційного згоряння горючої газової суміші пропану, кисню і повітря з частотою 20 Гц і вище. Відмінністю багатокамерного детонаційного пристрою є наявність додаткової камери згоряння, яка підвищує газодинамічні параметри продуктів детонації і ефективність процесу напилення. Визначено вплив особливостей конструкції пристрою на газодинамічні параметри продуктів детонації. Швидкість продуктів детонації досягає 1520 м/с, тиск детонаційної хвилі приблизно 3,5 МПа. Швидкість частинок, що напилюються, при використанні даного пристрою досягає 1200 м/с. Пристрій оснащено безклапанною системою подачі газів і порошку, що забезпечує надійну роботу при високій частоті ініціювання детонації (до 50 Гц). Коефіцієнт використання матеріалу при цьому досягає 82 і 67 % для порошоків кермету і оксидної кераміки відповідно. Одержані при цьому покриття характеризуються малою пористістю (<1 %) і високою адгезією до основи. Бібліогр. 13, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: багатокамерний детонаційний пристрій, швидкість і тиск продуктів детонації, коефіцієнт використання матеріалу, швидкість і протяжність порошкового струменя

O.V. Kolisnechenko¹, Yu.N. Tyurin¹ and R.Tovbin²

¹ E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

²1 Goodmark place, Unit 4, Toronto, Ontario,
Canada M9W 6M1

EFFICIENCY OF PROCESS OF COATING SPRAYING USING MULTI-CHAMBER DETONATION UNIT

A multi-chamber detonation spraying is designed for coating deposition using powder materials. Heating and acceleration of powders is carried out by detonation combustion products of gas mixture of propane, oxygen and air with 20 Hz frequency and more. A difference of multi-chamber detonation device is presence of additional combustion chamber, which increases gas-dynamic parameters of the detonation products and efficiency of spraying process. Effect of unit design peculiarities on gas-dynamic parameters of detonation products was determined. Velocity of detonation products reached 1520 m/s, detonation wave pressure made approximately 3.5 MPa. Velocity of sprayed particles using this unit reaches 1200 m/s. The unit is equipped with a valveless system for gas and powder feeding. This provides reliable operation at high frequency of detonation initiation (up to 50 Hz). Spraying deposition efficiency at that reaches 82 and 67 % for cermet powders and oxide ceramics, respectively. Coatings received during this process are characterized with small porosity (<1 %) and high adhesion to substrate. 13 Ref. 1 Tabl., 6 Fig.

Keywords: multi-chamber detonation unit, velocity and pressure of detonation products, spraying deposition efficiency, velocity and length of powder jet

Поступила в редакцию 18.05.2017



XV МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ «ТОПЛИВНО-ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС УКРАИНЫ: НАСТОЯЩЕЕ И БУДУЩЕЕ»

7 - 9 ноября 2017 г., Киев, Международный выставочный центр

В рамках форума состоится

X Международная специализированная выставка «ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНОСТЬ. ВОЗОБНОВЛЯЕМАЯ ЭНЕРГЕТИКА – 2017»

Тематика выставки

Возобновляемая энергетика, альтернативные виды топлива, энергоэффективные и энергосберегающие технологии, оборудование, материалы в энергетике, промышленности, строительстве, ЖКХ, АПК.

<http://mvc-expo.com.ua/>

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ СВАРКЕ ЗАКЛАДНЫМ ЭЛЕМЕНТОМ ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫХ ПЛАСТМАСС*

Р. В. КОЛЕСНИК, М. В. ЮРЖЕНКО, Н. Г. КОРАБ, А. А. ШАДРИН, Ю. В. ЛИТВИНЕНКО

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

Термостойкие полимеры находят все большее применение в аэрокосмической, автомобильной и других отраслях промышленности. Для процесса сварки термопластов важно изучение распределения температуры внутри нахлесточного сварного соединения. В работе выполнено моделирование термических и деформационных процессов при сварке закладным элементом листовых образцов из высокотехнологичного термостойкого полимера ZEDEX ZX-410 на основе полиэфиримида. Критерием для оптимизации параметров процесса служили температура плавления и температура деструкции полимерного материала. Показана хорошая корреляция результатов моделирования и экспериментальных данных, полученных в результате как тепловых исследований процесса формирования сварных соединений, так и механических испытаний уже самих сформированных сварных соединений. Библиогр. 9, рис. 12.

Ключевые слова: сварка закладным элементом, высокотехнологические полимеры, моделирование, испытания

С развитием техники и технологий в мире разрабатываются новые полимеры с улучшенными эксплуатационными свойствами, которые во многих сферах вытесняют металлы и другие традиционные материалы. В последние годы активно используются высокотехнологичные термостойкие полимеры класса полиариленов — полиэфиримид (PEI), полиэфирэфиркетон (PEEK), полифениленсульфид (PPS) и другие. Эти полимеры являются термопластами, в связи с чем для их соединения применяют различные виды сварки. Наиболее интенсивно развивается использование высокотехнологичных термостойких полимеров в аэрокосмической, автомобильной промышленности, а также машиностроении, где часто возникает необходимость выполнять протяженные швы сложной геометрической формы и в труднодоступных местах. Такие соединения обычно сваривают при помощи закладного нагревательного элемента.

Типичная схема процесса сварки закладным элементом представлена на рис. 1. Закладной элемент изготавливается из металлической проволоки, сетки или полосы и при его использовании является источником тепловой энергии, а после сварки он остается внутри сварного соединения. Нагрев закладного элемента чаще всего осуществляется за счет выделения теплоты при пропускании через него электрического тока от специального источника питания. Для качественного формирования сварного шва к внешней по-

верхности соединения прикладывается рабочее давление.

Плавление полимерного материала и формирование соединения при сварке закладным элементом происходит в замкнутом пространстве между поверхностями свариваемых деталей. При этом возможность контроля за нагревом и остыванием стыка ограничена, параметры процесса сварки как правило устанавливаются и регулируются по косвенным признакам (скорости нагрева закладного элемента, величине образуемого грата и т. д.). Основной проблемой при сварке закладным элементом является обеспечение оптималь-

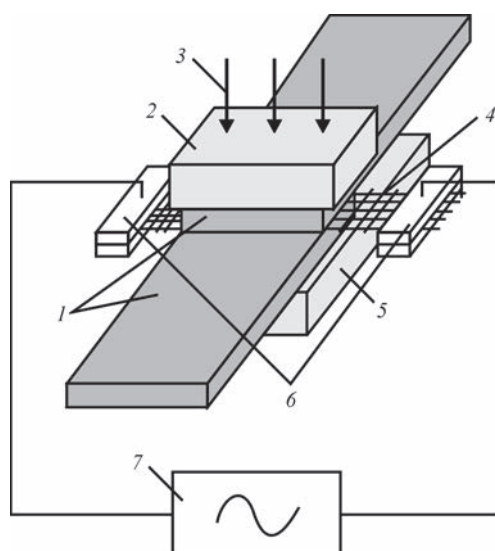


Рис. 1. Схема процесса сварки закладным элементом: 1 — образцы; 2 — прижим; 3 — рабочее давление; 4 — закладной элемент; 5 — основание; 6 — электроконтакты; 7 — источник питания

* В работе принимал участие К. О. Зворыкин, НТУУ «КПИ им. И. Сикорского».

ного количества теплоты, которая выделяется в зоне сварки. При сварке протяженных швов сложной формы существует высокая вероятность появления на одних участках соединения непрогретых зон и формирования непроваров, а на других — зон перегрева с деструктировавшим полимерным материалом. Поэтому предварительное математическое моделирование термомеханических процессов при сварке закладным элементом для определения допустимых параметров нагрева закладных элементов при сварке деталей различных геометрических параметров является актуальным.

Начало применения сварки закладным элементом для соединения деталей из высокотехнологичных полимеров сопровождалось появлением первых математических моделей процесса нагрева закладного элемента [1]. Это двумерные модели, разработанные для оценки в процессе сварки распределения температуры по поверхности ленточных закладных элементов, изготовленных из металла или углеволоконного композита на основе РЕЕК.

В дальнейшем разработаны трехмерные тепловые модели процесса сварки закладным элементом, которые уже учитывали теплопроводность полимерного материала, тепловые потери и скрытую теплоту. Отмечались трудности моделирования поверхностей контакта между закладным элементом и свариваемыми деталями, которые описывались на основе физического понятия теплопроводности разрыва. Известны трехмерные модели тепловых процессов при сварке закладным элементом полимерных композиционных материалов на основе РЕЕК и РЕИ с предварительной подготовкой закладного элемента путем укладки на него пленки из основного полимерного материала [2].

Аналогичные работы выполнены для случаев сварки многослойных стекловолоконных композитов на основе РЕЕК и РЕИ при помощи металлической сетки [3, 4]. Модели динамического распределения температуры по поверхности закладного элемента использовались для определения допустимых и критичных параметров процесса сварки. Критериями для оптимизации параметров служили физические характеристики полимера матрицы — температуры плавления и деструкции, адекватность моделирования оценивали сравнением с экспериментальными данными. По результатам математического моделирования определяли области («окна») оптимальных значений основных параметров процесса терморезисторной сварки (удельной мощности питания и длительности нагрева) для закладных элементов из металлической сетки разных типоразмеров [5].

Украина является одной из немногих стран в мире с собственной аэрокосмической промышленностью, однако исследования по сварке закладным элементом высокотехнологичных полимерных материалов у нас до настоящего времени не проводились. В данной работе впервые проведены отечественные экспериментальные работы и моделирование процесса сварки закладным элементом термостойкого полимерного материала ZX-410 торговой марки ZEDEX на основе РЕИ. В отличие от зарубежных работ [1, 3], в данной работе при моделировании процесса терморезисторной сварки дополнительно определялось влияние тепловой энергии, выделяемой закладным элементом в процессе сварки, на величину остаточной пластической деформации и прогнозировались потенциальные зоны начала разрушения сварного соединения. В экспериментальной части работы изучены основные теплофизические параметры используемого полимерного материала и их поведение в зависимости от температуры. Далее полученные данные использовались как базовые для разработки моделей. Для оценки адекватности моделирования тепловых процессов проведена серия экспериментальных работ по сварке нахлесточных соединений с синхронным измерением температуры в нескольких точках непосредственно внутри сварного соединения и регистрацией тепловых полей путем съемки в инфракрасном спектре.

Экспериментальная часть. Материалы. В работе использовали листовой полимерный материал ZX-410 на основе высокотехнологичного термостойкого РЕИ. Основные термомеханические характеристики этого материала при температуре 20 °С, декларируемые производителем, следующие: плотность ρ — 1,33 кг/дм³; прочность при разрушении σ_b — 101 МПа; относительное удлинение при разрушении δ — 25 %; модуль Юнга E — 3368 МПа; максимальная рабочая температура $T_{\text{макс}}$ — 180 °С; температура стеклования $T_{\text{ст}}$ — 210 °С; температура плавления $T_{\text{пл}}$ — 320 °С; коэффициент термического расширения α — $4,0 \cdot 10^{-5}$ 1/К (при температуре до 0 °С) и $5,8 \cdot 10^{-5}$ 1/К (при температуре 0...50 °С); коэффициент теплопроводности λ — 0,25 Вт/(м·К); коэффициент теплоемкости c_p — 1,85 кДж/(кг·К).

При моделировании тепловых процессов важно учитывать существенную зависимость коэффициента теплопроводности λ и коэффициента теплоемкости c_p полимерного материала от значений температуры. Температурные зависимости теплофизических коэффициентов материала ZX-410 определены экспериментальным путем.

Коэффициент теплопроводности λ при разных температурах определяли при помощи универсального динамического калориметра IT-400, в котором

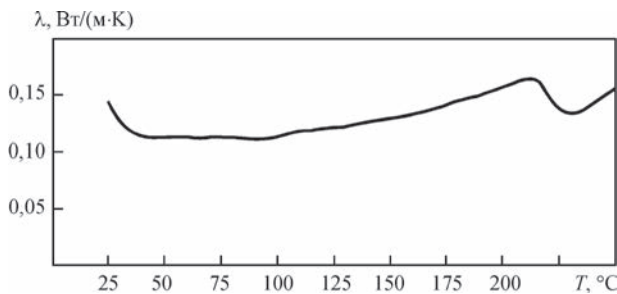


Рис. 2. Зависимость коэффициента теплопроводности λ полимерного материала ZX-410 от температуры

измерения проводятся с монотонным линейным увеличением температуры. Для проведения измерений из исследуемого материала изготавливали образцы в виде дисков диаметром 15 мм и высотой 1,2 мм, которые непосредственно перед измерениями кондиционировали в течение суток при температуре 22 °C. Из-за технических ограничений прибора коэффициент λ измеряли в температурном диапазоне 22...250 °C через каждые 5 °C.

Полученная температурная зависимость λ приведена на рис. 2. Как видно, наблюдается начальное резкое снижение коэффициента теплопроводности с ростом температуры и последующая стабилизация его значения. По достижению температуры 100 °C начинается монотонный рост коэффициента λ вплоть до температуры стеклования материала (приблизительно 217 °C [6]), где наблюдается экстремум графика, снижение и последующий рост значений λ .

Температурную зависимость коэффициента теплопроводности c_p материала ZX-410 изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) [7] на приборе DSC Q2000 производства компании TA Instruments (США) в инертной атмосфере газообразного азота повышенной чистоты. Измерения проводили в диапазоне температур 40...450 °C с постоянной скоростью нагрева 20 °C/мин. Перед измерениями образцы массой 10 мг кондиционировали в течение суток при температуре 22 °C и взвешивали на электронных весах ANG50C с точностью 0,0001 г.

Полученная температурная зависимость коэффициента теплоемкости приведена на рис. 3. На кривой проявляются два пика при $T = 220$ и 326 °C. Пик при $T = 220$ °C объясняется таким тепловым процессом, как расстеклование аморфной фазы PEI, а при $T = 326$ °C плавлением его кристаллической фазы. Измеренная величина температуры стеклования практически совпадает со значением, полученным при определении коэффициента теплопроводности (рис. 2). При расстекловании образуется локальный максимум коэффициента теплоемкости, который в этом случае связан с восстановлением энтальпии [8], когда плотность полимера возрастает, а его свободный объем уменьшается [9]. Процесс плавления кри-

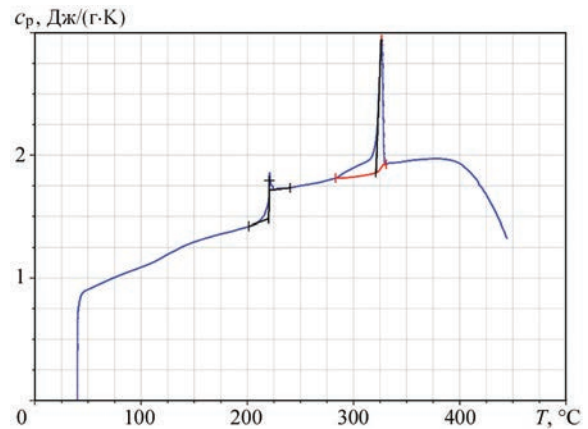


Рис. 3. Зависимость коэффициента теплоемкости c_p полимерного материала ZX-410 от температуры

сталлической фазы с энергией $\Delta H = 96$ Дж/г имеет двустадийный характер. Процесс предплавления в температурном диапазоне 280...320 °C свидетельствует о наличии в полимере определенной межфазной связи и кристаллитов сложной структуры.

Экспериментальная установка для сварки закладным элементом. Экспериментальная установка собрана в соответствии со схемой, приведенной на рис. 1. Листовые образцы из полимерного материала ZX-410 размером 25×100 мм, толщиной от 8 мм сваривали внахлест. В качестве закладного элемента использовали металлическую плетеную сетку из высоколегированной стали 12X18H9T, изготовленную в соответствии с требованиями ГОСТ 3826 и следующими параметрами: диаметр проволоки 0,25 мм, проходной размер ячейки 0,8 мм, удельное сопротивление материала 0,7...0,8 Ом·мм²/м. Размеры закладного элемента составляли 25×60 мм, размеры сварного соединения 25×25 мм. Питание осуществлялось источником переменного тока сетевой частоты 50 Гц с регулируемым диапазоном напряжения 1...50 В и силы тока 5...45 А. Рабочее давление при сварке составляло 0,2 МПа.

Измерение температуры. Измерение температуры в процессе сварки закладным элементом проводили в трех характерных точках внутри сварного соединения (рис. 4). Точка 1 предназначена для измерения температуры закладного элемента и расположена в непосредственной близости от его продольной проволоки. Точка 2

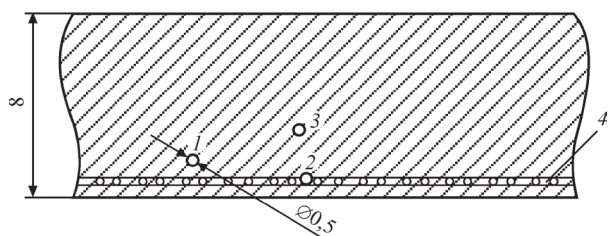


Рис. 4. Точки измерения температуры в процессе сварки закладным элементом (1–3); 4 — продольные проволоки сетки закладного элемента

расположена в центре ячейки сетки, а точка 3 — в полимере над закладным элементом.

Для температурных измерений использовали термопары ТХК (Тип L, диаметр 0,5 мм). Фиксация и запись сигналов трех термопар осуществлялась при помощи многоканального прибора ОВЕН УКТ-38, подключенного к компьютеру. Температурное поле видимых поверхностей сварного соединения также фиксировали при помощи тепловизора DT-918.

Механические испытания. В мировой практике, в связи с отсутствием специального норматива, для механических испытаний нахлесточных сварных соединений листовых полимерных материалов, как правило, используют норматив, разработанный для клеевых соединений ASTM D1002-10. В соответствии с ним для нахлесточных соединений определяют механическую прочность на сдвиг LSS (англ. lap shear strength). Также для определения прочности клеевых соединений на сдвиг и отрыв разработан аналогичный ГОСТ 14759.

В данной работе механические испытания нахлесточных швов на растяжение проводили в соответствии с требованиями упомянутых нормативов на разрывной машине FP-10 (Германия) со скоростью перемещения подвижного зажима 25 мм/мин. Испытывали как целые сварные соединения, так и вырезанные из них образцы в виде продольных полос.

Математическая модель. Для моделирования термомеханических задач распределения тепла, развития деформаций и напряжений могут использоваться различные комплексы программного обеспечения, такие как COMSOL Multiphysics, ANSYS и Abaqus FEA. В данной работе использовался Abaqus FEA. Программный комплекс Abaqus ориентирован на решение самых сложных и ответственных задач, с учетом всех видов нелинейностей, а также на проведение многодисциплинарного статического и динамического анализа в рамках единого алгоритма. Такая концепция выгодно отличает Abaqus от других программ подобного уровня (программный комплекс ANSYS для анализа сильно нелинейных и быстротекущих процессов использует внешнюю программу LS-DYNA), что позволяет с помощью Abaqus в рамках единого подхода решать многоцелевые задачи, сочетая преимущества явной и неявной схем конечно-элементного анализа и их комбинацию.

При построении модели закладной нагревательный элемент из плетеной металлической сетки упрощенно моделировался как гомогенная и изотропная металлическая полоса. Нагрев закладного элемента при пропускании через него электрического тока моделировался как объемное выделение теплоты, эквивалентной приложенной

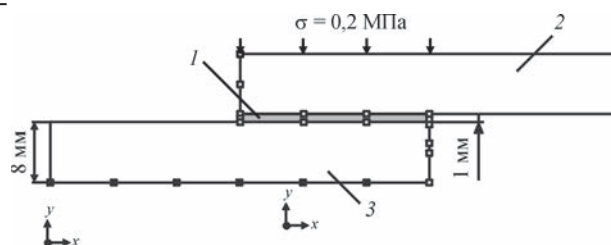


Рис. 5. Схема двумерной модели нахлесточного соединения при сварке закладным элементом: 1 — закладной элемент; 2 — образец 1; 3 — образец 2

электрической мощности. Критерием для оптимизации параметров служили температура плавления и температура деструкции полимерного материала ZX-410. Использовали двумерную модель соединения, которая приведена на рис. 5. Размеры свариваемых образцов составляли 8×25×50 мм, величина рабочего давления 0,2 МПа. В соответствии с экспериментальными данными время прогрева принималось равным 100 с.

Для расчета использовался подмодуль Abaqus/Standard — один из двух основных решателей программного комплекса Abaqus, использующий неявную форму метода конечных элементов, которая описана ниже.

В качестве граничных принимались следующие условия: к основанию образца 2 (рис. 5) прикладывалось ограничение, которое предотвращало его перемещение в направлении оси X и Y, а также вращение вокруг оси Z; к краям образцов прикладывался поверхностный тепловой поток, который характеризовал теплоотдачу в окружающую среду (коэффициент теплопроводности воздуха).

Результаты и обсуждение. Процесс сварки закладным элементом происходит в стационарном режиме, без перемещения расплавленного материала. Передача тепла от нагревательного закладного элемента происходит главным образом за счет теплопроводности полимерного материала. Поэтому в использованной двумерной модели осуществляли решение стационарного уравнения теплопроводности методом конечных элементов. При этом использовали экспериментально полученные температурные зависимости теплофизических коэффициентов изучаемого материала (рис. 2, 3).

Распределение тепла от нагревательного элемента в полимерную матрицу подчиняется закону теплопроводности Фурье:

$$q = -kA \frac{\partial T}{\partial x}, \quad (1)$$

где q — тепловой поток; A — площадь, по которой распределяется тепловой поток; k — теплопроводность материала; $\partial T / \partial x$ — температурный градиент в направлении теплового потока.

Определяющее уравнение равновесия для конечно-элементной модели имеют следующий вид:

$$P^N - I^N = M^{NM} \ddot{u}^M, \quad (2)$$

где P^N — вектор внешней силы; I^N — вектор внутренней силы; $M^{NM} \ddot{u}^M$ — вектор силы инерции материала.

Внутренние силы определяются уравнениями ниже:

$$I^N = \int_V \beta^N / \sigma V, \quad (3)$$

где V — объем модели; $\sigma(x)$ — напряжения в точке x ; $\beta^N(x)$ — степень деформации — перемещения, которое определяется в интерполяционных предположениях в элементе $\dot{\epsilon} = \beta^N \dot{u}^n$.

Динамическое равновесие предполагает, что силы Даламбера значительны:

$$M^{NM} \ddot{u}^M, \quad (4)$$

где M^{NM} — матрица масс; $\ddot{u}^M$ — вектор ускорения.

Статическое равновесие означает, что силы Даламбера изменяются медленно, постоянны со времени, а $M^{NM} \ddot{u}^M \approx 0$.

Abaqus/Standard использует Ньютоновский метод для решения статического равновесия. Принимается, что речь идет о предполагаемом решении на итерации i , $u_{(i)}^N$, поэтому ряд Тейлора будет иметь следующий вид:

$$P^N - I^N + \left(\frac{\partial P^N}{\partial u^M} - \frac{\partial I^N}{\partial u^M} \right) c^M + \dots = 0, \quad (5)$$

который может быть записан как

$$P^N - I^N = K^{NM} c^M, \quad (6)$$

где $K^{NM} = \frac{\partial I^N}{\partial u^M} - \frac{\partial P^N}{\partial u^M}$ — жесткость системы, или матрица якобиана; c^M — поправка к решению ступеней свободы N .

Прирост Δu корректируется согласно уравнению

$$\Delta u_{(i+1)}^N = \Delta u_{(i)}^N + c_{(i)}^N. \quad (7)$$

Итерации повторяются на каждом инкременте до достижения конвергенции, что означает:

- контактные условия удовлетворены в каждой точке;
- достигнуто равновесие сил в каждой точке;
- достигнуто равновесие моментов в каждой точке.

Точное выполнение Ньютоновского метода включает несимметрическую матрицу Якобиана, как это показано на представленной матрице связанных уравнений:

$$\begin{pmatrix} K_{uu} & K_{u\theta} \\ K_{u\theta} & K_{\theta\theta} \end{pmatrix} \begin{Bmatrix} \Delta u \\ \Delta \theta \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} R_u \\ R_\theta \end{Bmatrix}, \quad (8)$$

где Δu , $\Delta \theta$ — соответственно поправки для нарастающих перемещения и температуры; K_{ij} — подматрицы связанной матрицы Якобиана; R_u , R_θ

— механический и термический вектор невязки соответственно.

Основное уравнение теплопередачи в матричном виде можно записать так:

$$[C] \{\dot{T}\} + [K] \{T\} = \{Q\}, \quad (9)$$

где $[C]$ — матрица удельной теплоемкости; $\{\dot{T}\}$ — производная температуры по времени; $[K]$ — матрица эффективной теплопроводности; $\{T\}$ — вектор узловых температур; $\{Q\}$ — вектор эффективного теплового потока в узле.

Для стационарного теплового анализа, когда температура не зависит от времени, уравнение теплопередачи упрощается к следующему виду:

$$[K] \{T\} = \{Q\}. \quad (10)$$

Следует отметить что решение уравнения теплопроводности проводилось последовательно в разные моменты времени. На начальной стадии нагрева температура распределяется по ширине нагревательного элемента достаточно равномерно (рис. 6, а, в). К окончанию процесса нагрева сварного соединения возрастает неравномерность распределения температуры (рис. 6, б, в), центральные области прогреты больше. Это связано с более интенсивным отводом тепла по краям закладного элемента. По завершению процесса охлаждения сварного шва общий уровень температуры в зоне сварки снижается, однако температурное поле принимает сферическую форму с максимумом в центре.

Для проверки адекватности результатов, полученных при моделировании тепловых процессов, проводили последовательную фиксацию изменения температурного поля боковой поверхности сварного соединения в процессе сварки в инфракрасном диапазоне при помощи тепловизора. На инфракрасных фотографиях видно, что с началом процесса сварки (рис. 7, а) преимущественно нагревается свободная зона закладного элемента с постепенным оплавлением полимерного материала на краю соединения. В дальнейшем с прогревом закладного элемента максимум температуры концентрируется в центральной части сварного соединения, что соответствует данным, полученным при математическом моделировании. Под действием рабочего усилия прижатия в этой части сварного соединения образуется грат. На конечной стадии прогрева и после остывания (рис. 7, б) тепловое поле приобретает эллипсоидную форму с максимумом в центре. Полученные экспериментальные данные демонстрируют тепловое поле на боковой поверхности сварного соединения, поэтому несколько отличаются от данных предложенной расчетной модели, где рассматривается тепловое поле внутри сварного соединения.

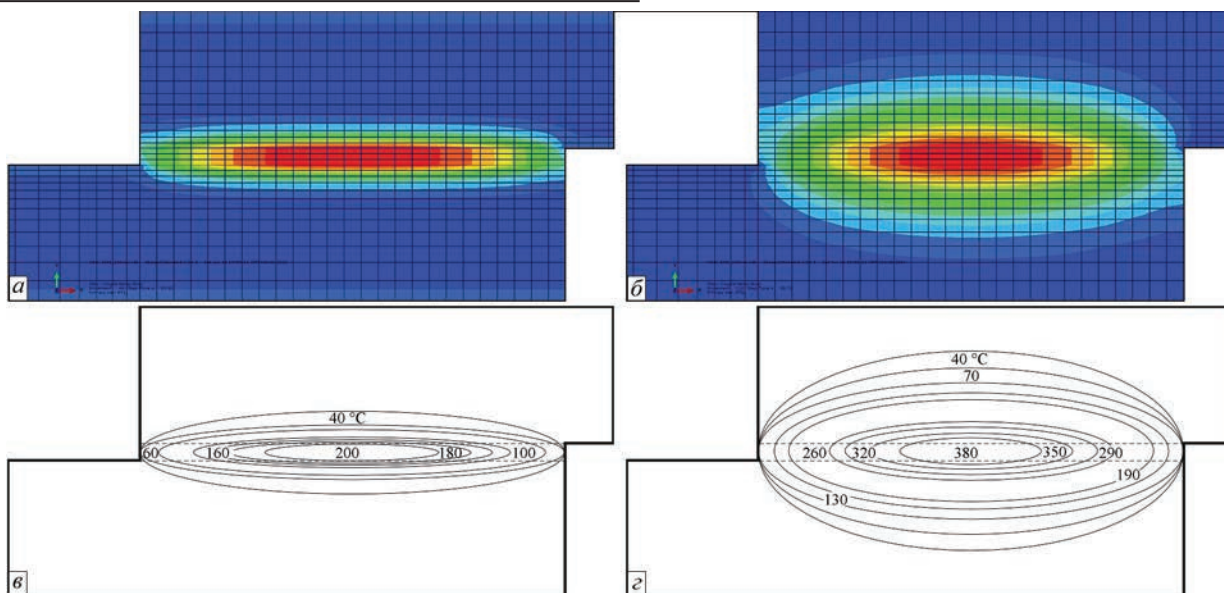


Рис. 6. Температурное поле в начальный (а) и конечный (б) моменты времени процесса сварки и их изотермы (в, г, соответственно)

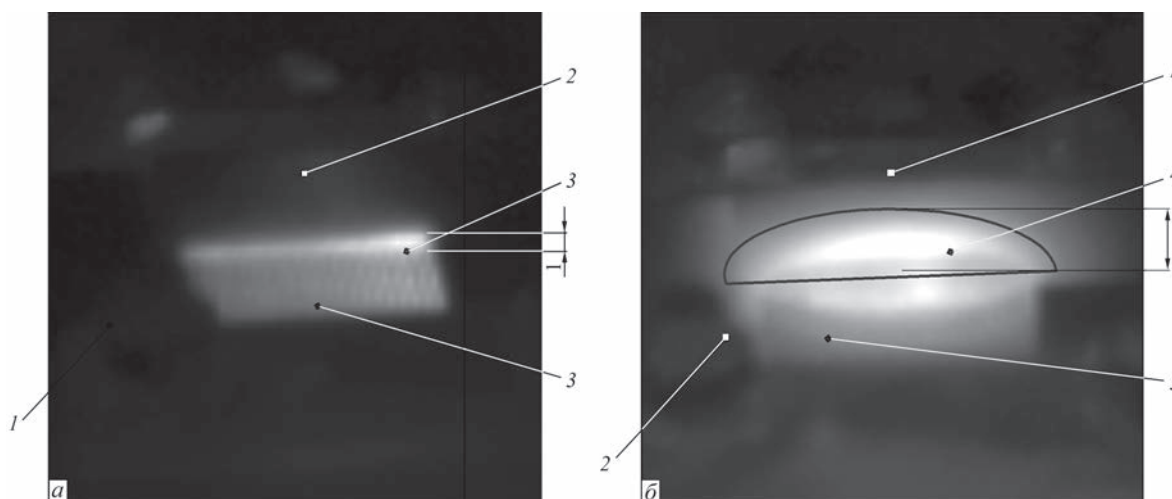


Рис. 7. Последовательные иллюстрации процесса сварки закладным элементом: а — 12 с ($T_{\max} = 160\text{ }^{\circ}\text{C}$); б — 100 с ($T_{\max} > 400\text{ }^{\circ}\text{C}$). 1 — образец 2; 2 — образец 1; 3 — электрод; 4 — закладной элемент

По результатам моделирования были построены графики изменения температуры (рис. 8) в процессе сварки закладным элементом — сеткой в характерных точках сварного соединения, показанных на рис. 4.

Графики, полученные экспериментальным путем при непосредственном измерении температуры с помощью термопар в процессе сварки закладным элементом с длительностью прогрева 120 с, приведены на рис. 9. Следует также отметить, что несмотря на разницу в длительности процесса нагрева, графики аналогичны и имеют схожий характер, что подтверждает эффективность моделирования и схожесть тепловых процессов в сварном соединении при разных условиях сварки.

Как на расчетном, так и на экспериментальном графиках температура полимерного материала в плоскости сетки (точка 2) постепенно возрастает по мере распространения тепла от нагретых продоль-

ных проволок сетки с двух сторон в центр. Поскольку при моделировании вместо сетки использовалось упрощенное представление нагревателя в виде го-

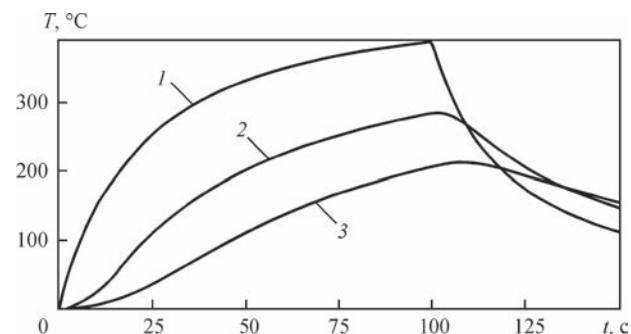


Рис. 8. Результаты моделирования изменения температуры в характерных точках сварного соединения: 1 — температура на поверхности закладного элемента; 2 — температура на расстоянии 0,5 мм от поверхности закладного элемента; 3 — температура в слоях полимера, удаленных от плоскости закладного элемента

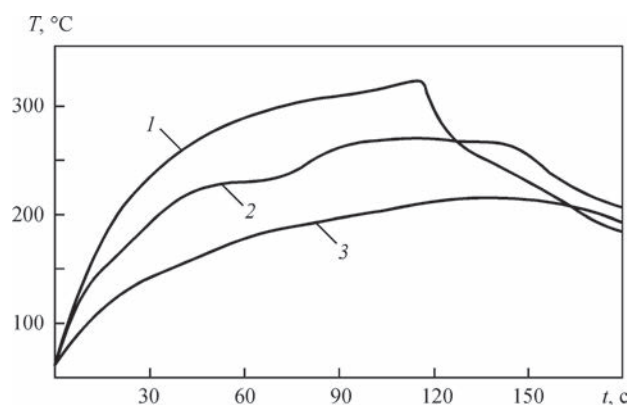


Рис. 9. Результаты экспериментального измерения температуры в характерных точках сварного соединения (описание 1–3 см. рис. 8)

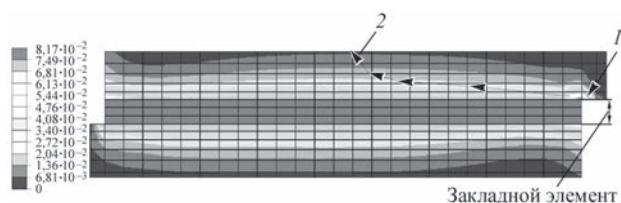


Рис. 10. Поле эквивалентных пластических деформаций в нахлесточном сварном соединении: 1 — зона с максимальным значением остаточной пластической деформации; 2 — траектория разрушения

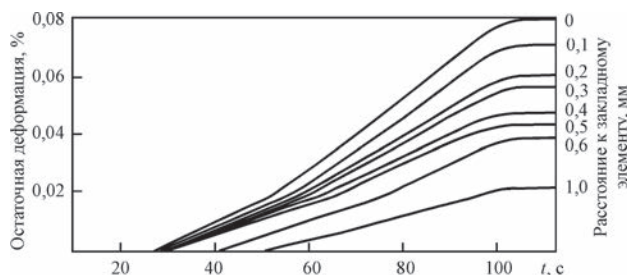


Рис. 11. Изменение величины пластической деформации полимера во времени на разных расстояниях от поверхности закладного элемента

могенной и изотропной металлической ленты, модельный график точки 2 соответствует расстоянию 0,5 мм от поверхности нагревателя. Поэтому экспериментальная температура в этой точке несколько выше по сравнению с данными, полученными в процессе моделирования.

Температура в слоях полимера, удаленных от плоскости закладного элемента (точка 3) возрастает медленно, по сравнению с прилегающей к закладному элементу полимерной матрице, что объясняется невысокой теплопроводностью материала. Точка плавления материала здесь достигается практически в момент выключения источника питания, однако из-за инерционности процесса распространения тепла прогрев материала в этой зоне продолжается еще некоторое время. Это способствует более равномерному расплавлению основного материала и дальнейшему нормальному формированию сварного соединения. Кривая изменения температуры в точке 3, полученная в ре-

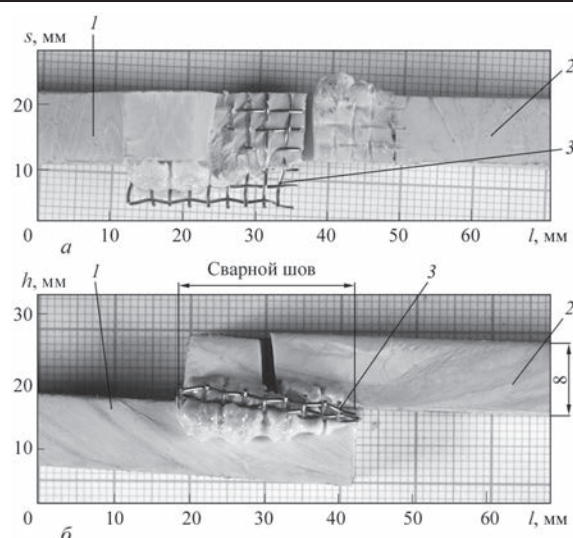


Рис. 12. Характер разрушения образца (l — длина, h — высота, s — ширина), вырезанного из равнопрочного нахлесточного сварного соединения полимерного материала ZX-410: а — вид сверху; б — вид сбоку (1 — образец 2; 2 — образец 1; 3 — закладной элемент)

зультате моделирования, подтверждает полученные экспериментальные результаты.

В работе проводили также моделирование развития остаточных пластических деформаций, обусловленных выделением тепла в процессе сварки. Результаты моделирования представлены на рис. 10.

На начальной стадии прогрева остаточная пластическая деформация практически отсутствует, ее развитие фиксируется только на краях сварного соединения, где закладной элемент прилегает к основному полимерному материалу. В дальнейшем пластические деформации равномерно распространяются вдоль плоскости закладного элемента. Характер изменения величины пластической деформации полимера во времени на разных расстояниях от закладного представлен на рис. 11. Как видно, наибольшие величины пластической деформации достигаются на краю сварного соединения (рис. 10, поз. 1).

Механические испытания нахлесточных сварных соединений, полученных на оптимальных режимах, показывают их равнопрочность основному материалу (рис. 12, а), где разрушение происходило не по сварному соединению, а по основному материалу. Разрушение нахлесточного соединения при испытаниях на сдвиг (рис. 12) происходит по траектории, сходной с линией наибольших значений величины пластической деформации, полученной при моделировании (рис. 10, б).

Выводы

В работе представлена двумерная модель развития температурных полей при сварке закладным элементом листового полимерного материала ZX-

410 с учетом его температурно-зависимых теплофизических параметров, которая также учитывает развитие остаточных пластических деформаций при нагреве в зоне сварки. Корректность моделирования подтверждается экспериментальными измерениями температуры в процессе сварки при помощи термопар и тепловизора. Показано, что разрушение образцов при нагрузке на сдвиг начинается в области наибольших пластических деформаций и распространяется в направлении к центральной области шва.

Таким образом, по результатам моделирования можно спрогнозировать возможные области с повышенным риском формирования непроваров по краям закладного элемента, что связано с неравномерным распределением температуры в зоне сварки. Такие непровары необходимо компенсировать соответствующим увеличением площади нахлесточного шва.

В дальнейшем разработанные модели могут быть использованы для прогнозирования оптимальных режимов прогрева при сварке закладным элементом, в нашем случае — металлической сеткой.

Список литературы / References

1. Jakobsen T. B., Don R. C., Gillespie Jr. J. W. (1989) Two-dimensional Thermal Analysis of Resistance Welded Thermoplastic Composites. *Polymer Engineering and Science*, 29, 23, 1722–1729.
2. Ageorges C., Ye L., Mai Y.-W., Hou M. (1998) Characteristics of resistance welding of lap shear coupons. Part I. Heat transfer. *Composites Part A*, 29, 899–909.
3. Colac Z. S., Sonmez F. O., Kalenderoglu V. (2002) Process modeling and optimization of resistance welding for thermoplastic composites. *J. of Composite materials*, 36, 6, 721–744.
4. Yousefpour A., Simard M., Oceau M.-A., Hojjati M. (2005) Process optimization of resistance-welded thermoplastic composites using metal mesh heating elements. *Proceedings of SAMPE*, USA, Long Beach.
5. Stavrov D., Nino G. F., Bersee H. E. N., Beukers A. (2007) Optimization tool for welding of thermoplastic composites. *16-th International Conference on Composite Materials*. Kyoto, Japan, Fellow Doshisha University.
6. Ibeh C. C. (2011) *Thermoplastic Materials: Properties, Manufacturing Methods, and Applications*. CRC Press, Boca Raton, FL.
7. Menczel J. D., Prime R. B. (2009) *Thermal analysis of polymers: fundamentals and applications*. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey, USA.
8. Simon S. L. (1997) Enthalpy Recovery of Poly(ether imide): Experiment and Model Calculations Incorporating Thermal Gradients. *Macromolecules*, 30(14), 4056–4063.
9. Gabbott P. (ed.) (2007) *Principles and Applications of Thermal Analysis*. Wiley, Blackwell Publishing Ltd.

Р. В. Колісник, М. В. Юрженко, М. Г. Кораб,
А. О. Шадрін, Ю. В. Литвиненко

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

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕРМОМЕХАНІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ЗАКЛАДНИМ ЕЛЕМЕНТОМ ВИСОКОТЕХНОЛОГІЧНИХ ПЛАСТМАС

Термостійкі полімери знаходять все більше застосування в аерокосмічній, автомобільній та інших галузях промисловості. Для процесу зварювання термопластів важливим є вивчення розподілу температури усередині напусткового зварного з'єднання. В роботі виконано моделювання термічних і деформаційних процесів під час зварювання заставним елементом листових зразків з високотехнологічного термостійкого полімеру ZEDEX ZX-410 на основі полієфірімідів. Критерієм для оптимізації параметрів процесу є температура плавлення та температура деструкції полімерного матеріалу. Показана кореляція результатів моделювання і експериментальних даних, отриманих в результаті як теплових досліджень процесу формування зварних з'єднань, так і механічних випробувань вже самих сформованих зварних з'єднань. Бібліогр. 9, рис. 12.

Ключові слова: зварювання заставним елементом, високотехнологічні полімери, моделювання, випробування

R.V. Kolesnik, M.V. Yurzenko, N.G. Korab,
A.A. Shadrin, Yu.V. Litvinenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

MODELING THERMOMECHANICAL PROCESSES IN WELDING HIGH-TECH PLASTICS WITH EMBEDDED ELEMENTS

Heat-resistant polymers are ever wider applied in aerospace, automotive and other industries. For the process of thermoplastic welding it is important to study temperature distribution inside the overlap welded joint. In this work thermal and deformation processes in welding with embedded element of sheet samples from high-tech heat-resistant polymer ZEDEX ZX-410 based on polyetherimide, were modeled. Melting temperature and polymer material destruction temperature were the criteria for optimization of process parameters. Good correlation is shown for modeling results and experimental data obtained both from thermal studies of the process of welded joints formation, and mechanical testing of the formed welded joints. 9 Ref., 12 Fig.

Keywords: welding with embedded element, high-tech polymers, modeling, testing

Поступила в редакцию 24.07.2017

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРИМЕНЕНИЯ СУБСТРУКТУРНО-УПРОЧНЕННЫХ ТРУБ НА ПОВЕРХНОСТЯХ НАГРЕВА БЛОКОВ КОТЛОВ СВЕРХКРИТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ

А. В. ГРУЗЕВИЧ

Институт магнетизма НАН Украины и МОН Украины.
03142, г. Киев, бульв. Акад. Вернадского, 36, б. E-mail: trip.imag@gmail.com

Представлены результаты исследований механико-термической обработки труб как эффективного метода повышения долговечности и надежности работы энергетического оборудования. Обобщен опыт промышленной эксплуатации труб из механико-термически упрочненной стали 12Х1МФ на поверхностях нагрева котлов сверхкритического давления. Показана возможность и эффективность применения данного метода на примере мощностей Трипольской ТЭС. Библиогр. 11. табл. 7, рис. 7.

Ключевые слова: механико-термическая обработка, упрочнение стали, ресурс оборудования, субструктура, жаропрочность, жаростойкость

Повышение надежности работы поверхностей нагрева является одним из основных условий надежной работы всего котлоагрегата.

Условия эксплуатации поверхностей нагрева в котлах мощных энергоблоков отличаются коррозионной активностью среды при рабочих температурах, действием продуктов сгорания и других вредных факторов на поверхность труб, что влечет ускоренный износ. Все это определяет возросшие требования к надежности и долговечности работы оборудования.

Одной из основных причин аварийных остановов энергоблоков большой единичной мощности является повреждение труб поверхностей нагрева котлов. Так, выход из строя труб пароперегревателей, связанный с перегревами металла и ускоренным развитием ползучести, или типичные повреждения экранной системы, связанные с развитием коррозионно-термической усталости и газовой коррозии, происходят уже после 10...15 тыс. ч. работы.

Актуальная задача обеспечения надежности эксплуатации поверхностей нагрева котлов, блоков сверхкритического давления (СКД) рассматривается в работе с точки зрения применения труб из стали 12Х1МФ, упрочненных методом механико-термической обработки (МТО).

Метод МТО является одним из наиболее эффективных современных способов субструктурного упрочнения сталей перлитного класса. Сущность метода заключается в деформировании металла после стандартной [1] термической обработки (нормализация (Н) и отпуск (О)) на небольшие обжаты выше площадки текучести и

последующего полигонизационного отжига в до-рекристаллизационном интервале температур.

Металлургическая промышленность Украины выпускала упрочненные МТО трубы диаметром 32...42 × 4...6 мм из стали 12Х1МФ по техническим условиям ТУ 14-3-1072 [2]. В данной работе рассмотрены результаты исследований МТО труб как метода для повышения долговечности и надежности работы энергетического оборудования. Показана возможность и эффективность применения данного метода с целью увеличения ресурса работы энергетического оборудования на примере мощностей Трипольской ТЭС.

В соответствии с принятой технологией трубы подготовленного размера по [1] в состоянии после Н и О проходят деформирование на 10...15 % и последующий отжиг при температуре 700...720 °С с выдержкой 1,5 ч.

Дополнительная обработка не вносит изменений в соотношение основных структурных составляющих (бейнита, феррита, карбидной фазы), но приводит к изменению тонкой дислокационной структуры стали. Деформация обеспечивает введение в решетку стали дополнительного количества дислокаций, а последующий отжиг способствует их перераспределению, частичной аннигиляции и созданию термически устойчивой субструктуры. При этом происходит фрагментация зерен, упорядочение субмикродоменов с образованием дислокационных стенок и формирование полигональной субструктуры, что дает эффект упрочнения [3, 4].

Данные металлографических исследований труб из стали 12Х1МФ, выполненные на микро- и

Таблица 1. Механические свойства* металла труб из стали 12Х1МФ после стандартной термообработки (Н и О) и МТО

T, °C	Н и О			МТО				
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\%_{\text{упр.}}$	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	$\%_{\text{упр.}}$	δ , %
20	500	Ø	27,8	595	19,0	510	27,5	23,0
	Требования ТУ 14-3-460 [3], не менее			Требования ТУ 14-3-1072 [4], не менее				
	450...650	280	21	490...637		372		21
300	510	410	19,0	570	12,0	500	22,0	17,0
Ø	545	Ø	21,0	590	8,3	520	18,2	17,0
450	490	360	26,0	530	8,2	450	29,0	20,0
540	420	310	28,0	455	8,3	424	36,8	19,0
550	407	345	26,3	4	9,1	Ø	17,1	22,3
570	374	285	25,0	390	4,3	370	29,8	20,0

* В таблице приведены средние величины полученных механических характеристик металла.

субструктурном уровне, подтверждают эти представления [4].

Микроструктура стали после МТО практически не меняется. В то же время при электронно-микроскопическом анализе выявлены существенные изменения субструктуры материала. Так, для исходного состояния стали после Н и О характерно бессистемное распределение дислокаций в объеме наследственных зерен. В стали после МТО наблюдается четко выраженная полигонизация структуры с образованием субграниц и дислокационных стенок (рис. 1) [4].

Сравнение кратковременных механических характеристик стали после стандартной термообработки (Н и О) и МТО, при нормальной и повышенных температурах в интервале 300...570 °С, показало устойчивое упрочнение металла труб после МТО при достаточном уровне пластичности (табл. 1) [3, 4]. Так, при нормальной температуре упрочнение по пределу прочности составляет 19 % и по пределу текучести 27,5 %. При повышенных температурах упрочнение по пределу прочности, в среднем, составляет 8,4 % и по пределу текучести 25,5 %. Величина относительного удлинения в исследованном интервале температур составляет 17...23 %.

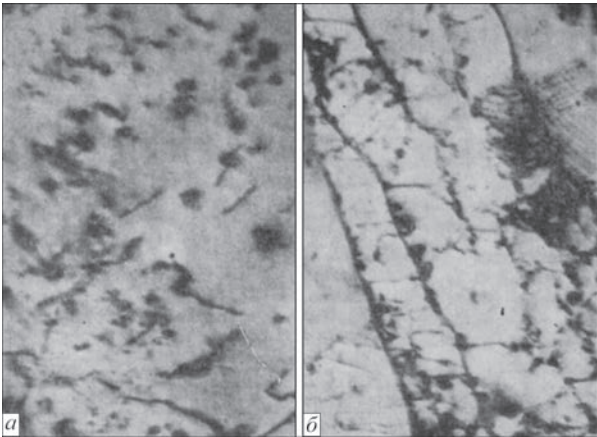


Рис. 1. Тонкая структура (×30000) металла труб из стали 12Х1МФ: а — после нормализации с отпуском; б — после МТО

Важно отметить более высокую степень упрочнения МТО стали по пределу текучести, что обеспечивает стабильность созданного упрочненного состояния в процессе длительной эксплуатации труб при напряжениях ниже площадки текучести, т. е. при номинальных рабочих напряжениях.

Жаропрочные свойства металла труб из упрочненной стали 12Х1МФ определялись по результатам испытаний на длительную прочность, по сопротивлению длительному разрушению при 540 °С и напряжениях в интервале 160...240 МПа. В равных условиях испытывались образцы стандартных [3] и после МТО [2] труб (табл. 2) [5]. По данным испытаний оценивалось увеличение времени до разрушения МТО образцов по отношению к стандартным образцам.

Приведенные в табл. 2 данные свидетельствуют о повышенном (в среднем в 5 раз) сопротивлении длительному разрушению упрочненной МТО стали даже при статических напряжениях, в 2...3 раза превышающих номинальные эксплуатационные рабочие напряжения энергооборудования.

Таким образом, комплексное обследование структуры, субструктуры, кратковременных и длительных механических свойств упрочненной МТО теплоустойчивой трубной стали 12Х1МФ показало перспективность применения этого метода упрочнения для повышения надежности труб поверхностей нагрева котлов высокого и сверхвысокого давления.

Таблица 2. Жаропрочные свойства металла труб из стали 12Х1МФ при 540 °С после стандартной термообработки (Н и О) и МТО [5]

Нагрузка при испытании, МПа	Н и О		МТО		
	$\tau_{\text{разр.}}$, ч	δ , %	$\tau_{\text{разр.}}$, ч	Увеличение $\tau_{\text{разр.}}$, ч (в число раз)	δ , %
160	2003	12,0	8352	4,2	13,7
180	950	25,0	2727	2,9	9,0
200	425	38,0	1643	3,9	13,0
220	109	22,5	913	8,4	10,0
240	51	23,5	270	5,3	13,0

В работе приводятся результаты длительной промышленной эксплуатации субструктурно-упрочненных труб из стали 12Х1МФ на конвективном пароперегревателе низкого давления (КПП н/д) котла ТПП-210А и панелях нижней радиационной части (НРЧ) котлов ТГМП-314А блоков 300 МВт.

Длительная промышленная эксплуатация труб МТО на КПП н/д пылеугольных котлов ТПП-210А блока 300 МВт. Опыт применения субструктурно-упрочненных труб из стали 12Х1МФ на поверхностях нагрева энергетических котлов имеет свою предысторию.

Впервые упрочненные МТО трубы в виде прямых опытных вставок были установлены на выходной ступени пароперегревателя высокого давления КПП в/д котла БКЗ 210-140 ПТ с рабочими параметрами пара: температурой 550 °С и давлением 14,0 МПа [3]. В соответствии с проектом КПП в/д котла был изготовлен из аустенитной стали 12Х18Н12Т с типоразмером трубы 32×5,0 мм.

Условия эксперимента намеренно ужесточались. Наряду с опытными вставками номинального типоразмера на КПП в/д были установлены вставки с утоненной стенкой трубы типоразмера 32×4,0 мм.

Упрочненные МТО вставки из стали 12Х1МФ отработали на пароперегревателе 51382 ч без повреждений и были демонтированы при ремонтных операциях и реконструкции оборудования.

За время эксплуатации опытных вставок проводились систематические наблюдения за состоянием труб МТО. Периодические осмотры, измерительный контроль и результаты исследований контрольных вырезов показали хорошее состояние металла.

Исследование стабильности созданного упрочненного состояния в процессе длительной эксплуатации опытных вставок выявило, что дислокационные субграницы, стенки дислокаций и фрагментация структуры сохраняются (рис. 2). При этом происходит некоторое уширение субграниц металла за счет притока дислокаций и выделений по границам дисперсных частиц карбидной фазы. Следует отметить, что уменьшение толщины стенки до 4 мм не активизирует эти процессы, что можно объяснить меньшими градиентами температуры по сечению утоненной трубы.

Одновременно наблюдается закономерный процесс дифференциации бейнитной и ферритно-перлитной микроструктуры стали за счет старения с образованием участков ферритно-карбидной смеси, выделением обособленных карбидов и их коагуляцией. Однако сохранение фрагментированной субструктуры обеспечивает стабильность свойств и торможение скорости ползучести стали.

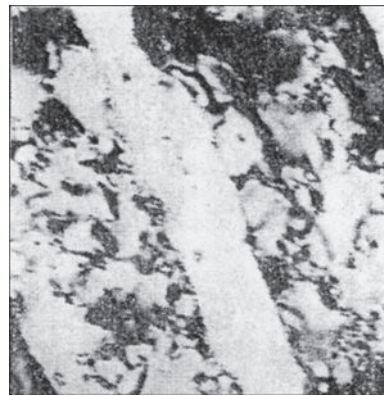


Рис. 2. Тонкая структура ($\times 30000$) металла трубы, упрочненной МТО, после 51382 ч. эксплуатации на КПП в/д

Максимальная зафиксированная после 51 тыс. ч. эксплуатации остаточная деформация труб МТО вставок не превышала 0,63 %.

Для подтверждения стабильности прочностных характеристик и пластичности труб МТО из стали 12Х1МФ приводятся данные кратковременных механических испытаний вырезов из опытных вставок диаметром 32×4,0 мм КПП в/д котла ПК-41 после различных сроков эксплуатации (табл. 3).

Как видно из приведенных данных, в первый период эксплуатации до 5000 ч происходит частичный возврат упрочненного состояния стали на 5...4 % по пределу прочности, а далее снижение прочности замедляется и составляет 3,6...2,7 %.

Разупрочнение стали по пределу текучести незначительно и за все исследованное время эксплуатации практически не превышает 1 %.

При этом пластичность стали во всем исследованном интервале времени остается на сдаточном уровне.

Положительные результаты эксплуатационного опробования упрочненной МТО стали 12Х1МФ на опытных вставках дали основание для промышленного внедрения МТО труб взамен стандартных материалов, на пароперегревателях котлов ВД и СКД.

На двух котлах ТПП-210А блока 300 МВт из труб стали 12Х1МФ диаметром 42×4,0 мм после МТО [4] были смонтированы 3840 змеевиков

Т а б л и ц а 3 . Механические свойства металла опытных вставок из стали 12Х1МФ, упрочненной МТО, после различных сроков эксплуатации на КПП в/д

Время эксплуатации, ч	Температура испытаний 20 °С			Температура испытаний 570 °С		
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %
Исходное состояние	630	542	22,1	396	364	30,2
0	600	476	29,5	379	347	31,0
7000	585	455	28,5	355	314	29,5
15000	582	451	29,5	344	303	29,0
23000	565	459	31,0	294	286	29,4

(100 %) четырех ниток пароперегревателя КПП н/д II ступени. Рабочие параметры узла: температура пара 545 °С и давление 3,7 МПа.

Ранее на пароперегревателе котла, в соответствии с проектом, были установлены трубы из стали 12Х2МФСР [1], что не обеспечивало надежной эксплуатации узла.

Общее число прямых и гнутых элементов из труб после МТО, установленных на пароперегревателе, составляет 3840.

При изготовлении змеевиков пароперегревателя на заводе затруднений с гибкой и сваркой труб не наблюдалось.

К настоящему времени трубы после МТО работали на КПП н/д II ст. котла 65374 и 68095 ч (корпуса котла Б и А, соответственно).

Эксплуатация труб проходит, практически, безаварийно. За время эксплуатации на КПП н/д II ст. произошел один случай повреждения из-за свища в сварном соединении, что составляет 0,03 % числа сварных соединений труб после МТО. При гидравлических опрессовках котла после плановых ремонтов было отбраковано 9 труб на различных нитках пароперегревателя также по причине свищей в ремонтных сварных соединениях, что составляет 2,8 % общего числа сварных стыков.

Для сопоставления можно привести данные по повреждениям стандартных труб КПП н/д II ст. котла из стали 12Х2МФСР за такой же предыдущий период эксплуатации. За это время аварийно и по результатам осмотров было отбраковано 38 труб, что составляет 10 %.

В процессе эксплуатации проводится систематический мониторинг за состоянием металла упрочненных труб в периоды штатных остановов на текущие и капитальные остановки котла, включающий осмотры, измерения остаточной деформации ползучести, определения толщины стенки и коррозионного износа металла труб.

На будущее планируется провести контрольные вырезки для исследования структурных изменений и уровня механических свойств, жаростойкости и жаропрочности металла в процессе длительной эксплуатации.

Длительная промышленная эксплуатация труб после МТО на нижней радиационной части (НРЧ) газомазутных котлов ТГМП-314А блоков 300 МВт. Положительные результаты опробования и длительной промышленной эксплуатации МТО труб на пароперегревателях котлов ВД и СКД послужили основанием для расширения эксперимента по использованию субструктурно-упрочненных труб на энергооборудовании.

Безусловный интерес представляло исследование возможности применения упрочнен-

ных труб в зонах наибольшего техногенного риска на котлах СКД, которыми являются экраны нижней радиационной части топки. Как показал опыт эксплуатации стандартных [1] труб из стали 12Х1МФ, массовые повреждения экранов наблюдаются уже в первый период эксплуатации. Характер повреждений, практически, однотипен для пылеугольных и газомазутных блоков. Вначале происходит утонение стенки лобовой части трубы за счет термоусталостного коррозионного износа или наружной газовой коррозии. Далее утоненные трубы разрушаются вследствие развития ускоренной ползучести в условиях повышенных рабочих напряжений.

На первом этапе эксперимента опытные прямые вставки упрочненных труб были установлены на панелях боковых экранов нижней радиационной части (НРЧ) котла ТПП-210А и панелях заднего и фронтального экранов НРЧ котла ТГМП-314А блоков 300 МВт, работающих соответственно на пылеугольной смеси и газомазутном топливе. Для эксплуатационного опробования были использованы прямые участки труб после МТО из стали 12Х1МФ диаметром 38×6,0 и 32×6,0 мм. Рабочие параметры узла: температура среды 400...389 °С, давление 30 МПа, температура стенки трубы 460 °С.

Следует отметить, что на котлах ТПП-210А опытные упрочненные вставки были установлены без ошиповки и, таким образом, эксплуатировались в условиях более тяжелых, чем стандартные ошипованные трубы НРЧ [3].

Результаты исследования [6] металла вырезок из трех опытных вставок боковой стенки НРЧ котла ТПП-210А после 21 тыс. ч. эксплуатации показали, что деформация и утонение труб за счет коррозии не наблюдается (рис. 3).

Выявлена начальная стадия развития коррозионно-термической усталости металла со стороны наружной поверхности трубы (рис. 4).

Эксплуатация труб не сказалась на структуре и тонкой дислокационной структуре стали даже в наиболее напряженной части сечения — на огневой стороне трубы. Состояние микроструктуры упрочненной трубы по всему сечению однородно, со слабыми признаками дифференциации (рис. 5, а, б). Исследование дислокационной структуры [7] свидетельствует об отсутствии тонких структурных изменений по сечению трубы (рис. 5, в, г). Плот-



Рис. 3. Поперечное сечение упрочненных МТО труб НРЧ после 21 тыс. ч эксплуатации

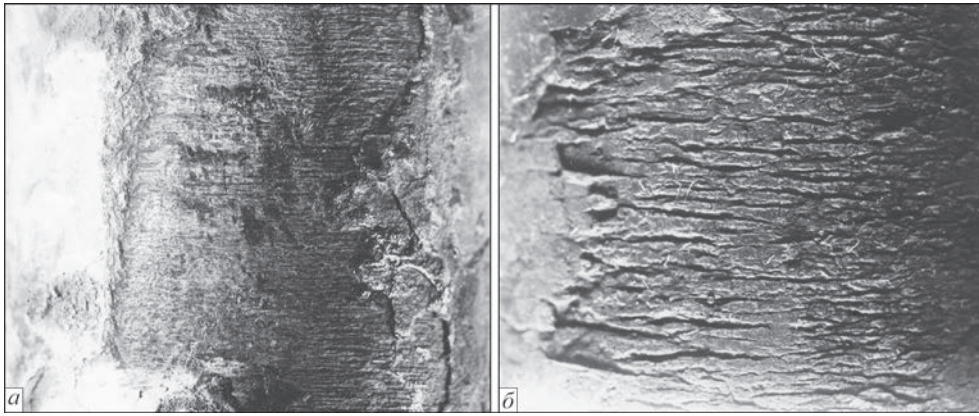


Рис. 4. Наружная поверхность огневой стороны стандартной (а) и упрочненной (б) труб НРЧ после 21 тыс. ч эксплуатации

ность дислокаций, равномерно распределенных в ферритных зернах, составляет $(0,6...0,8) \cdot 10^{-8} \text{ см}^{-2}$, что соответствует исходному состоянию.

Однородность структурного состояния по сечению труб после МТО согласуется с уровнем прочностных и пластических свойств стали, которые, практически, одинаковы на огневой и тыльной части труб. Определение механических характеристик металла при нормальной и высоких температурах после 21 тыс. ч эксплуатации показало стабильность упрочненного состояния при сохранении пластичности стали (табл. 4).

Опыт безаварийной работы вставок МТО на НРЧ котлов позволил перейти от эксплуатационного опробования отдельных труб к опробованию блок-панели на заднем экране НРЧ котла ТГМП-314А, полностью изготовленной в заводских условиях из 41 упрочненной трубы (1/2 штатной панели НРЧ).

При выполнении технологических операций по гибке упрочненных труб, контактной и ручной электродуговой сварке труб после МТО, а также композитных стыков труб после МТО со стандартными трубами, трудностей не возникало.

Эксплуатация опытной блок-панели проходит безаварийно. Периодическое техническое диагностирование панели в процессе эксплуатации показало хорошее состояние металла. Не обнаружено следов интенсивной наружной коррозии и утонения труб, недопустимая остаточная деформация труб отсутствует. Гнутые участки труб и сварные стыки также в удовлетворительном состоянии, что свидетельствует о наследовании упрочненного состояния стали на гibaх труб и в сварных соединениях.

Срок эксплуатации опытных деталей экранов НРЧ котлов ТПП-210А и ТГМП-314А составил 28...31 тыс. ч.

Анализ результатов проведенного эксплуатационного опробования подтвердил стабильность упрочненного состояния труб после МТО и стал достаточным основанием для их промышленного внедрения на НРЧ котлов блоков СКД взамен стандартных материалов.

На двух котлах ТГМП-314А блоков 300 МВт было установлено 46 % панелей из труб, упрочненных МТО (13,5 панелей), на фронтном, заднем и подовом экранах НРЧ. Установленные панели заводского изготовления, в соответствии с требованиями [2]. Общее число установленных на панелях гнутых и прямых элементов труб, упрочненных МТО, составляет 3500 ед.

Срок промышленной эксплуатации труб после МТО на панелях НРЧ котлов ТГМП-314 к настоящему времени составил 96...104 тыс. ч, в том числе опытных вставок, оставленных в работе, 137,6 тыс. ч.

Эксплуатация труб проходит, практически, безаварийно.

За проанализированное время работы оборудования на одном из котлов ТГМП-314А в зоне горелок произошло повреждение трубы, упрочненной МТО, по причине перегрева (менее 0,03 % числа

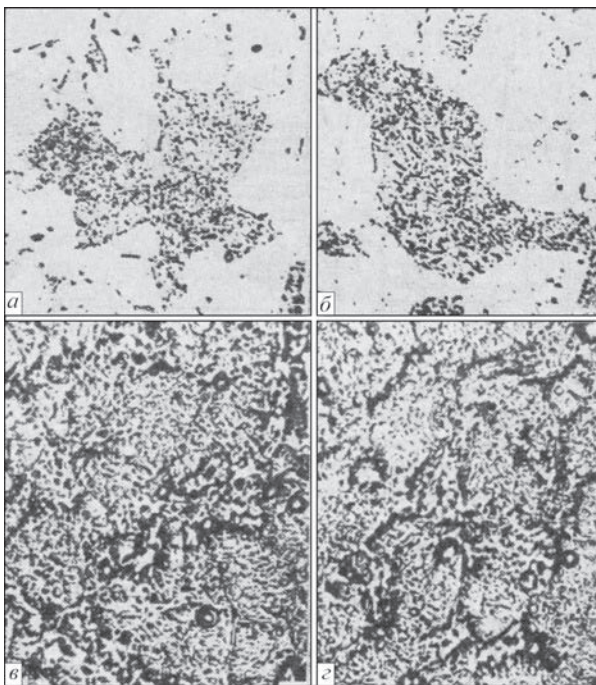


Рис. 5. Микроструктура (а, б) и дислокационная структура (в, г) упрочненной трубы НРЧ после 1 тыс. ч эксплуатации: а, в — огневая, б, г — тыльная сторона трубы ($\times 1000$)

Таблица 4. Механические свойства металла опытных вставок, упрочненных МТО, боковых экранов НРЧ котла ТПП-210А после 21 тыс. ч эксплуатации

Номер вставки	Место вырезки образцов (сторона трубы)	Температура испытаний 20 °С			Температура испытаний 550 °С		
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %
1	Тыльная	632	488	24,6	401	379	22,4
	Огневая	633	506	22,5	401	368	22,3
2	Тыльная	645	507	22,5	419	0	20,0
	Огневая	645	508	22,5	409	378	21,0
3	Тыльная	608	460	24,4	0	374	21,6
	Огневая	606	450	24,2	390	360	21,4

установленных после МТО труб), что было связано с неудовлетворительной работой горелочно-го аппарата котла и потребовало замены и реконструкции аппарата. При плановых осмотрах, по внешнему виду (наружная коррозия, деформация трубы и т. п.) было отбраковано 54 трубы, упрочненной МТО, что составляет 1,5 % числа установленных труб.

В процессе эксплуатации проводились систематические периодические наблюдения за состоянием металла труб по месту и на контрольных вырезках.

Далее приводятся данные по исследованию вырезки одной из упрочненных МТО труб диаметром 32×6,0 мм фронтальной панели НРЧ котла ТГМП-314 после 89 тыс. ч эксплуатации.

При исследовании вырезки деформация трубы по диаметру не выявлена.

Состояние наружной и внутренней поверхности трубы изучалось после отмытки от отложений и специального теплового травления.

На наружной поверхности лобовой части трубы имеется сетка поперечных (кольцевых) корро-

зионно-усталостных трещин (рис. 6, а). На внутренней поверхности трубы выявлены одиночные коррозионные язвы диаметром до 0,5 мм.

Для определения характера и степени коррозионных повреждений проводилось металлографическое исследование продольного сечения трубы. Показано, что от наружной поверхности в сечение развиваются транскристаллитные тупые трещины, заполненные оксидами, на глубину до 0,22 мм (рис. 6, б). Коррозионные повреждения внутренней поверхности имеют вид язв округлой формы глубиной до 0,1 мм, также заполненных оксидами.

Таким образом, суммарная глубина коррозионно-поврежденного слоя сечения трубы составляет 0,32 мм.

Глубина коррозии трубы после МТО оценивалась по суммарному износу наружной и внутренней поверхности, выраженному максимальной величиной утонения стенки, которая составила 6,7 % или 0,4 мм.

Для сопоставления проводился расчет [8] допустимой глубины коррозии за тот же срок службы стандартной трубы как суммарной величины износа внутренней поверхности в среде СКД и наружной поверхности в среде продуктов сгорания сернистых мазутов.

Как видно из приведенных в табл. 5 данных, развитие коррозии упрочненных труб идет замедленно и глубина коррозии после 89 тыс. ч оказывается в 2 раза ниже предельно допустимой [8]. Общий объем коррозионных потерь металла труб после МТО можно рассматривать как сумму глубины коррозии и глубины коррозионно-поврежденных слоев. Даже и в этом случае, с учетом коррозионно-поврежденных подоксидных слоев сечения, суммарная глубина коррозии трубы МТО ниже допустимой для стандартной трубы из стали 12Х1МФ.

Приведенные данные свидетельствуют о повышенной жаростойкости стали 12Х1МФ после МТО в условиях длительной промышленной эксплуатации.

Существенных изменений микроструктуры металла вырезки из трубы МТО после 89 тыс. ч эксплуатации не выявлено. Структура состоит из до-

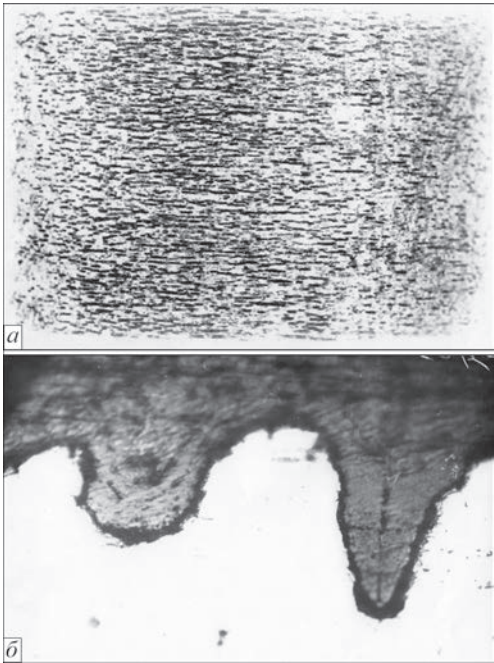


Рис. 6. Коррозионно-усталостные трещины на наружной поверхности (а) и в сечении (б) упрочненной МТО труб в НРЧ после 89 тыс. ч эксплуатации (×100)

Таблица 5. Жаростойкость МТО труб панелей фронтального экрана НРЧ котла ТГМП-314А после длительной эксплуатации (время эксплуатации 89 тыс. ч)

Образец	Глубина коррозии, мм					
	Наружная поверхность трубы		Внутренняя поверхность трубы		Глубина коррозии (общее утонение стенки)	Суммарная глубина коррозии
	Утонение	Подоксидный слой	Утонение	Подоксидный слой		
Труба после МТО	-	0,22	-	0,10	0,40	0,72
Труба после Н и О (расчетные данные)	0,71	-	0,13	-	0,84	0,84

статочны плотных бейнитных участков, феррита и обособленных карбидов, расположенных по границам зерен.

В объеме ферритных зерен встречаются одиночные дисперсные карбиды (рис. 7, а). Подобная структура может быть отнесена к «сдаточной» по шкале [1] для стали 12Х1МФ после Н и О.

Сравнение состояния исследованной трубы с микроструктурой труб опытных вставок НРЧ после 21 тыс. ч эксплуатации показывает их полную идентичность.

Исследование дислокационной структуры стали показало равномерное распределение фигур травления в поле феррита с плотностью $(0,8...0,9) \cdot 10^{-8} \text{ см}^{-2}$ (рис. 7, б), что незначительно выше уровня плотности после 21 тыс. ч эксплуатации. Выявлены участки регулярного построения фигур травления с фрагментированной структурой отдельных зерен (рис. 7, б), что свидетельствует о стабильности полигональной структуры МТО труб в процессе длительной эксплуатации.

Соответственно не произошло существенных изменений кратковременных механических свойств металла трубы (табл. 6), в сравнении с состоянием упрочненных труб после 21 тыс. ч эксплуатации. Отмечается лишь снижение на 3,9 % величины относительного удлинения, однако механические характеристики металла трубы после 89 тыс. ч эксплуатации остаются на уровне требований [2].

Остаточный ресурс металла трубы МТО после 89 тыс. ч эксплуатации был оценен по уровню накопленной микроповрежденности стали, которая

связана с процессами зарождения и роста пор и микротрещин [9, 10]. Интегральной оценкой изменений, являющихся результатом этих процессов, служит величина накопленной поврежденности ω [11]. Образцы для определения объемной плотности материала были взяты из лобовой части трубы.

Величина интегральной поврежденности ω определялась как отношение удельного объема пор в стали в момент исследования 89 тыс. ч к объему пор в момент разрушения. Для расчета остаточного ресурса использовалась эмпирическая зависимость относительного времени до разрушения от поврежденности, полученной экспериментально по изменению плотности материала (табл. 7).

Как видно из таблицы, плотность металла трубы, упрочненной МТО, после 89 тыс. ч эксплуатации оказалась близкой к эталонной плотности стандартной стали в исходном состоянии.

Таким образом, процесс накопления поврежденности упрочненной МТО стали во времени эксплуатации идет заторможенно, что свидетельствует о стабильности фрагментарной субструктуры упрочненного состояния, в которой полигональные границы препятствуют продвижению дислокаций и образованию новых микродефектов в объеме кристаллической решетки. Фактическая накопленная микроповрежденность металла трубы после МТО минимальна и остаточный ресурс после 89 тыс. ч эксплуатации остается на уровне расчетного, т. е. не менее 100 тыс. ч.

Полученные результаты промышленной эксплуатации труб после МТО из стали 12Х1МФ на НРЧ котлов СКД подтверждают стабильность упрочненного МТО состояния и сохранение экс-

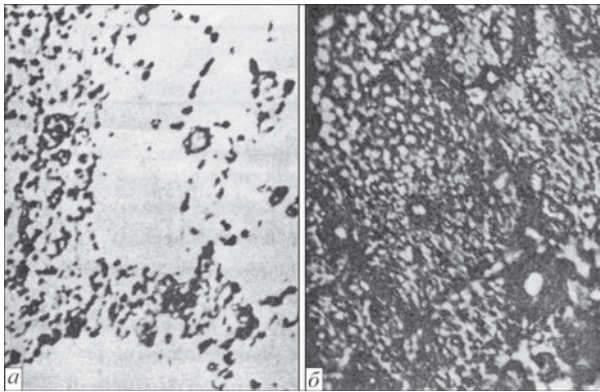


Рис. 7. Микроструктура (а) и дислокационная структура (б) упрочненной труб НРЧ после 89 тыс. ч эксплуатации ($\times 1000$)

Таблица 6. Механические свойства металла труб после МТО фронтального экрана НРЧ котла ТГМП-314А после эксплуатации (температура испытаний 20 °С)

Время эксплуатации, тыс. ч	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %
21 (опытные вставки)	606...645	450...508	22,5...24,6
89	$\frac{623...692}{490...637}$	$\frac{511...557}{\geq 372}$	$\frac{21,1...20,7}{\geq 21}$

В знаменателе значения в соответствии с [4].

Т а б л и ц а 7. Расчет остаточного ресурса по микроповрежденности металла трубы, упрочненной МТО, фронтowego экрана НРЧ котла ТГМП-314А после 89 тыс. ч эксплуатации

Объект исследования	Время эксплуатации, тыс. ч	Плотность, г/см ³	Поврежденность ω	Остаточный ресурс, тыс. ч
Труба после МТО фронтowego экрана НРЧ	89	7,831	< 0,1	≥ 100
Сталь 12Х1МФ после Н и О [11, 12]	Исходное состояние	7,835	0	≥ 100

плутационной надежности стали в течение длительных сроков службы.

Выводы

1. Систематические периодические наблюдения за состоянием металла труб показали, что в процессе эксплуатации дислокационная полигональная субструктура стали, обеспечивающая эффект упрочнения, остается стабильной. Соответственно не выявлены существенные изменения механических, жаропрочных свойств и жаростойкости стали. Недопустимое утонение стенки труб за счет наружной коррозии не установлено. Сварные соединения труб после МТО, выполненные контактной и ручной сваркой, в удовлетворительном состоянии. Накопление микроповрежденности стали после МТО идет замедленно и остаточный ресурс металла труб после длительной эксплуатации сохраняется на уровне расчетного — не менее 100 тыс. ч.

2. Обобщен опыт промышленной эксплуатации труб из упрочненной МТО стали 12Х1МФ на поверхностях нагрева котлов СКД. Показана стабильность упрочненного после МТО состояния в процессе эксплуатации, длительностью до 104 тыс. ч. Повреждения труб после МТО за указанный срок эксплуатации не превышают 0,1 % общего количества установленных.

3. Положительный опыт длительной промышленной эксплуатации упрочненных МТО труб из стали 12Х1МФ на поверхностях нагрева блоков СКД свидетельствует о технической и экономической целесообразности использования таких труб в энергетике, что обеспечивает увеличение долговечности ответственных узлов энергооборудования более, чем в 5...6 раз и решает актуальную задачу повышения эксплуатационной надежности ответственных узлов оборудования.

Список литературы

1. ГП «НИТИ» (2009) *TU 14-3-460: 2009/TU У 27.2-05757883-207:2009. Трубы стальные бесшовные для паровых котлов и трубопроводов.*

2. Минчермет СССР (1982) *TU 14-3-1072-82. Трубы стальные бесшовные холоднодеформированные механико-термически обработанные из стали 12Х1МФ для паровых котлов и трубопроводов.*

3. Гордиенко Л. К., Векслер Е. Я., Чайковский В. М. и др. (1981) Опыт эксплуатации упрочненных труб на поверхностях нагрева котлов высокого давления. *Энергетика и электрификация*, 3, 21–24.

4. Векслер Е. Я., Можаренко И. П., Фридман З. Г. и др. (1986) Субструктурное упрочнение котельных труб из стали 12Х1МФ. *Там же*, 2, 9–11.

5. Можаренко И. П., Долинская Л. А., Векслер Е. Я. и др. (1976) Структура и свойства котельных труб из сталей

12Х1МФ после механико-термической обработки. *Металловедение и термическая обработка*, 1, 2–4.

6. Векслер Е. Я., Можаренко И. П., Чайковский В. М. и др. (1980) Эксплуатация упрочненных механико-термической обработкой труб НРЧ из стали 12Х1МФ. *Энергетик*, 5, 22–23.

7. Векслер Е. Я. (1972) Исследование изменений дислокационной структуры стали 12Х1МФ в процессе эксплуатации. *Теплоэнергетика*, 10, 61–65.

8. Минэнерго СССР (1977) *Руководящий технический материал РТМ 108.030.122-77.* Котлы паровые стационарные сверхкритического давления. Методика расчета коррозионных потерь и температурного режима экранных труб.

9. Векслер Е. Я., Замекула И. В., Толстов В. Ю., Семешко Е. В. (2009) Оценка остаточного ресурса паропроводов высокого давления тепловых электростанций по уровню микроповрежденности металла. *Энергетика та електрифікація*, 5, 31–40.

10. Векслер Е. Я., Замекула И. В., Толстов В. Ю., Семешко Е. В. (2010) Технология диагностирования и оценка остаточного ресурса паропроводов высокого давления тепловых электростанций по уровню микроповрежденности металла. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 1, 23–31.

11. Желдубовский А. В., Сердитов А. Т., Ключников Ю. В. и др. (2013) Метод оценки остаточной долговечности материала в условиях длительного статистического нагружения. *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*, 3/7 (63), 24.

References

1. GP NITI (2009) *TU 14-3-460:2009/ TU U 27.2-05757883-207:2009: Steel seamless pipes for steam boilers and pipelines* [in Russian].

2. Minchermet SSSR (1982) *TU 14-3-1072-82: 12Kh1MF steel seamless cold-deformed mechanical-thermal-treated tubes for steam boilers and pipelines* [in Russian].

3. Gordienko, L.K., Versler, E.Ya., Chajkovsky, V.M. et al. (1981) Experience of operation of strengthened tubes on heating surface of high-pressure boilers. *Energetika i Elektrifikatsiya*, 3, 21-24 [in Russian].

4. Veksler, E.Ya., Mozhareno, I.P., Fridman, Z.G. et al. (1986) Substructural strengthening of boiler tubes from 12Kh1MF steel. *Ibid.*, 2, 9-11 [in Russian].

5. Mozhareno, I.P., Dolinskaya, L.A., Veksler, E.Ya. et al. (1976) Structure and properties of boiler tubes from 12Kh1MF steels after mechanical-thermal treatment. *Metallvedenie i Termich. Obrabotka*, 1, 2-4 [in Russian].

6. Veksler, E.Ya., Mozhareno, I.P., Chajkovsky, V.M. et al. (1980) Operation of strengthened by mechanical-thermal-treatment of lower radiant section from 12Kh1MF steel. *Energetik*, 5, 22-23 [in Russian].

7. Veksler, E.Ya. (1972) Examination of dislocation structure changes of 12Kh1MF steel during operation. *Teploenergetika*, 10, 61-65 [in Russian].

8. Minenergomash SSSR (1977) *RTM 108.030.122-77.* Steam stationary supercritical boilers. Procedure for calculation of corrosion losses and temperature mode of water-wall tubes [in Russian].

9. Veksler, E.Ya., Zamekula, I.V., Tolstov, V.Yu. et al. (2009) Assessment of residual life of high-pressure steam pipelines of thermal power plants by the level of metal microdamage. *Energetika i Elektrifikatsiya*, 5, 31-40 [in Russian].

10. Veksler, E.Ya., Zamekula, I.V., Tolstov, V.Yu. et al. (2010) Technology of diagnostics and assessment of residual life of high-pressure steam pipelines of thermal power plants by the level of metal microdamage. *Tekh. Diagnost. i Nerazrush. Kontrol*, 1, 23-31 [in Russian].
11. Zheldubovsky, A.V., Serditov, A.T., Klyuchnikov, Yu.V. et al. (2013) Method of assessment of material residual life under conditions of long-term static loading. *Vostochno-Evrop. Zh. Peredovoykh Tekhnologij*, 3/7(63), 24 [in Russian].

А. В. Грузевич

Інститут магнетизму НАН України та МОН України.
03142, м. Київ, бульв. Акад. Вернадського, 36, б.
E-mail: trip.imag@gmail.com

ЕФЕКТИВНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ СУБСТРУКТУРНО-ЗМІЦНЕНИХ ТРУБ НА ПОВЕРХНЯХ НАГРІВАННЯ БЛОКІВ КОТЛІВ НАДКРИТИЧНОГО ТИСКУ

Представлені результати досліджень механіко-термічної обробки труб як ефективного методу підвищення довговічності і надійності роботи енергетичного обладнання. Узагальнено досвід промислової експлуатації труб з механіко-термічно зміцненої сталі 12X1MF на поверхнях нагріву котлів надкритичного тиску. Показана можливість і ефективність застосування даного методу на прикладі потужностей Трипільської ТЕС. Бібліогр. 11, табл. 7, рис. 7.

Ключові слова: механіко-термічна обробка, зміцнення сталі, ресурс обладнання, субструктура, жароміцність, жаростійкість

A.V. Gruzevich

Institute of Magnetism under NAS and MES of Ukraine.
36-b Acad. Vernadskoho Blvd., 03142, Kiev.
E-mail: trip.imag@gmail.com

EFFICIENCY OF APPLICATION OF TUBES WITH SUBSTRUCTURE STRENGTHENING ON HEATING SURFACES OF SUPERCRITICAL BOILER BLOCKS

The results are presented on investigation of mechanical-thermal treatment of the tubes as an effective method to increase the life and operation reliability of power equipment. General experience of commercial application of the tubes of mechanical-thermal strengthened steel 12Kh1MF on the heating surfaces of supercritical boilers is presented. Possibility and efficiency of application of this method is shown by the example of Trypolie HPP capacities. 11 Ref., 7 Tabl., 7 Fig.

Keywords: mechanical-thermal treatment, strengthened steels, equipment life, substructure, high-temperature strength, heat resistance

Поступила в редакцию 07.06.2017

Семинар по новым технологиям ремонта

В Приазовском государственном техническом университете в течение 20 лет разрабатываются и внедряются новые технологии ремонта промышленного оборудования с помощью зарубежных и вновь разработанных отечественных композитных материалов, которые во многих случаях позволяют резко сократить затраты и сроки выполнения ремонтных работ, выполнять ремонт оборудования непосредственно на месте эксплуатации, а также восстанавливать оборудование, не подлежащее ремонту по старым технологиям. Новые технологии ремонтов многократно испытаны и применяются на многих предприятиях Украины.

Накопленный опыт университет передает в рамках недельного семинара, запланированного на 6-10 ноября 2017 г., во время которого будет проведено обучение представителей предприятия новым технологиям ремонта. Кроме практических навыков и теоретических знаний представителям предприятий будут переданы базовые технологии типовых ремонтов оборудования: восстановление направляющих станков, посадочных мест на валах, восстановление гнезд подшипников, дефектного литья, ремонт и защита от износа корпусов насосов, ремонт корпусных деталей с трещинами и т.д.

В результате обучения ваше предприятие будет иметь специалиста, который в критических ремонтных ситуациях сможет предложить и реализовать эффективный метод восстановления работоспособности узлов и машин.

Руководитель семинара д.т.н. **Ищенко А.А.** —
профессор кафедры «Механическое оборудование заводов черной металлургии».
Консультации по проведению семинара по тел.: (0629) 44-65-40, 44-65-29,
факс: (0629) 52-99-24, моб.: (067) 943-45-72, E-mail: kafedramz@gmail.com

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ НА КАЧЕСТВО ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКЕ В ЗАЩИТНОМ ГАЗЕ

В. П. ЕЛАГИН

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

Для сварки разнородных соединений широко используются высоколегированные сварочные материалы. Показано, что применение способа дуговой механизированной сварки в защитном газе разнородных аустенитных и перлитных сталей ограничено из-за образования в аустенитном многослойном шве дефектов, таких как несплавления и непровары, вызванных появлением тугоплавкой оксидной корки на поверхности наплавленного металла. Повысить качество шва возможно за счет обеспечения ее самоотделимости от поверхности металла в процессе охлаждения. Это достигается наличием в составе сварочной проволоки повышенного содержания таких элементов, как кремний, титан, цирконий и др., которые снижают в составе оксидной корки количество шпинелей на основе хрома, никеля, молибдена и др. и повышают количество хрупкой стеклообразной фазы. Библиогр. 15, табл. 3, рис. 1.

Ключевые слова: состав сварочной проволоки, дуговая механизированная сварка, защитный газ, разнородные стали, оксидная корка, самоотделимость корки

Характерной особенностью современных технологий сварки разнородных сталей является применение преимущественно ручной дуговой сварки высоконикелевыми материалами даже для соединения трубных элементов, таких как патрубки, сгибы, тройники и т. п., которые обычно выполняют механизированной сваркой. Высокое содержание никеля в составе сварочных материалов обусловлено необходимостью снижения толщины мартенситной прослойки и диффузии углерода в зоне сплавления аустенитного шва с перлитной сталью [1, 2]. Однако нестабильность формирования шва, характерная для ручной дуговой сварки, приводит к увеличению химической неоднородности и снижению влияния никеля на структурную неоднородность в зоне сплавления разнородных сталей и способствует образованию трещин в этой зоне. Одной из основных причин ограничения применения механизированной сварки разнородных сталей в защитном газе является образование в аустенитном многослойном шве дефектов, таких как несплавления и непровары, вследствие наличия тугоплавкой оксидной корки на поверхности наплавленного металла [3, 4]. Вместе с тем установлено, что при применении CO_2 в качестве защитного газа его смеси с кислородом или с азотом снижается химическая и структурная неоднородность [5, 6], а также повышается стойкость против образования пор в этой зоне [7, 8]. Этому способствует как повышение уровня аустенитности металла, так и улучшение жидкотекучести

металла в сварочной ванне и, в частности, в пристеночной зоне [9].

Известно успешное применение механизированной сварки разнородных сталей при использовании в качестве защитного углекислого газа или его смеси с азотом или воздухом [10]. Отсутствие дефектов в шве было получено за счет применения сварочной высоколегированной проволоки состава 08X20N9Г7Т, при сварке которой образующаяся оксидная корка самостоятельно отделяется в процессе охлаждения от поверхности наплавленного металла. Следовательно, при сварке в кислородсодержащем защитном газе возможно получение бездефектного аустенитного шва и в этом большое значение имеет выбор состава сварочной проволоки.

Целью данной работы является определение основных принципов выбора состава сварочной аустенитной проволоки для предотвращения образования дефектов в аустенитном шве при механизированной сварке разнородных сталей в защитном газе.

Работа выполнялась путем анализа химического состава известных высоколегированных сварочных проволок с разным содержанием никеля относительно вероятности самоотделения оксидной корки с поверхности наплавленного металла. Результаты проверялись путем выполнения швов механизированной сваркой в смеси CO_2 с 2 % азота с оценкой их качества. При этом определяли отделимость, химический состав и температуру стеклования оксидной корки, а также температуру кристаллизации металла шва методом высокотем-

Таблица 1. Марочный состав сварочных проволок, рекомендуемых для сварки разнородных сталей, мас. %

Марка (тип легирования) проволоки, нормативный документ	С, не более	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
								не более	
Св-08Х20Н9Г7Т, ГОСТ 2246-70	0,10	0,5...1,0	5,0...8,0	18,5...22,0	8,0...10,0	-	0,6...0,9	0,018	0,035
ЭП 622 (Х25Н25М3Г2), ТУ 14-1-4968-91	0,08	≤0,40	1,2...2,0	23,5...26,5	23,5...26,5	2,5...4,0	-	0,015	0,020
ЭП 673 (Х25Н40М7Г2), ТУ 14-1-4968-91	0,08	≤0,40	1,2...2,0	23,5...26,5	38,5...41,5	6,6...8,0	-	0,015	0,020
ЭП 606 (Х25Н60М10Г2), ТУ 14-1-4968-91	0,10	≤0,40	1,0...2,0	23,5...26,5	58,5...61,5	9,0...11,0	-	0,01	0,015

Таблица 2. Химический состав оксидной корки на поверхности шва при сварке в смеси CO₂ с азотом, мас. %

Тип легирования проволоки	SiO ₂	MnO	Cr ₂ O ₃	MoO ₃	Fe ₂ O ₃	TiO ₂
Х25Н25М3Г2	5,35	15,49	41,93	2,3	34,37	-
Х20Н9Г7Т	12,5	29,69	12,35	-	13,63	23,52

пературного термического анализа при помощи установки ВДТА-8М.

Основополагающие принципы выбора химического состава сварочных проволок для сварки разнородных сталей сформулированы в работе [1]. Согласно им, для снижения структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью, сварочная проволока должна обеспечить получение металла шва с аустенитной структурой, повышенным содержанием никеля и минимальным содержанием карбидообразующих элементов. Количество никеля в составе сварочной проволоки при этом рекомендуется определять в зависимости от максимальной температуры эксплуатации сварных соединений. Рекомендуемое соответствие состава сварочной проволоки температуре эксплуатации сварных соединений разнородных сталей [1] следующее: для легированной проволоки Х20Н9Г7Т допустимая температура эксплуатации 350 °С; для Х25Н25М3Г2 — 450; Х25Н40М6Г2 — 550; Х25Н60М10Г2 — 650. Количество карбидообразующих элементов — из условия обеспечения достаточной стойкости аустенитного шва образованию горячих трещин. При этом карбидообразующие элементы должны иметь сравнительно низкую активность по отношению к углероду, а их количество должно быть минимальным для снижения диффузии углерода и образования карбидов в зоне сплавления. В ряду активностей такими элементами являются хром, молибден, вольфрам, наличие и количество которых определяется содержанием в проволоке никеля — чем его больше, тем больше в составе проволоки этих элементов.

Количество хрома в составе высоконикелевых проволок ограничено 25 %, а молибдена 10 % (табл. 1) в связи с их высокой склонностью к образованию σ-фазы, охрупчивающей металл. Более низкое содержание хрома и отсутствие молибдена в проволоке типа Х20Н9Г7Т обусловлено ау-

стенитно-ферритной структурой металла шва, что обеспечивает ему достаточную технологическую прочность.

При сварке высоконикелевыми проволоками в смеси CO₂ с азотом поверхность шва имеет высокую шероховатость, во впадинах которой находится большее количество оксидной корки. Она практически не отбивается, а может быть удалена только при помощи абразивного круга. Поверхность шва, выполненного проволокой типа Х20Н9Г7Т, более гладкая, а оксидная корка самостоятельно отделяется от нее в процессе охлаждения. При этом толщина ее находится в пределах 0,5...1,5 мм и имеет блестящую, характерную для стекла поверхность излома [11]. Химический состав оксидной корки и температура ее плавления зависят от состава сварочной проволоки (табл. 2, 3).

Анализ диаграмм состояния двойных систем, образуемых оксидами, приведенных в табл. 2, показывает, что в оксидной корке высоконикелевого шва могут образоваться фазы (FeMn)OCr₂O₃ и FeCr₂O₄MoO, которые имеют решетку шпинели, изоморфную с решеткой металла [12].

Наличие в проволоке типа Х20Н9Г7Т титана, повышенного содержания кремния, а также марганца обеспечивает более активное взаимодействие с кислородом, чем хром и молибден. Это уменьшает количество оксидов Cr₂O₃ и MoO₃, что, в свою очередь, снижает температуру плавления ($T_{пл}$) и стеклования ($T_{стк}$) корки (табл. 3) до температуры более низкой, чем температура плавления и кристаллизации ($T_{кр}$) металла шва. Хоро-

Таблица 3. Температура агрегатного состояния металла шва и оксидной пленки

Тип легирования проволоки	Металл шва		Оксидная пленка	
	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$T_{кр}, ^\circ\text{C}$	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$T_{стк}, ^\circ\text{C}$
Х25Н25М3Г2	1470	1330	1811	1680
Х20Н9Г7Т	1460	1390	1300	960

шая отделимость оксидной корки с поверхности шва объясняется образованием в ее составе хрупкой стеклообразной силикатной фазы [13, 14], которая растрескивается при охлаждении шва. Улучшению ее отделимости способствует также наличие в составе сварочной проволоки циркония, образующего в оксидной корке оксиды циркония, имеющих более высокий коэффициент термического расширения, чем силикатная фаза, что способствует ее разрушению при охлаждении шва [15].

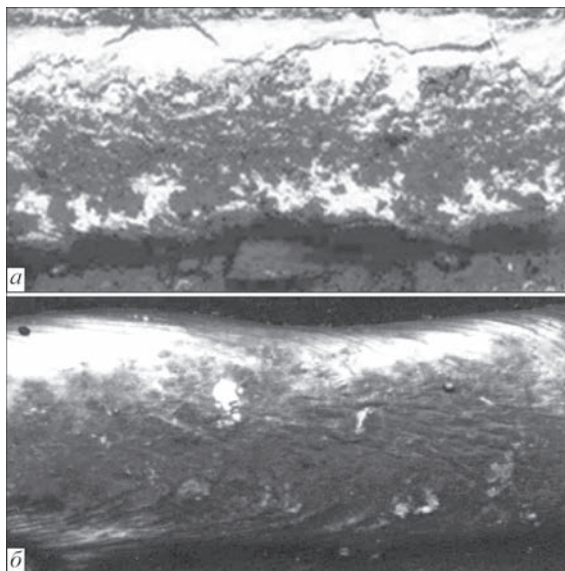
Более позднее затвердевание оксидной корки, чем металла шва, делает его поверхность гладкой, а более раннее затвердевание – шероховатой. В последнем случае, возможен, видимо, захват жидким металлом затвердевшей корки, что приводит к ухудшению ее отделимости.

Проверка результатов анализа была выполнена оценкой отделимости оксидной корки с поверхности наплавленного металла, выполненного стандартными сварочными проволоками (ГОСТ 2240-70), которые разработаны для сварки высоколегированных сталей.

Оценка отделимости оксидной корки от поверхности шва:

Св-06Х19Н9Т	Отделяется частично
Св-08Х20Н9Г7Т	Полная самоотделимость
Св-07Х18Н9ТЮ	Отделяется частично
Св-05Х20Н9ФБС	Отделяется частично
Св-08Х20Н9С2БГЮ	Отделяется полностью
Св-08Х19Н10Г2Б	Отделяется частично
Св-07Х25Н13	Не отделяется
Св-01Х19Н18Г9АМ4	Отделяется частично
Св-10Х16Н25АМ6	Не отделяется
Св-01Х23Н28МЗДЗТ	Не отделяется
Св-08Н60Г8М7Т	Отделяется частично
Св-ХН75МБТЮ	Отделяется частично

Как видно, лишь одна сварочная проволока Св-08Х20Н9Г7Т имеет химический состав, который обеспечивает полную самоотделимость оксидной корки при охлаждении (рис., а). Однако, следует отметить, что отделимость ее может ухудшиться при снижении количества в составе проволоки кремния, марганца и титана в пределах марочного состава (табл. 1). При содержании Si = 0,62 %, Mn = 5,8 %, Ti = 0,7 % в составе проволоки поверхность шва оказывается полностью покрытой черной коркой (рис., б), которая отбивается частично. Хорошая отделимость оксидной корки наблюдается при наличии кремния и титана в составе проволоки Св-08Х20Н9Г7Т большем, чем 0,7 % и соотношении его количества к количеству марганца большем, чем 0,125. Значительное ухудшение ее отделимости даже при выполнении этого соотношения наблюдается при уменьшении окислительной способности защитного газа, например, при использовании в качестве защитного газа смеси аргона с 0,5...4,0 %



Поверхность валиков, наплавленных в CO₂ проволокой Св-08Х20Н9Г7Т, имеющей соотношение Si/Mn: а — 0,142; б — 0,11

кислорода или с менее, чем 40 % CO₂. Причиной этого является снижение в составе оксидной корки хрупкой стеклообразной фазы и увеличения оксидов шпинелеобразующего элемента — хрома, а также уменьшение ее толщины меньше, чем 0,5 мм. Роль последнего фактора в этом, очевидно, обусловлена снижением уровня термических напряжений, способствующих ее растрескиванию.

Отделимость оксидной корки также ухудшается при увеличении в составе проволоки содержания никеля, а также при наличии в нем алюминия, ниобия, ванадия, которые являются сильными шпинелеобразующими элементами.

Таким образом, при выборе химического состава аустенитных высоконикелевых проволок для механизированной сварки разнородных сталей в смеси защитного газа на основе CO₂ следует учитывать следующие факторы:

- соответствие количества никеля в составе сварочной проволоки температуре эксплуатации сварного соединения;
- в составе сварочной проволоки должно быть минимальное количество карбидообразующих элементов, таких как марганец, хром, молибден и др., достаточное для обеспечения высокой стойкости металла шва к образованию горячих трещин;
- для улучшения отделимости оксидной корки с поверхности шва в химическом составе сварочной проволоки должны быть в повышенном количестве элементы, такие как кремний, титан, цирконий, марганец и др., образующие в составе оксидной корки хрупкие фазы стеклообразной морфологии, а также имеющие более высокую активность взаимодействия с кислородом, чем хром, молибден и др. элементы, являющиеся шпинелеобразующими.

Выводы

1. Применение механизированной дуговой сварки разнородных сталей в защитном газе на основе CO_2 ограничено в связи с образованием на поверхности наплавленного высоконикелевого металла тугоплавкой оксидной корки и появлением в многослойном шве дефектов типа несплавления и зашлаковки.

2. Состав сварочной проволоки для механизированной дуговой сварки разнородных сталей в защитном газе на основе CO_2 кроме высокого содержания никеля и минимального количества карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден, вольфрам и др., должен иметь повышенное содержание таких элементов как кремний, титан, марганец и др., образующих в составе оксидной корки фазу стеклообразной морфологии и снижающих температуру ее затвердевания.

3. Качество многослойного шва сварных соединений разнородных сталей при механизированной сварке в защитном газе на основе CO_2 обеспечивается при применении в качестве электродной сварочной проволоки марки Св-08Х20Н9Г7Т, в составе которой количество кремния и титана больше 0,7 %, а соотношение Si/Mn больше, чем 0,125.

Список литературы

1. Готальский Ю. Н. (1992) *Сварка перлитных сталей аустенитными материалами*. Ющенко К. А. (ред.). Киев, Наукова думка.
2. Sudha C., Thomas Paul V., Terrance A. L. E. et al. (2006) Microstructure and Microchemistry of Hard Zone in Dissimilar Weldments of Cr-Mo Steels. *Welding J.*, **4**, 71-74.
3. Снисарь В. В., Липодаев В. Н., Елагин В. П. и др. (1990) Влияние параметров газовой защиты при сварке в арго-не аустенитной проволокой разнородных сталей на образование оксидной пленки на поверхности слоев многослойного шва. *Автоматическая сварка*, **12**, 44-48.
4. Готальский Ю. Н., Стретович А. Д. (1971) О шлаковых включениях в многослойном шве при сварке в защитных газах аустенитной проволокой. *Там же*, **12**, 39-43.
5. Елагин В. П., Снисарь В. В., Савицкий М. М. и др. (2001) Химическая и структурная неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах. *Там же*, **4**, 8-13.
6. Снисарь В. В., Липодаев В. Н., Елагин В. П. и др. (1991) Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью. *Там же*, **2**, 10-14.
7. Елагин В. П., Снисарь В. В., Липодаев В. Н. (1993) Особенности дуговой сварки в азотосодержащих защитных газах аустенитными проволоками разнородных и перлитных сталей. *Там же*, **7**, 12-16.
8. Писарев В. А., Жизняков С. Н. (2016) Влияние кислорода на процесс образования вызываемых азотом пор при дуговой сварке плавящимся электродом. *Там же*, **7**, 51-55.
9. Потапьевский А. Г., Сараев Ю. А., Чинахов Д. А. (2012) *Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего*. Томск, Изд-во Томского политехнического университета.
10. Елагин В. П., Снисарь В. В., Липодаев В. Н., Артюшенко Б. Н. (1995) Механизированная сварка стали 15Х5М без подогрева и термообработки. *Автоматическая сварка*, **8**, 19-23.

11. Елагин В. П. (2014) Выбор защитного газа для механизированной дуговой сварки разнородных сталей. *Там же*, **6** 7, 114-118.
12. Петрищев А. С., Григорьев С. М. (2012) Некоторые физико-химические закономерности углеродотермического восстановления тугоплавких элементов в системе (Mo, W, Cr, V, Nb)-O-C. *Процессы литья*, **5**, 3-9.
13. Ворновицкий И. Н., Савельев В. Г., Сидлин З. А. (1997) Реализация силикатного распада в сварочных шлаках. *Сварочное производство*, **5**, 11-12.
14. Kita-Shinagawa, Shinagawa-Ku. (2015) *Essential Factors in Gas Shielded Metal Arc Welding*. Kobe Steel, Ltd.
15. Готальский Ю. Н., Стретович А. Д. (1975) Способ улучшения отделимости шлаковой корки при газоелектрической сварке аустенитной проволокой. *Сварочное производство*, **9**, 22-23.

References

1. Gotalsky, Yu.N. (1992) *Welding of pearlitic steels by austenitic materials*. Ed. by K.A. Yushchenko. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
2. Sudha C., Thomac Paul, V., Terrance, A.L. et al. (2006) Microstructure and microchemistry of hard zone in dissimilar weldments of Cr-Mo steels. *Welding J.*, **4**, 71-74.
3. Snisar, V.V., Lipodaev, V.N., Elagin, V.P. et al. (1990) Influence of parameters of gas shielding in argon arc welding with austenitic wire of dissimilar steels on formation of oxide film on surface of layers of multilayer weld. *Avtomatich. Svarka*, **12**, 44-48 [in Russian].
4. Gotalsky, Yu.N., Stretovich, A.D. (1971) About slag inclusions in multilayer weld during shielded-gas welding with austenitic wire. *Ibid.*, **12**, 39-43.
5. Elagin, V.P., Snisar, V.V., Savitsky, M.M. et al. (2001) Chemical and structural inhomogeneity in the zone of fusion of low-carbon steel with austenitic weld during shielded-gas welding. *The Paton Welding J.*, **4**, 7-12.
6. Snisar, V.V., Lipodaev, V.N., Elagin, V.P. et al. (1991) Influence of nitrogen alloying of austenitic weld on development of structural inhomogeneity in the zone of fusion with pearlitic steel. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 10-14 [in Russian].
7. Elagin, V.P., Snisar, V.V., Lipodaev, V.N. (1993) Peculiarities of nitrogen-containing shielded gases arc welding with austenitic wires of dissimilar and pearlitic steels. *Ibid.*, **7**, 12-16.
8. Pisarev, V.A., Zhiznyakov, S.N. (2016) Oxygen influence on the process of nitrogen-induced pore formation in consumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 47-50.
9. Potapievsky, A.G., Saraev, Yu.A., Chinakhov, D.A. (2012) *Consumable electrode shielded-gas welding of steels. In: Engineering and technology of future: Monography*. Tomsk, Izd-vo TPU [in Russian].
10. Elagin, V.P., Snisar, V.V., Lipodaev, V.N. et al. (1995) Mechanized welding of 15Kh5M steel without preheating and heat treatment. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 19-23 [in Russian].
11. Elagin, V.P. (2014) Selection of shielding gas for mechanized arc welding of dissimilar steels. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 110-114.
12. Petrishchev, A.S., Grigoriev, S.M. (2012) Some physical-chemical principles of carbon-thermal reduction of refractory elements in system (Mo, W, Cr, V, Nb)-O-C. *Protsessy Litiya*, **5**, 3-9 [in Russian].
13. Vornovitsky, I.N., Saveliev, V.G., Sidlin, Z.A. (1997) Realization of silicate decomposition in welding slags. *Svarochn. Proizvodstvo*, **5**, 11-12 [in Russian].
14. (2015) *Essential factors in gas shielded metal arc welding. Kita-Shinagawa, Shinagawa-Ku*, Kobe steel, Ltd.
15. Gotalsky, Yu.N., Stretovich, A.D. (1975) Method of improvement of slag crust detachability in gas electric welding with austenitic wire. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 22-23 [in Russian].

В. П. Єлагін

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

V.P. Elagin

E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kiev, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ВПЛИВ СКЛАДУ ЗВАРЮВАЛЬНОГО ДРОТУ
НА ЯКІСТЬ ШВІВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ
РІЗНОРІДНИХ СТАЛЕЙ ПРИ МЕХАНІЗОВАНОМУ
ЗВАРЮВАННІ В ЗАХИСНОМУ ГАЗІ

INFLUENCE OF WELDING WIRE COMPOSITION ON
WELD QUALITY IN WELDED JOINTS OF DISSIMILAR
STEELS IN SHIELDING GAS MECHANIZED WELDING

Показано, що застосування способу дугового механізованого зварювання в захисному газі різномірних аустенітних і перлітних сталей обмежено через утворення в аустенітному багатшаровому шві дефектів, таких як несплавлення і непровари, викликаних виникненням тугоплавкої оксидної кірки на поверхні наплавленого металу. Підвищити якість багатшарового шва можливо за рахунок забезпечення самовіддільності оксидної кірки від поверхні шва в процесі охолодження. Це досягається наявністю в складі зварювального дроту підвищеного вмісту таких елементів, як кремній, титан, цирконій та ін., які знижують в складі оксидної кірки кількість шпинелей на основі хрому, нікелю, молібдену та ін. і підвищують кількість крихкої склоподібної фази. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 1.

Ключові слова: склад зварювального дроту, дугове механізоване зварювання, захисний газ, різномірні сталі, оксидна кірка, самовіддільність кірки

For welding of dissimilar joints, high-alloy welding materials are widely used. It is shown that the use of arc mechanized welding method in shielding gas of dissimilar austenitic and pearlitic steels is limited due to formation of defects in the austenitic multilayered weld, such as lacks of fusion and lacks of penetration caused by appearance of a refractory oxide crust on the deposited metal surface. It is possible to increase the weld quality by providing its self-separation from the metal surface in the process of cooling. This is achieved by presence of a high content of such elements as silicon, titanium, zirconium, etc. in the welding wire, which reduce the amount of spinels based on chromium, nickel, molybdenum and others in the composition of oxide crust and increase the amount of brittle glassy phase. 15 Ref., 3 Tabl., 1 Fig.

Keywo d : welding wire composition, mechanized arc welding, shielding gas, dissimilar steels, oxide crust, self-separation of crust

Поступила в редакцію 18.09.2017



10-13.04.2018

**СВАРКА
И РЕЗКА**
18-я международная специализированная выставка

18-я международная специализированная выставка

Беларусь, Минск, проспект Победителей, 20/2

Организатор: ЗАО «МинскЭкспо»

Направления экспозиций:

- ◆ материалы для сварки, наплавки и пайки
- ◆ оборудование и технологии сварки, резки, наплавки, пайки и термообработки
- ◆ источники питания и системы управления сварочным оборудованием
- ◆ оборудование для орбитальной сварки и обработки труб
- ◆ электронно-лучевая, лазерная, плазменная сварка и резка
- ◆ автоматизированные комплексные системы и агрегаты для сварки и резки
- ◆ автоматизация сварочных производственных и технологических процессов, программное обеспечение
- ◆ приборы для неразрушающего контроля сварных соединений
- ◆ научное информационное обеспечение сварки
- ◆ система подготовки, переподготовки и аттестации сварщиков
- ◆ охрана труда и экологическая безопасность в сварочном производстве
- ◆ сертификация сварочного оборудования

САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРОЦЕССА АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ 1201 И 1460

А. О. ЛУКЬЯНЕНКО¹, Т. М. ЛАБУР¹, А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ¹, В. А. КУЛЕШОВ¹, ДАРКО Р. БАИЧ²

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

²Университет Черногории, Факультет машиностроения, Черногория, Подгорица

В работе представлены результаты исследования вредных веществ в воздухе, выделяющихся при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов 1201 (Al–Cu–Mn) и 1460 (Al–Cu–Li). Целью данной работы является проведение санитарно-гигиенической оценки характера выделений аэрозолей и газов из данных сплавов для создания благоприятных санитарно-гигиенических условий труда сварщика. Показано, что интенсивность образования сварочного аэрозоля на одинаковых сварочных режимах для сплава 1460, содержащего литий, больше в 1,5 раза, концентрация озона превышает предельно допустимую концентрацию в 3...4 раза. Библиогр. 13, табл. 4, рис. 5.

Ключевые слова: алюминиево-литиевые сплавы, дуговая сварка неплавящимся электродом, безопасность труда, вредные вещества, сварочные аэрозоли

Развитие технического прогресса способствует процессу совершенствования сварных конструкций в различных отраслях машиностроения. Новейшие достижения науки и техники внедряются в производство разнообразных изделий современной техники. Благодаря этому появляются новые модификации летательных аппаратов с более эффективными тактико-техническими и экономическими параметрами, которые способны длительный период сохранять нужные эксплуатационные функции в заданных режимах и условиях применения. Это достигается при рациональном выборе материалов и технологий их соединения, в частности, высокопрочных алюминиевых сплавов. Поэтому к свойствам сплавов и их сварным соединениям предъявляются повышенные требования. Обычно при выборе марки сплавов для использования в конкретных конструкциях учитывают помимо основных характеристик (удельный вес, прочность, коррозионные свойства и т.д.) соответствие санитарным и медицинским требованиям [1].

В ряду известных высокопрочных алюминиевых сплавов особое место занимают алюминиево-литиевые сплавы (АЛС) Al–Li–Mg (1420, 1421, 1423, 1424) и Al–Li–Cu (1450, 1451, 1460, 1461, 1463, 1464) [1]. Они характеризуются малой плотностью, повышенным модулем упругости и достаточно высокой прочностью, что делает их перспективными для изготовления легких изделий, особенно, в авиакосмической отрасли. Практика их использования в летательных аппаратах позволила уменьшить массу конструкции на 8...15 % благодаря высокой удельной прочности и повышенному модулю упругости.

В настоящее время с позиции санитарно-гигиенических требований всесторонне изучены условия образования сварочных аэрозолей (СА) и газов, выделяющиеся при сварке различных марок сталей и сплавов на основе железа [2–4]. Малоисследованной областью являются СА, образующиеся при сварке цветных сплавов, в частности, алюминия. Санитарно-гигиеническая оценка АЛС выполнена только на этапе металлургического производства [5], что же касается сварочного производства, то она практически отсутствует. Потому повышенный интерес вызывает токсичность лития [6] и механизм его соединения в условиях его выделения при различных способах сварки, использующихся в производстве аэрокосмической техники. Известно, что литий относится к легкоплавким материалам повышенной токсичности [2].

Целью работы является проведение санитарно-гигиенической оценки характера выделений аэрозолей и газов из сплавов 1201 (Al–Cu–Mn) и 1460 (Al–Cu–Li) в процессе аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом.

Исследования проводились на листовых полуфабрикатах высокопрочных сложнoleгированных алюминиевых сплавов толщиной 3,0 мм. Автоматизированная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом осуществлялась с помощью сварочной головки АСТВ-2М от источника питания TPS-450 австрийской фирмы Fronius. Данные исследования выполнялись на различных режимах тока. Для обоих сплавов значение сварочного тока составляло: $I_{\text{св}} = 140, 200 \text{ и } 260 \text{ А}$. Состояние воздушной среды сварочного участка оценивали в соответствии с требованиями ГОСТ 12.1.005-88.

Таблица 1. Химический состав алюминиевых сплавов в соответствии с ГОСТ 4784-97, мас. %

Марка сплава	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	Li	Sc	Другие
1201	0,20	0,30	5,8...6,8	0,2...0,4	0,2	-	0,1	0,02...0,10	0,10...0,25	-	-	(0,05...0,15)V
1460	0,10	0,15	2,6...3,3	0,1	0,1	0,05	0,25	0,01...0,06	0,06...0,15	2,0...2,5	0,05...0,14	(0,008...0,1)Be

Химический состав свариваемого металла приведен в табл. 1.

Отбор проб СА осуществляли путем забора воздуха методом полного его улавливания. Для обеспечения достоверности полученных результатов исследований отбирали не менее шести проб при каждом сварочном режиме. Концентрацию СА в воздухе рабочей зоны оценивали гравиметрическим методом [7], а содержание вредных компонентов в СА соединений алюминия, марганца, меди, лития, определяли по методике [8]. Концентрацию озона устанавливали с помощью колориметрического метода путем отбора соответствующих проб пробоотборником «Тайфун» и поглощающим устройством с калий йодистым раствором. Наличие оксида углерода и диоксида азота определяли с помощью приборов Аквилон 1-1 и Аквилон 1-2.

Исследование сварочных аэрозолей, выделяющихся в воздух рабочей зоны при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиево-литиевых сплавов.

Результаты исследований санитарно-гигиенической характеристики при механизированной аргонодуговой сварке неплавящимся вольфрамовым электродом сплавов 1460 и 1201 показали, что в воздухе рабочей зоны в процессе выполнения сварки выделяются следующие основные вредные вещества СА, в состав которых входит алюминий, марганец, медь, литий и другие элементы.

Для сплава 1460, содержащего в своем составе литий, при сварочном токе $I_{св} = 140$ А интенсивность образования аэрозолей (V_a) составляет 0,03586. При сварке током $I_{св} = 140$ А сплава 1201, который не содержит в своем составе литий, V_a составляет 0,0162. Анализ результатов показал, что при сварке на одинаковых значениях тока исследуемых сплавов марок 1460 и 1201 (рис. 1) V_a выше в 3,5 раза у сплава 1460.

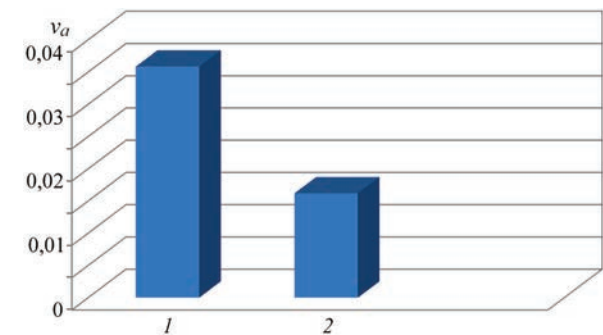


Рис. 1. Интенсивность образования СА при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом ($I_{св} = 140$ А): 1 — сплав 1460 с Li; 2 — сплав 1201 без Li

При исследовании воздуха рабочей зоны (рис. 2) было установлено, что массовая доля основных вредных компонентов, выделяющихся в СА, при сварке на режимах $I_{св} = 140$ А и $I_{св} = 200$ А сплава 1460, возрастает при увеличении силы тока.

Сравнение результатов исследования сплавов 1460 и 1201 при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом при одинаковой силе тока $I_{св} = 140$ А показывает, что в условиях сварки массовая доля вредных компонентов в СА существенно отличается. Массовая доля вещества в составе СА алюминия, марганца и меди у сплава 1201 значительно выше, чем у сплава 1460 (рис. 3).

Поскольку тугоплавкий вольфрам, использующийся при сварке неплавящимся электродом, не участвует в образовании СА, а объем расплавленной присадочной проволоки весьма незначителен, количество металла при данном процессе также испаряется незначительно.

Исследование газов, выделяющихся в воздух рабочей зоны при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиево-литиевых сплавов.

При выполнении сварки АЛС наряду с выделением СА в воздух рабочей зоны образуются вредные сварочные газы, которые относятся к группе химически опасных и вредных производственных факторов [9]. Причиной их образования в услови-

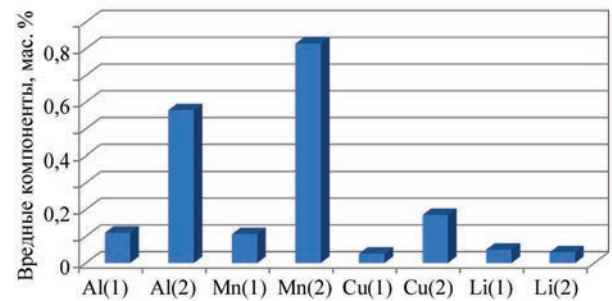


Рис. 2. Массовая доля основных вредных компонентов сплава 1460 в СА: 1 — $I_{св} = 140$, 2 — 200 А

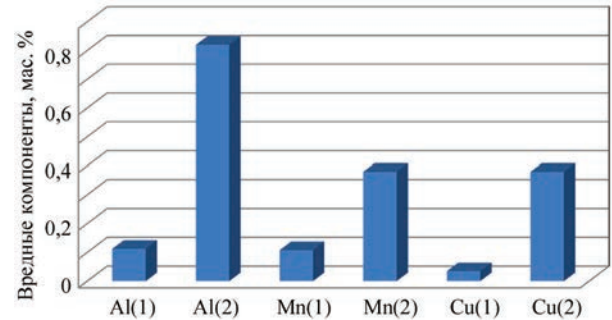


Рис. 3. Массовая доля вредных компонентов в СА при $I_{св} = 140$ А: 1 — сплав 1460; 2 — сплав 1201

Таблица 2. Предельно допустимые концентрации (ПДК) основных газов в воздухе рабочей зоны

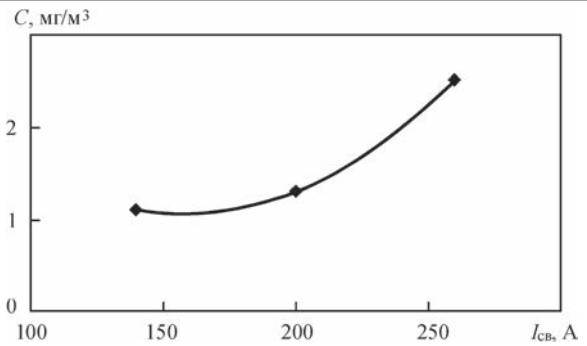
Вещество	ПДК, мг/м ³	Класс опасности
Диоксид азота	2,0	3
Озон	0,1	1
Оксид углерода	20,0	4

ях электродуговой сварки является наличие высокотемпературной сварочной дуги, состоящей из электрического разряда и ионизированной смеси газов, паров металлов, а также их влияние на свариваемые материалы, которые окружают аргон и воздух. Часть газов образуется вследствие протекания процесса термической диссоциации компонентов свариваемых материалов, испаряющихся в сварочной зоне, другие – из молекул окружающей газовой среды как результат воздействия ультрафиолетового излучения (УФИ) сварочной дуги [10]. Состав образующейся смеси вредных газов зависит от химического состава сварочных материалов, защитных газов и воздуха. Наиболее распространены в составе смеси сварочных газов оксид углерода, оксиды азота и озон. Их характеристики приведены в ГОСТ 12.1.005-88 [11]. Токсичные газы, как правило, поражают дыхательные пути, легкие и слизистые ткани человека. По степени воздействия на организм чрезвычайно опасным считается озон (1-й класс опасности). Диоксид азота относится к 3-му классу умеренно опасных веществ, оксид углерода — к 4-му классу малоопасных веществ (табл. 2).

Химическая кинетика исследуемых веществ указывает на решающую роль УФИ в процессе образования таких токсичных газов, как озон и оксиды азота. Другим фактором, определяющим величину объема газов, образующихся при сварке, являются габариты сварочной ванны под высокотемпературной сварочной зоной, поскольку именно оксид углерода образуется в объеме сварочной зоны, а оксид азота — на границе ее контакта с окружающим воздухом. Интенсивность УФИ определяется значениями температуры и сварочного тока. Поэтому следует ожидать, что генерация озона и диоксида азота будет значительно зависеть от уровня сварочного режима [12]. Таким образом, наиболее заметное влияние силы сварочного тока будет определять процесс образования соответствующего озона и диоксида азота. Можно ожидать, что изменение концентрации угарного

Таблица 3. Концентрация СО и NO₂ на рабочем месте при аргонодуговой сварке АЛС 1460 при различных режимах сварки

Сила сварочного тока I, А	Массовая концентрация, мг/м ³	
	СО	NO ₂
140	0,4 ± 0,7	1,1 ± 0,5
200	0,5 ± 0,8	1,3 ± 0,5
260	0,5 ± 0,8	2,5 ± 0,6

**Рис. 4. Зависимость массовой концентрации диоксида азота на рабочем месте при аргонодуговой сварке АЛС 1460**

газа будет не столь значительным, как и величина его объема, вследствие размера сварочной зоны.

Результаты исследований уровня концентрации СО и NO₂ на рабочем месте сварщика в условиях аргонодуговой сварки АЛС 1460 в зависимости от режима сварки приведены в табл. 3 с учетом погрешности. Как показал их анализ, значение сварочного тока значительно влияет на процесс образования диоксида азота, поднимая его концентрацию до уровня, превышающего ПДК. Концентрация угарного газа практически не меняется. Согласно данным на рис. 4, зависимость концентрации диоксида азота от значения сварочного тока с высокой точностью аппроксимируется параболой, а следовательно, объем токсичного газа, который образуется, значительно повышается при увеличении силы тока, сопровождающего сварочный процесс. При интенсивных режимах сварки, с токами более 200 А, концентрация NO₂ в рабочей зоне превышает ПДК.

Анализ санитарно-гигиенических характеристик, полученных в условиях механизированной аргонодуговой сварки неплавящимся вольфрамовым электродом, показал, что основной причиной возникновения озона при выполнении сварочных работ является фотодиссоциация молекул кислорода воздуха, протекающая под воздействием УФИ сварочной дуги (табл. 4).

Именно этот процесс вызывает освобождение атомарного кислорода с последующим присоединением его к молекуле кислорода. К росту интенсивности образования озона приводит также влияние УФИ дуги на молекулы O₂, которое зависит от

Таблица 4. Содержание озона в воздухе рабочей зоны при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом сплавов 1460 и 1201

Номер п/п	Режим сварки		Озон, мг/м³
	$I_{\text{св}}$, А	$U_{\text{д}}$, В	
Сплав 1460			
1	140	12...15	0,13
2	260	12...15	0,49
Сплав 1201			
3	140	12...15	0,04
4	260	12...15	0,08

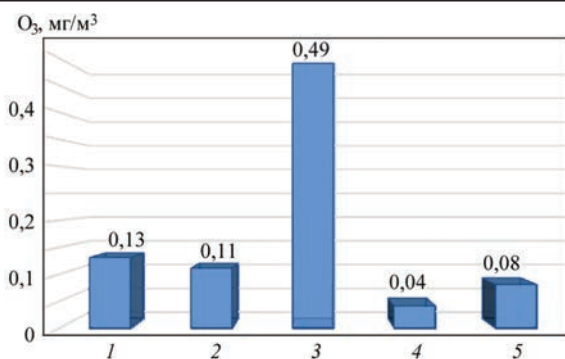


Рис. 5. Зависимость концентрации озона от режима аргонодуговой сварки неплавящимся электродом сплавов 1460 (1 — $I_{\text{св}} = 140$; 2 — 200; 3 — 260 А) и 1201 (4 — $I_{\text{св}} = 140$; 5 — 260 А)

длины волны излучения, создаваемого сварочной дугой [13].

Результаты исследований количества озона в воздухе рабочей зоны показали, что его концентрация зависит от значения электрического тока при сварке. Чем он больше, тем больше концентрация газа (рис. 5). Для сплава 1460 при $I_{\text{св}} = 140$ А концентрация составляет лишь 0,13 мг/м³, а при $I_{\text{св}} = 260$ А — 49 мг/м³, и на всех исследуемых режимах сварочного тока превышает ПДК.

Уровень концентрации озона при сварке сплава 1201 значительно ниже, он находится в пределах ПДК, но также возрастает с повышением электрического тока при сварке.

Таким образом, в ходе исследования санитарно-гигиенических условий выполнения аргонодуговой сварки неплавящимся электродом АЛС 1460 было установлено, что процесс сопровождается образованием на рабочем месте токсичных газов: диоксида азота и угарного газа. Массовая концентрация угарного газа приблизительно 1 мг/м³ в диапазоне сварочных токов 140...260 А значительно ниже его ПДК, а массовая концентрация диоксида азота сильно зависит от значения тока и при больших значениях превышает его ПДК. Усиление сварочного тока приводит к росту концентрации озона для сплавов 1460 и 1201. При этом для сплава 1460 концентрация озона значительно (в 3-4 раза) превышает ПДК. Установлено, что УФ-И является основным фактором генерации токсичных газов в рабочей зоне при сварке неплавящимся электродом исследуемых алюминиевых сплавов.

Обобщение полученных результатов санитарно-гигиенической оценки процессов, протекающих в рабочей зоне при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов марок 1201 и 1460, показало, что воздух рабочей зоны содержит СА со сложным химическим составом элементов, а также токсичные газы. В состав воздушной смеси входят следующие аэрозоли и газы: алюминий, литий, марганец, медь, озон, оксид углерода, диоксид азота и др. соеди-

нения. Другими словами, условия труда сварщика остаются неудовлетворительными. Для обеспечения более благоприятных условий труда необходимо дополнительно использовать ряд известных профилактических мер по защите органов дыхания сварщика от вредного воздействия элементов СА и токсичных газов.

Для создания благоприятных санитарно-гигиенических условий труда сварщика во время выполнения работы и обеспечения существенного ресурса сварочной конструкции из алюминиево-литиевых сплавов, необходимо дополнительно исследовать токсичность отдельных компонентов СА и разработать систему технологических рекомендаций, которые снизят риск образования токсических аэрозолей.

Список литературы

- Ищенко А. Я., Лабур Т. М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
- Левченко О. Г. (2015) *Сварочные аэрозоли и газы: процессы образования, методы нейтрализации и средства защиты*. Киев, Наукова думка.
- Левченко О. Г., Лукьяненко А. О., Полукаров Ю. О. (2011) Концентрации оксида углерода и диоксида азота в воздухе рабочей зоны при дуговой сварке покрытыми электродами. *Автоматическая сварка*, 1, 37–40.
- Левченко О. Г., Максимов С. Ю., Лукьяненко А. О., Лендел И. В. (2015) Сравнительная гигиеническая оценка процесса дуговой сварки с постоянной и импульсной подачей электродной проволоки. *Там же*, 12, 41–46.
- Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации (1999) ГОСТ 4784-97 *Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки*. Минск.
- Некрасов Б. В. (1970) *Основы общей химии*. Т. 3. Москва, Химия.
- Минздрав СССР (1978) МУ 1924-78 *Гигиеническая оценка сварочных материалов и способов сварки, наплавки и резки металлов: Методические указания*.
- Минздрав СССР (1988) МУ 4945-88 *Методические указания по определению вредных веществ в сварочном аэрозоле (твердая фаза и газы)*. Москва.
- ГОСТ 12.0.003-74. ССБТ. *Опасные и вредные производственные факторы. Классификация*. Москва, Изд-во стандартов.
- Левченко О. Г. (2010) *Охорона праці у зварювальному виробництві. Навчальний посібник*. Київ, Основа.
- Госстандарт СССР (1988) ГОСТ 12.1.005-88. ССБТ. *Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны*. Москва.
- Ерохин А. А. (1973) *Основы сварки плавлением: Физико-химические закономерности*. Москва, Машиностроение.
- Pattee H. E., Myers L. B., Evans R. M., Monroe R. E. (1973). Effects of Arc Radiation and Heat on Welders. *Weld. J.*, 52, 297–308.

References

- Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Levchenko, O.G. (2015) *Welding aerosols and gases: Processes of formation, methods of neutralization and protection facilities*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Levchenko, O.G., Lukianenko, A.O., Polukarov, Yu.O. (2011) Concentration of carbon oxide and nitrogen dioxide

- in air of a working zone in covered-electrode welding. *The Paton Welding J.*, **1**, 32-35.
4. Levchenko, O.G., Maksimov, S.Yu., Lukianenko, A.O., Lendel, I.V. (2015) Comparative hygienic evaluation of arc welding process at constant and pulsed electrode wire feed. *Ibid.*, **12**, 39-44.
 5. (1999) GOST 4784-97: Aluminium and aluminium wrought alloys. Grades. In: *Interstate council on standardization, metrology and certification*. Minsk [in Russian].
 6. Nekrasov, B.V. (1970) *Fundamentals of general chemistry*. Vol. 3. Moscow, Khimiya [in Russian].
 7. Minzdrav SSSR (1978) MU 1924-78: *Hygienic evaluation of welding materials and methods of welding, surfacing and cutting of metals*. Procedural guidelines [in Russian].
 8. Minzdrav SSSR (1988) MU 4945-88: *Procedural guidelines on determination of harmful substances in welding aerosol (solid phase and gases)* [in Russian].
 9. GOST 12.0.003-74. SSBT. *Dangerous and harmful production factors. Classification*. Moscow, Izd-vo Standartov [in Russian].
 10. Levchenko, O.G. (2010) *Labour protection in welding production*. In: Manual. Kyiv, Osnova [in Ukrainian].
 11. (1988) GOST 12.1.005-88. SSBT. *General sanitary-hygienic requirements to air of working zone*. Moscow, Gosstandart SSSR [in Russian].
 12. Erokhin, A.A. (1973) *Fundamentals of fusion welding: Physical-chemical principles*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 13. Pattee, H.E., Mayers, L.B., Evans, R.M., Monroe, R.E. (1973) Effects of arc radiation and heat on welders. *Weld. J.*, **52**, 297-308.

А. О. Лук'яненко¹, Т. М. Лабур¹, А. Г. Покляцький¹,
В. А. Кулешов¹, Дарко Р. Байіч²

¹ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

²Університет Чорногорії,
Факультет машинобудування, Чорногорія, Подгориця

САНИТАРНО-ГІГІЄНИЧНА ХАРАКТЕРИСТИКА
ПРОЦЕСУ АРГОНОДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ
НЕПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ
АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ 1201 та 1460

В роботі представлені результати дослідження шкідливих речовин в повітрі, що виділяються при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом алюмінієвих сплавів 1201 (Al-Cu-Mn) і 1460 (Al-Cu-Li). Метою даної роботи є проведення санітарно-гігієнічної оцінки характеру виділень аерозолів та газів з даних сплавів для створення сприятливих санітарно-гігієнічних умов праці зварника. Показано, що інтенсивність утворення зварювального аерозолію на однакових зварювальних режимах для сплаву 1460, що містить літій, більше в 1,5 рази, концентрація озону перевищує гранично допустиму концентрацію в 3-4 рази. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 5.

Ключові слова: алюмінієво-літійові сплави, дугове зварювання неплавким електродом, безпека праці, шкідливі речовини, зварювальні аерозолі

A.O. Lukianenko¹, T.M. Labur¹, A.G. Poklyatskii¹,
V.A. Kuleshov¹, Darko R. Bajich²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Mavelich Str., 03150, Kiev.

E-mail: office@paton.kiev.ua
²University of Montenegro,
Faculty of Mechanical Engineering, Podgorica

SANITARY-HYGIENIC CHARACTERISTIC
OF THE PROCESS OF NONCONSUMABLE ELECTRODE
ARGON-ARC WELDING OF 1201
AND 1460 ALUMINIUM ALLOYS

The work presents the results of studying harmful substances in the air, released during nonconsumable electrode argon-arc welding of 1201 (Al-Cu-Mn) and 1460 (Al-Cu-Li) aluminium alloys. The objective of this work is performance of sanitary-hygienic assessment of the nature of aerosol and gas evolution from these alloys, in order to ensure favourable sanitary-hygienic working conditions for welders. It is shown that for 1460 alloy with lithium the intensity of welding aerosol formation is 1.5 times higher, and ozone concentration exceeds the maximum permissible concentration 3-4 times in the same welding modes. 13 Ref., 4 Tabl., 5 Fig.

Keywords: aluminium-lithium alloys, nonconsumable electrode arc welding, labour safety, harmful substances, welding aerosols

Поступила в редакцію 06.09.2017

НОВАЯ КНИГА

Скальський В. Р., Божидарнік В. В., Долінська І. Я. Основи механіки руйнування для зварювальників: навч. посіб. – Луцьк, 2014. – 356 с.

У навчальному посібнику викладено основи міцності та лінійної механіки руйнування. Розглянуто деякі теоретико-методологічні аспекти оцінки характеристик міцності і пластичності, а також тріщиностійкості конструкційних матеріалів і їх зварних з'єднань. В доступній формі подано поняття про руйнування елементів конструкцій за статичного, циклічного, динамічного навантажень і за повзучості. Наведено новітні методики визначення важливих стадій розвитку тріщин методами неруйнівного контролю.

Для студентів вищих навчальних закладів, наукових працівників та інженерів-дослідників, аспірантів і викладачів.



ПОРОШКОВЫЕ ПРОВОЛОКИ ДЛЯ ИЗНОСО- И ЖАРОСТОЙКОЙ НАПЛАВКИ И НАПЫЛЕНИЯ

Ю. С. КОРОБОВ¹, В. И. ШУМЯКОВ¹, М. А. ФИЛИППОВ¹, О. В. ПИМЕНОВА¹,
А. Н. БАЛИН², А. А. ВИШНЕВСКИЙ²

¹УрФУ, 620002, г. Екатеринбург, ул. Мира, 19. E-mail: yukorobov@gmail.com

²ЗАО «Завод сварочных материалов», Свердловская обл., г. Березовский, Западная промзона, 18.

Представлены результаты разработки и промышленного освоения экономнолегированных порошковых проволок, характеризующихся тем, что наплавленный металл и покрытия, полученные с их использованием, отличаются стойкостью к износу и газовой коррозии. Библиогр. 4, рис. 1.

Ключевые слова: дуговая сварка, наплавка, порошковые проволоки, износостойкость, жаростойкость

Износостойкие порошковые проволоки типа 150X8T2Ю обеспечивают в покрытии структуру метастабильного аустенита (МСА). Они показывают высокую стойкость против износа (абразивного, ударно-абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного, адгезионного, усталостного и др.). При контактном нагружении энергия внешнего воздействия расходуется в первую очередь на преобразование МСА в дисперсный мартенсит [1]. В результате при эксплуатации повышаются как твердость с $HV_{0,1}$ –500 до $HV_{0,1}$ –800, так и износостойкость таких материалов. Рациональные области применения наплавки и напыления различаются из-за особенностей формирования покрытий этими методами [2, 3]. В частности, их используют для поверхностного упрочнения дуговой наплавкой или металлизации (рис. 1).

Жаростойкие порошковые проволоки базовой системы Fe–Cr–Al, дополнительно легированные Ti, В, Y, в ходе испытаний на жаростой-

кость при 700 °С в течение 24 ч показали, что удельная потеря массы металлизационного покрытия на порядок ниже аналогичных значений для перлитных и мартенситно-ферритных сталей котлостроения 12X1МФ и 1X12В2МФ и сопоставимы с показателями аустенитных сталей 1X18Н12Т и X23Н18 [4].

Выбранное сочетание содержания хрома и бора обеспечивает формирование упрочняющих фаз комплексных карбоборидов $(Fe, Cr)_2(B, C)$ твердостью $HV_{0,1}$ –1400 и высокой способностью противостоять разрушению абразивными частицами.

Введение в шихту порошковой проволоки алюминия и иттрия обеспечивает снижение степени окисления частиц распыляемого материала и улучшение условий взаимодействия в контакте «частица-подложка», что обуславливает адгезионную прочность при металлизации 50 МПа, а также формирование комплексных оксидов $(Fe, Al, Y)_2O_3$ с высокими защитными свойствами.



Примеры применения износостойких МСА-проволок: а — наплавка цевок трака гусениц; б — нанесение покрытия толщиной 5 мм на поверхность опоры диаметром 500 мм

Представленные износо- и жаростойкие про-
волоки диаметром 1,2...1,6 мм производятся се-
рийно с использованием роликового стана фор-
мирования заготовки, и могут быть поставлены
потребителям.

Список литературы

1. Коробов Ю. С., Филиппов М. А., Шумяков В. И. и др. (2013) Метастабильный хромистый аустенит как струк-
турный фактор повышения износостойкости наплавлен-
ного металла и напыленных покрытий. *Металлове-
ды и металлургия*. Черняк С. С. (ред.). Иркутск, ИГУПС,
с. 40–46
2. Кулишенко Б. А., Балин А. Н., Филиппов М. А. (2004)
Электроды для износостойкой наплавки деталей, под-
вергаемых абразивному и ударно-абразивному воздей-
ствию. *Сварочное производство*, **11**, 28–32.
3. Коробов Ю. С., Шумяков В. И., Филиппов М. А. (2016)
Разработка порошковых проволок на основе железа для
получения износо- и жаростойких газотермических по-
крытий. Сб. научн. тр. «Современные проблемы свароч-
ного производства». Иванова М. А., Ильина И. А. (ред.).
Челябинск, ЮУрГУ, с. 284–289.
4. Korobov Yu., Nevezhin S., Filippov M. et al. (2016) Study
of High Velocity Arc Sprayed heat resistant coatings from
FeCrAlBY cored wire. *Thermal Spray. Fostering a sustainable
world for a better life. Proceedings from the International
Thermal Spray Conference and Exposition ITSC 2016, 10–
13 May, 2016, Shanghai, China*, pp. 852–856.

References

1. Korobov, Yu.S., Filippov, M.A., Shumyakov, V.I. et al.
(2013) *Metastable chrome austenite as a structural factor
for improvement of wear resistance of deposited metal and
sprayed coatings*. Ed. by S.S. Chernyak. In: Metal and
metallurgy experts. Irkutsk, IGUPS, 40–46 [in Russian].
2. Kulishenko, B.A., Balin, A.N., Filippov, M.A. (2004)
Electrodes for wear-resistant surfacing of parts subjected to
abrasive and shock-abrasive impact. *Svaroch. Proizvodstvo*,
11, 28–32 [in Russian].
3. Korobov, Yu.S., Shumyakov, V.I., Filippov, M.A. (2016)
Development of iron-based flux-cored wires for producing
of wear- and temperature-resistant thermal coatings. In:
Current problems of welding production: Transact. Ed. by
M.A. Ivanova, I.A. Iliina. Chelyabinsk, YuUrGU, 284–289
[in Russian].
4. Korobov, Yu., Nevezhin, S., Filippov, M. et al. (2016)
Study of high velocity arc sprayed heat resistant coatings
from FeCrAlBY cored wire. Thermal spray. Fostering
a sustainable world for a better life. In: *Proc. of the Int.*

*Thermal Spray Conf. and Exposition ITSC 2016 (10-13 May,
2016, Shanghai, China)*, 852–856.

Ю. С. Коробов¹, В. И. Шумяков¹, М. О. Филиппов¹,
О. В. Пименова¹, О. М. Балин², А. А. Вишневецкий²

¹УрФУ. 620002, м. Екатеринбург, вул. Миру, 19.

E-mail: yukorobov@gmail.com

²ЗАО «Завод сварочных материалов»,
Свердловская обл., м. Березовский, Западная промзона, 18

ПОРОШКОВИ ДРОТИ ДЛЯ ЗНОСО- ТА ЖАРОСТІЙКОГО НАПЛАВЛЕННЯ ТА НАПИЛЕННЯ

Представлені результати розробки та промислового освоєн-
ня економнолегованих порошкових дротів, які характеризу-
ються тим, що наплавлений метал і покриття, отримані з їх
використанням, відрізняються стійкістю до зносу та газової
корозії. Бібліогр. 4, рис. 1.

Ключові слова: дугове зварювання, наплавка, порошкові дро-
ти, зносостійкість, жаростійкість

Yu.S. Korobov¹, V.I. Shumyakov¹, M.A. Filippov¹,
O.V. Pimenova¹, A.N. Balin², A.A. Vishnevsky²

¹Ural Federal University.

¹⁹ Mira Str., 620002, Ekaterinburg, Russia.

E-mail: yukorobov@gmail.com

²JSC «Plant of welding materials».

18 West industrial zone, Berzovsky,
Sverdlovsk region, Russia

FLUX-CORED WIRES FOR WEAR AND HEAT RESISTANT SURFACING AND SPRAYING

The results of development and industrial implementation of
economically alloyed flux-cored wires are presented, differed by
the fact, that the deposited metal and coatings produced with their
use, are characterized by resistance to wear and gas corrosion.
4 Ref., 1 Fig.

Keywords: arc welding, surfacing, flux-cored wires, wear resis-
tance, heat resistance

Поступила в редакцию 18.09.2017

Подписка на журнал «Автоматическая сварка»

www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as

Подписной индекс 70031

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 катало-
гам подписных агентств: Каталог видань України, «Прессцентр», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина); каталог
«Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпо-
чта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).

Подписано к печати 03.10.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.

Печать ООО «ДИА».

03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛУЧЕВЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ

11-15 сентября 2017 г. в Одессе на базе пансионата «Курортный» состоялась 8-я Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2017), организованная Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, НИИ лазерной техники и технологии НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского» и Международной Ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняло участие более 50 ученых и специалистов из Украины, Беларуси, Польши, Ирана, Канады, а также с заочным участием специалисты из Китая. Конференция была организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочие языки конференции русский, украинский и английский, — был обеспечен синхронный перевод докладов. Во время пленарных и стендовых сессий было рассмотрено 34 доклада.

В этом году по инициативе Председателя программного комитета конференции академика И. В. Кривцуна формат конференции был расширен и к традиционной «лазерной» тематике в программу конференции были включены доклады по электронно-лучевым технологиям в сварке и в специальной электрометаллургии.

Открыл конференцию обзорный доклад акад. И. В. Кривцуна «Гибридные лазерно-дуговые процессы сварки» (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина). В докладе было отмечено, что при использовании гибридных технологий достигается синергетический эффект, благодаря которому использование сварочных источников тепла относительно небольшой мощности позволяет получать существенно большее проплавление.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции проблемах:

- «Peculiarities of formation of magnesium alloy welded joints at pulse multilayer electron-beam welding» *Nesterenkov V. M., Kravchuk L. A., Arkhangelskiy Yu. A., Orsa Yu. V.* Е. О. Патон Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine;
- «Эффективность использования лазерной заковки для увеличения прочности зубчатых колес» *Девойно О. Г., Кардаполова М. А., Авсиевич А. М., Швец И. В.* Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь;
- «Моделирование температурных полей для различных типов трехмерных образцов при их

послойном формировании на оборудовании электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printer» *Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо β -титанового сплава ВТ19» *Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В., Вржижевский Э. Л.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «The New Generation Device for Laser-Microplasma (Laser-Plasma) Welding» *Krivtsun¹ I., Korzhyk^{1,2} V., Khaskin^{1,2} V., Sydorets^{1,2} V., Lou³ Z., Han³ S., Bushma¹ A., Dolyanovskaya¹ O.* ¹Е.О. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine, ²China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding, Guangzhou, P.R. China, ³Guangdong Welding Institute, Guangzhou, P.R. China;

– «Структура и свойства сварных соединений, полученных методом электронно-лучевой сварки титана, легированного бором» *Григоренко С. Г., Белоус В. Ю.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Сварка лазерным излучением в различных пространственных положениях кольцевых соединений из разнородных сталей» *Шелягин В. Д., Бернацкий А. В., Сиора А.В., Шуба И. В., Курило В. А., Сучек В. М., Дакал В. А., Бондарева В. И., Бистрикер Ф. Э.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Повышение эффективности изготовления алмазных покрытий абразивных инструментов применением лазерного спекания» *Головко Л. Ф., Фади Джабер* НТУУ «Киевский политехнический институт им. Игоря Сикорского», Киев, Украина;

– «Модель испарения многокомпонентных сплавов при электронно-лучевой обработке» *Кривцун И. В., Ахонин С. В., Березос В. А., Северин А. Ю.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Возможности электронно-лучевой и лазерной сварки по слою активирующего флюса (А-ЭЛС и А-ЛС процессы)» *Коваленко Д. В., Абдулах В. М.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Новые возможности аддитивного производства с технологией xBeam 3D-Metal Printer» *Коваль-*



Выступление акад. И.В. Кривцуна

чук Д. В., Мельник В. И., Мельник И. В., Тузай Б. А. НВО «Червона Хвиля», Киев, Украина;

– «Restorative repairs of elements and assembly units of gas turbine engines» *Nesterenkov¹ V.M., Orsa¹ Yu.V., Khripko¹ K.S., Gusev² Yu.V. ¹Е.О. Патон Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine, ²LRF «Motor», Lutsk, Ukraine;*

– «Разработка градиентных переходных зон для конденсационных защитных покрытий» *Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Микитчик А. В., Ткач Р. А.* Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», Киев, Украина;

– «Innovative Technologies and Equipment for Laser and Hybrid Welding Processes of Guangdong Welding Institute» *Dong¹ C., Korzhyk² V., Khaskin² V., Sydorets² V., Lou¹ Z. ¹Guangdong Welding Institute, Guangzhou, P.R. China, ²China-Ukraine E.O. Paton Institute of Welding, Guangzhou, P.R. China;*

– «Дисперсные и слоистые объемные нанокристаллические материалы на основе меди и молибдена» *Гречанюк Н. И., Гречанюк В. Г.* Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Киев, Украина;

– «Получение слитков интерметаллидных сплавов в электронно-лучевых установках» *Ахонин С. В.¹, Северин А. Ю.¹, Березос В. А.¹, Пикулин А. Н.¹, Ерохин А. Г.² ¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, ²ГП «НПП «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;*

– «Distribution of alloying elements in welded joints of magnesium alloys, obtained by hybrid

electron-beam technique» *Nesterenkov V.M., Kravchuk L.A., Arkhangelskiy Yu.A.* Е. О. Патон Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine;

– «Відпрацювання технології лазерного зварювання багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі ніобію» *Бродніковський М. П., Шелягін В. Д., Бернацький А. В., Сіора О. В., Шуба І. В.* ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, Київ, Україна;

– «Principles of obtaining aerospace industry and turbine construction products by rapid prototyping method with application of electron beam techniques» *V. Matviichuk, M. Rusynyk* Е.О. Патон Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, Kyiv, Ukraine;

– «Электронно-лучевое оплавление слитков высокопрочных $\alpha+\beta$ и псевдо- β - сплавов титана» *Ахонин С. В.¹, Пикулин А. Н.¹, Березос В. А.¹, Северин А. Ю.¹, Ерохин А. Г.² ¹ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, ²ГП «НПП «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;*

– «Получение высокопрочных сплавов титана методом электронно-лучевой плавки» *Ахонин С. В.¹, Березос В. А.¹, Пикулин А. Н.¹, Северин А. Ю.¹, Ерохин А. Г.² ¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина, ²ГП «НПП «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;*

– «Роль структуры в изменении эксплуатационных свойств сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных лазерной и гибридной лазерно-дуговой сваркой» *Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Шелягин В. Д., Бердникова Е. Н., Бернацкий А. В., Сиора А. В., Алексеенко Т. А., Половецкий Е. В.* ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев, Украина;

– «Numerical prediction of deformations in spirally welded pipes using different welding techniques» *Kubiak M., Piekarska W., Saternus Z., Domański T.* Institute of Mechanics and Machine



Во время проведения пленарных докладов



Образцы изделий компании НВО «Червона Хвиля»



Участники конференции

Design Foundations, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland;

– «Study of properties of welded joint using DANTEC'S ISTR4 4D systems» *Domański T., Piekarska W., Kubiak M.* Institute of Mechanics and Machine Design Foundations, Czestochowa University of Technology, Czestochowa, Poland.

Были представлены также доклады по применению лазеров в медицине. Вне программы конференции выступил директор ГНПП «Цирконий» (1998-2003 гг.) А. П. Мухачов с информацией о направлениях деятельности предприятия по получению гафния, циркония, ниобия и молибдена в установках электронно-лучевого переплава. В конференции также приняли участие без докладов представители ряда промышленных предприятий Украины.

По завершению конференции был проведен Круглый стол «Перспективы развития и применения 3D лучевых технологий». Было отмечено, что в настоящее время наибольшее количество продукции изготавливается с использованием классических технологий, таких как литье, сварка,ковка, штамповка, механическая обработка и т.д. В то же время в последнее десятилетие предложена новая и совершенно оригинальная технология 3D-печати и быстрого прототипирования. В таких технологиях сочетаются три основных фактора: материал, энергия (лазер, электронный луч, поток плазмы и т.д.) и математическая модель будущего изделия. Во время проведения Круглого стола

обсуждались также актуальные проблемы развития лучевых сварочных технологий применительно к получению трехмерных изделий из различных металлических материалов, а компания НВО «Червона Хвиля» продемонстрировала образцы изделий, полученных с помощью 3D электронно-лучевой наплавки.

К концу 2017 г. будут изданы труды конференции LTWMP-2017. Труды предыдущих конференций LTWMP-2003, 2005, 2007, 2009, 2011, 2013 и 2015 можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в открытом доступе на сайте издательства ИЭС им. Е. О. Патона по ссылке: <http://patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ltwmp>.

Доброжелательная, гостеприимная, творческая обстановка конференции способствовала развитию полезных дискуссий, установлению деловых контактов. Участники конференции выразили единодушное одобрение предложению о проведении следующей, девятой Международной конференции по лучевым технологиям в сварке и обработке материалов (LTWMP-2019) в середине сентября 2019 г. в Одессе.

Организационный комитет выражает благодарность и признательность НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона и Центру электронно-лучевой сварки ИЭС им. Е. О. Патона за благотворительную помощь, оказанную для проведения 8-й Международной конференции «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов».

А.Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук

ВЫСТАВКА WELDEX / РОССВАРКА 2017

С 10 по 13 октября 2017 г. в Москве прошла ежегодная, уже 17-я, Международная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий Weldex / Россварка 2017. Выставка проходила в КВЦ «Сокольники». Организатором этого бизнес-мероприятия выступила Группа компаний ИТЕ, лидер рынка выставочных услуг в России. Выставка прошла при поддержке Министерства промышленности и торговли РФ, российского научно-технического сварочного общества (РНТСО), Московского межотраслевого альянса главных сварщиков и главных специалистов по резке и металлообработке (ММАГС), Ассоциации Сварщиков Полимерных Материалов (АСПМ) и компании «Элсвар». Свою продукцию и разработки презентовали 187 компаний из 13 стран. Общая площадь экспозиции превысила 8000 м².

Выставка Weldex и в этом году доказала, что является самой крупной в России выставкой оборудования и материалов сварочного назначения. Традиционно ее участники имели возможность представить свою продукцию большому количеству специалистов российских предприятий, использующих сварочные технологии, привлечь новых клиентов, а также расширить сферы взаимодействия и увеличить географию продаж.

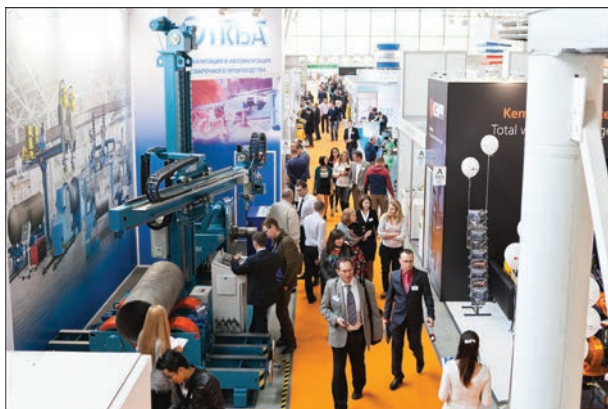
В выставке приняли участие компании — мировые лидеры отрасли: Линкольн Электрик (США), «ЭСАБ» (Швеция), «Мессер Эвтектик Кастолин» (Германия), Фанук (Япония) и другие. 31 компания впервые представили свою продукцию. Среди них Адор Велдинг (Индия), Касарини Робатика (Италия), Кей Плант Рус (Россия), Гус Сас (Франция), Монолит-Центр (Беларусь), ВИСТЕК (Украина) и другие.

Стенды традиционно включали экспозицию оборудования для дуговой сварки и резки (полуавтоматы, комплексные автоматизированные установки, дизельные и бензиновые сварочные агрегаты, автоматизированные машины для сварки труб, передвижные сварочные установки), источники питания (трансформаторы, сварочные выпрямители, инверторы), установки и оборудование для газовой сварки и резки, машины и приспособления для электрошлаковой сварки, плазменной сварки и резки, машины для продольной и по спирали сварке труб, орбитальной сварке, оборудование и материалы для подводной сварки и резки, промышленные роботы, оборудование для контактной, лазерной и электронно-лучевой сварки, приспособления и инструменты, оборудование для сварки полимерных материалов, средства защиты при сварке, вспомогательное сварочное оборудование,



оборудование для испытания материалов, неразрушающего контроля и диагностики, сварочные и присадочные материалы, средства для антикоррозионной защиты и другое.

На Weldex 2017 были представлены и новинки сварочного оборудования и материалов. На стенде компании «Рутектор», выступившей спонсором выставки, были продемонстрированы сварочные аппараты и аппараты для плазменной резки компаний СЕА и Флама, новейшие модели сварочных масок от одного из лидеров отрасли Текмен, аппараты контактной сварки Техна, сварочные агрегаты Моса и Шиндайва, роботизированный комплекс Фанук, аппараты для приварки шпилек Нельсон, а также оборудование для ми-



кросварки Синстоне. Компания ЭСАБ традиционно подготовила к выставке несколько новинок, в частности, самый легкий и компактный в своем классе сварочный инвертор Ренегате ЕС300и — мощный аппарат для ручной ЭДС штучными электродами и ТИГ сварки, сварочную маску Сентинель А50, созданную по технологии нового поколения, а также передовое решение в области информационных технологий и сварочного процесса — системы ЭСАБ ВелдКауд. Ее возможности позволяют вести дистанционный учет и контроль процесса сварки.

«Технотрон» (Россия) впервые представил мобильный комплекс сварки трубопроводов (МКСТ), который разработан для автоматической сварки неповоротных стыков труб диаметром до 1420 мм. Довольно обширной выглядела выставочная экспозиция предприятий, занимающихся производством сварочных, наплавочных и присадочных материалов. Среди них компании ВИСТЕК (Украина), Высокие технологии, Линкольн Электрик, Монолит-Центр, Опытный завод Спецэлектрод, Судиславский завод сварочных материалов, Лосиноостровский электродный завод, Группа ЧТПЗ, Титановая проволока Сплав-ТИ, Череповецкий завод сварочных материалов (все Россия), ЭСАБ (Швеция) и другие.

Украина была представлена, как уже отмечалось, стендом компании ВИСТЕК (г. Бахмут), одним из ведущих производителей покрытых электродов в Украине, Донмет (г. Краматорск) и журналом «Оборудование и инструмент для профессионалов» (г. Харьков).

Деловая программа выставки включала презентации, круглые столы и секционные заседания по актуальным темам сварочной отрасли. Среди них:

- презентация отраслевого модуля сварки и родственных технологий в рамках Государственной информационной системы промышленности «Сварка»;
- круглый стол с секциями: «ГИСП «Сварка» — новый инструмент в области подготовки

кадров, стандартизации и аттестации сварочного производства» и «Оценка соответствия в сварочном производстве»;

- круглый стол главных сварщиков по теме «Методы повышения качества, производительности и снижения издержек в сварочных производствах — рекомендации от ведущих мировых и отечественных разработчиков и производителей прогрессивной продукции для сварки, резки, восстановительной и упрочняющей наплавки;

- конференция (впервые) на тему «Сварка полимерных материалов».

В рамках выставки состоялось собрание Совета международной ассоциации «Электрод», объединяющей свыше 30 предприятий-изготовителей сварочных материалов России, Украины и Казахстана. На нем были подведены итоги прошедшего в июне 2017 г. научно-практического семинара в г. Белгороде, заслушана информация о юбилейной Ассамблее Международного института сварки (июнь 2017 г., г. Шанхай), международной выставке «Сварка и резка» в Дюссельдорфе. На собрании были приняты в состав Ассоциации три новых организации — ОАО «Белорецкий меткомбинат», ООО «Эллой» и ООО «ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона». Был рассмотрен ряд предложений в отношении деятельности Ассоциации на ближайший период.

На выставке традиционно были проведены ряд конкурсов: «Лучший сварщик 2017», «Лучший молодой сварщик 2017», «Лучший инженер (ученый) в сварочной области 2017» и «Мисс Сварка Мира 2017». Проведение таких конкурсов повышает престиж рабочей профессии сварщик, позволяет выявлять и поощрять специалистов-сварщиков, обладающих высокими профессиональными знаниями и навыками. В конкурсе приняли участие свыше 100 сварщиков, работающих на предприятиях в различных отраслях производства.

В 2018 г. выставка Weldex будет проходить с 16 по 19 октября в КВЦ «Сокольники».

В. Н. Липодаев