

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

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

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

Адрес редакции
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03150, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

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

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

Рекомендовано к печати
редакционной коллегией журнала

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

Опытному заводу сварочного оборудования
ИЭС им. Е. О. Патона — 60! 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Скульский В. Ю., Стрижиус Г. Н., Нимко М. А., Гаврик А. Р.,
Кантор А. Г., Коноваленко А. В. Сопротивление замед-
ленному разрушению сварных соединений роторной стали
25X2НМФА после повторного сварочного нагрева 9

Покляцкий А. Г., Мотрунич С. И. Прочность сварных
соединений термоупрочненных алюминиевых сплавов
при сварке ТИГ и сварке трением с перемешиванием 17

Размышляев А. Д., Агеева М. В., Лаврова Е. В. Измель-
чение структуры металла при дуговой наплавке
под воздействием продольного магнитного поля 25

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Райсген У., Стейн Л. Соединения высокой прочности
из сталей и других материалов при сварке различ-
ными способами 29

Рябцев И. А., Кныш В. В., Бабинец А. А., Соловей С. А.,
Сенченков И. К. Методики и образцы для сравнитель-
ных исследований сопротивления усталости деталей
с многослойной наплавкой 36

Дегтярев В. А. Методы оценки повышения сопротив-
ления усталости стыковых сварных соединений низко-
углеродистых сталей после высокочастотной меха-
нической проковки 43

Губатюк Р. С. Термическая обработка сварных соеди-
нений высокопрочных железнодорожных рельсов
(Обзор) 51

Информация

Сварочный тренажер Virtual Welding компании Fronius:
обучение сварке с персональным инструктором 61

Научные школы сварочного факультета Национального
технического университета Украины «Киевский поли-
технический институт имени Игоря Сикорского» 63

Календарь выставок и конференций в 2019 г. 71

Автоматичне Зварювання

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Published 12 times per year since 1948

Головний редактор **Б. Є. Патон**

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

ЗМІСТ

CONTENTS

Дослідному заводу зварювального устаткування ІЕЗ ім. Є. О. Патона — 60! 3

PWI Pilot Plant of Welding Equipment is 60! 3

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Скульський В. Ю., Стрижиус Г. Н., Нимко М. А., Гаврик А. Р., Кантор О. Г., Коноваленко О. В. Опір уповільненому руйнуванню зварних з'єднань роторної сталі 25Х2НМФА після повторного зварювального нагріву 9

Skulskii V. Yu., Strizhius G. N., Nimko M. A., Gavrik A. R., Kantor A. G., Konovalenko O. V. Delayer fracture resistance of welded joints of rotor steel 25Kh2NMFA after welding reheating 9

Покляцький А. Г., Мотруніч С. І. Міцність зварних з'єднань термозміцнених алюмінієвих сплавів при зварюванні ТІГ та ЗТП 17

Poklyatskii A. G., Motrunich S. I. Strength of welded joints of heat-hardenable aluminium alloys in tig and friction stir welding 17

Размишляев О. Д., Агеева М. В., Лаврова Є. В. Подрібнення структури металу при дуговому наплавленні під впливом поздовжнього магнітного поля 25

Razmyshlyayev A. D., Ahieieva M. V., Lavrova E. V. Refinement of metal structure in arc surfacing under the effect of longitudinal magnetic field 25

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

INDUSTRIAL

Райсген У., Стейн Л. З'єднання високої міцності зі сталей та інших матеріалів при зварюванні різними способами 29

Reisgen U., Stein L. Joining of steel and dissimilar material joints with highest strength — there are other ways than conventional welding 29

Рябцев І. О., Книш В. В., Бабінець А. А., Соловей С. О., Сенченков І. К. Методики і зразки для порівняльних досліджень опору втомі деталей з багат шаровим наплавленням 36

Ryabtsev I. A., Knysh V. V., Babinets A. A., Solovey S. A., Senchenkov I. K. Methods and specimens for comparative studies of fatigue resistance of parts with multilayer surfacing 36

Дегтярев В. О. Методи оцінки підвищення опору втомі стикових зварних з'єднань низьковуглецевих сталей після високочастотної механічної проковки 43

Degtyarev V. A. Methods of evaluation of increase of fatigue resistance in butt welded joints of low-carbon steels after high-frequency mechanical peening 43

Губатюк Р. С. Термічна обробка зварних з'єднань високоміцних залізничних рейок (Огляд) 51

Gubatyuk R. S. Heat treatment of butt welded joints of high-strength railway rails (Review) 51

ІНФОРМАЦІЯ

INFORMATIONS

Зварювальний тренажер Virtual Welding компанії Fronius: навчання зварюванню з персональним інструктором 61

«Virtual Welding» training device of Fronius Company: welding training with a personal instructor 61

Наукові школи зварювального факультету Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» 63

Scientific Schools of Welding Department of the National Technical University of Ukraine «Igor Sykorsky Kyiv Polytechnic Institute» 63

Календар виставок і конференцій у 2019 р. ... 71

2019 Calendar of Exhibitions and Conferences 71

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

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

Адреса редакції

Address

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

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

Опытному заводу сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона — 60!

Сварочные технологии, подобно многим другим, не стоят на месте, а имеют устойчивую тенденцию к развитию, создаются новые материалы, совершенствуются технологии сварки, сварочное оборудование с каждым годом становится более экономичным, компактным и продуктивным.

Ярким примером успешного развития сварочных технологий является ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона, которому 1 января 2019 г. исполнилось 60 лет.

С момента начала работы (1959 г.) основной задачей Завода была отработка технологии изготовления нового сварочного оборудования, создаваемого учеными Института электросварки им. Е. О. Патона. И за свою 60-летнюю историю Заводом было произведено сотни тысяч единиц оборудования для предприятий почти всех континентов мира. Сварочное оборудование, произведенное Опытным заводом, использовалось для проведения сварочных работ в очень широком диапазоне условий: от водных глубин до открытого космоса.

Среди известных исторических событий, при реализации которых использовалось оборудование ОЗСО, стоит отметить:

Среди известных исторических событий, при реализации которых использовалось оборудование ОЗСО, стоит отметить:

- ♦ строительство газопроводов «Бухара-Урал» и «Дружба» (аппараты А850 и А943 для сварки труб большого диаметра);
- ♦ первые сварочные работы с электронным лучом, плазмой и плавящимся электродом в космосе, проведенные экипажем корабля «Союз-6» (уникальная установка «Вулкан»);
- ♦ советско-французский эксперимент в околоземном космическом пространстве (специальная аппаратура «Аракс»);
- ♦ первая в мире резка, сварка, пайка и напыление металлических пластин в условиях открытого космоса на станции «Салют-7» (портативная электронно-лучевая установка УРИ).

В период с 1992 до 1998 г., во времена нестабильной экономической ситуации в Украине, когда многие производственные предприятия закрывались, Опытному заводу сварочного оборудования удалось сохранить производственные мощности и ценнейший кадровый ресурс. В этот период основным видом деятельности Завода являлся выпуск трансформаторного оборудования.

В 2004 г., параллельно с производством классических трансформаторов и выпрямителей, формируется новый отдел, основной задачей которого была разработка сварочных инверторов. Этот отдел был сформирован из высококлассных специалистов — выпускников НТУУ «КПИ», которые были сразу же направлены на обучение в Италию, на один из ведущих европейских заводов по производству инверторных сварочных аппаратов. Это дало свои результаты — Опытный завод сварочного оборудования первым в Украине освоил производство сварочных аппаратов инверторного типа, и сегодня продукция Завода занимает значительную часть украинского рынка сварочного оборудования. Также ОЗСО является единственным заводом в Украине, способным производить сварочное оборудование на токи сварки от 150 А для бытовых потребителей и до 10000 А — для гигантов украинской промышленности.

После того, как Завод занял серьезную долю рынка Украины, было принято решение об активном развитии



Центральный корпус ОЗСО



Председатель правления ОЗСО Анат. В. Степахно демонстрирует новые образцы сварочных источников питания академику Б. Е. Патону

Зам. директора ИЭС
акад. И. В. Кривцун



Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона сегодня является одним из основных партнеров Института электросварки им. Е. О. Патона в области создания и серийного выпуска современного, конкурентоспособного оборудования для сварки и родственных технологий. Ученые Института, при участии специалистов ОЗСО, проводят исследования различных сварочных процессов и технологий, определяя технические требования к оборудованию, которое необходимо для их практической реализации. Полученные таким образом результаты составляют основу для производства современного источников питания и другого специализированного оборудования на ОЗСО. В качестве примера подобного плодотворного сотрудничества можно назвать выполненную в прошлом году совместную работу по определению сварочно-технологических свойств инверторных источников питания для дуговой сварки с расширенными функциональными возможностями, результаты которой уже используются заводом при выпуске линейки multifunctional цифровых инверторов. Перспективным направлением дальнейшего сотрудничества ИЭС и ОЗСО может стать совместная работа по организации массового производства специализированного оборудования и инструментария для высокочастотной сварки и обработки живых биологических тканей, разработанных учеными Института в содружестве со специалистами различных медицинских учреждений Украины.

экспорта. В 2012 г. была осуществлена первая экспортная поставка сварочных аппаратов инверторного типа в Экваториальную Гвинею. С 2013 г. сварочные аппараты начали экспортироваться в Грузию, Молдову и Азербайджан. В 2014 г. Опытный завод получил Европейскую сертификацию CE на инверторы, а в 2017 г. подтвердил ее для всей линейки аппаратов ПАТОН™ инверторного типа. По состоянию на 2019 г. продукция ПАТОН™ поставляется более чем в 20 стран по всему миру — от Латинской Америки до Южной Кореи.

«Весь период своей деятельности Опытный завод сварочного оборудования воплощал в жизнь разработки Института электросварки. С одной стороны, это накладывало большую ответственность, но с другой стороны всегда поддерживало творческий потенциал коллектива в тоне и предоставляло возможность работать с новейшими разработками в области сварки, что в значительной мере предопределило сегодняшние успехи Завода», — делится своими впечатлениями кадровый сотрудник ИЭС Виктор Корицкий.

Завод по-прежнему продолжает тесное сотрудничество с Институтом электросварки им. Е. О. Патона и Опытно-конструкторским и технологическим бюро ИЭС, оставаясь производственной площадкой для изготовления экспериментального оборудования. В течение нескольких последних лет на производственной базе Завода реализован ряд проектов национального и международного масштаба. Среди них:

- ♦ разработка сварочной технологии и оборудования для изготовления сварных комбинированных роторов при помощи автоматической сварки под флюсом по заказу ОАО «Турбоатом» (2013 г.);

- ♦ проект для Госнефтекомпании Азербайджана (SOCAR) по отделению двух понтонов от блока методом направленного взрыва при строительстве морской стационарной платформы №7 в Каспийском море (2014 г.);

- ♦ проект для Государственной компании «Укрспецэкспорт» по разработке и выпуску партии сварочного оборудования для условий тропического климата, которое было поставлено на один из судостроительных заводов Юго-Восточной Азии (2015 г.);

- ♦ разработка сварочного оборудования для электрошлаковой сварки металла толщинами до 200..450 мм для машиностроительного завода в Восточной Европе (2016 г.);

- ♦ совместная разработка Завода вместе с ОКБ ИЭС многопостовых сварочных выпрямителей ВДУ-1202П, которыми был переоснащен вагостроительный завод SCB Foundry в Чешской Республике (2016 г.);

- ♦ проект для Государственного предприятия «Укроборонсервис» по созданию автоматической системы координирования миномета (2016 г.). Проект был с успехом представлен на XIII Международной специализированной выставке «Вооружение и безопасность — 2016».

Также Завод успешно продолжает реализовывать разработки Института в своей продукции, выпуская сварочное оборудование классического типа. Буквально в конце 2018 г. Опытный завод реализовал проект по поставке четырех многопостовых сварочных

выпрямителей ПАТОН™ ВМГ-5000 на сварочных токах до 5000 А для ведущих украинских предприятий — лидеров добывающей отрасли и металлургии. Современные темпы развития науки и технологий диктуют необходимость регулярного обновления производственных предприятий на стратегическом и технологическом уровнях. Соответствовать статусу национального производителя невозможно без постоянных инвестиций в развитие отрасли, чему руководство Завода уделяет особое внимание.

С целью расширения ассортимента выпускаемой продукции и укрепления занятых на рын-



Укладка магистрального газопровода



Космонавты В. Н. Кубасов и Г. В. Шонин с установкой «Вулкан» перед полетом на «Союз-6»

В 2017 г. Завод внедрил участок по производству корпусов для сварочных аппаратов, на котором разместилось высокотехнологичное оборудование известной марки TRUMPF: координатно-пробивной пресс для обработки больших листов металла, гидравлический кромкогибочный пресс для придания необходимой формы металлическим деталям и линия порошковой покраски готовых изделий. А в 2018 г. был модернизирован участок механического производства: были введены в эксплуатацию токарный обрабатывающий центр HAAS, вертикальный обрабатывающий центр HAAS и специальный поворотный стол. Весь этот комплекс оборудования полностью автоматизирован и позволяет производить широкий спектр работ по изготовлению и обработке деталей в форме тел вращения. Проведенное переоснащение и модернизация производства привели к повышению качества выпускаемой продукции, снижению трудоемкости сложных операций и сокращению определенных циклов производства, что позволило несколько замедлить рост цен на готовую продукцию.

ке позиций, руководством ОЗСО было принято решение о создании собственного предприятия по производству сварочных электродов. В результате, в начале 2016 г., было создано новое предприятие ООО «ПАТОН-Электрод», которое начало производить сварочные электроды наиболее востребованных марок по классической рецептуре: АНО-21, АНО-36, АНО-4, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, МР-3, спецэлектроды для наплавки марки Т-590, сварки чугуна ЦЧ-4, для сварки высоколегированных сталей ОЗЛ-8 и ЦЛ-11, а также электроды серии Elite по усовершенствованной рецептуре Института электро-сварки им. Е.О. Патона. А в 2017 г., в рамках реализации стратегии развития данного направления, технологический парк по производству электродов пополнился современной линией производительностью 12 т в смену.

В 2017 г. Завод внедрил участок по производству корпусов для сварочных аппаратов, на

Директор ОКБ Г. В. Жук



Плодотворное надежное сотрудничество ОЗСО и ОКБ на протяжении 60 лет не прекращается и сейчас. Большое количество совместных проектов было реализовано за эти годы. И сейчас, при решении новых задач ОКБ всегда может рассчитывать на предприятие, которое в состоянии воплотить в жизнь самые смелые идеи. Постоянное взаимовыгодное партнерство наших организаций позволяет находить новых заказчиков, открывать и расширять рынки сбыта.

Экспортные поставки оборудования ОЗСО

Классическое оборудование



Выпрямители



Трансформаторы

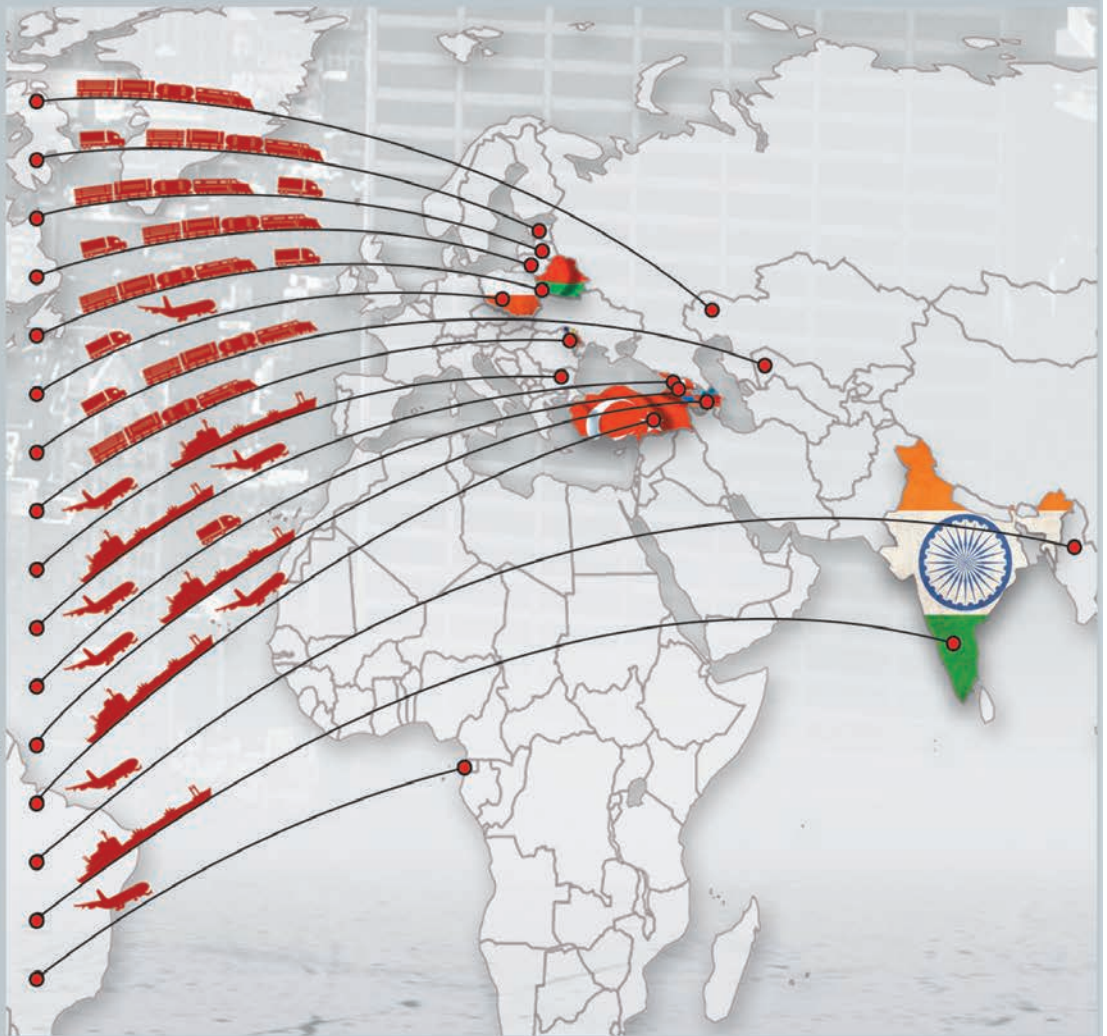


Автоматы



Многопостовые
источники питания

- Казахстан
- Эстония
- Латвия
- Литва
- Беларусь
- Польша
- Узбекистан
- Молдова
- Болгария
- Грузия
- Армения
- Азербайджан
- Турция
- Мьянма
- Индия
- Экв. Гвинея



Инверторное оборудование



Сварочное



Полуавтоматическое



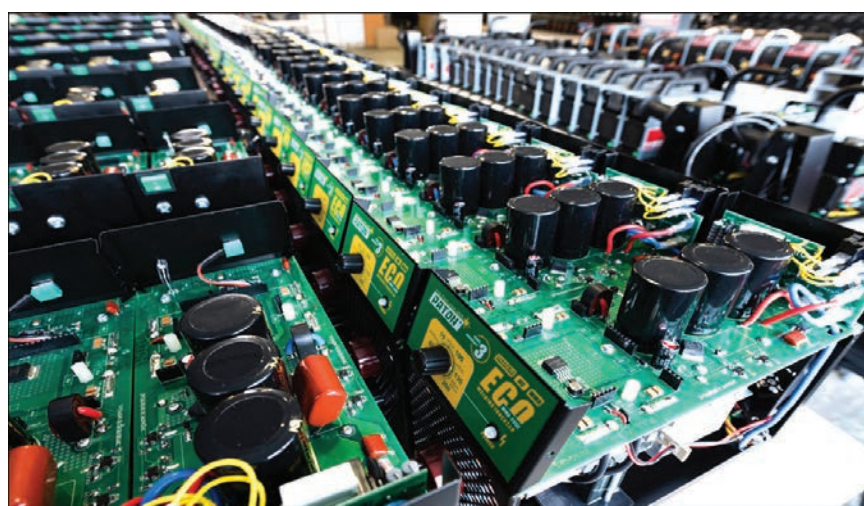
Аргонодуговое



Аппараты для
воздушно-плазменной резки



Заготовительный цех



Линия сборки сварочных источников питания

«Предпринимаемые шаги по обновлению производственных мощностей Опытного завода и поэтапная реализация стратегии развития позволяют нам с уверенностью смотреть в будущее. Сегодня Завод акцентирует свое внимание на разработке новых образцов сварочного оборудования и расширения ассортимента. Уже ведется активная разработка мощных аппаратов инверторного типа со сварочными токами до 1200 А, которые, мы надеемся, в самом скором времени пополнят линейку сварочных инверторов ПАТОН™», — рассказывает о планах председатель правления завода Анатолий Степахно.

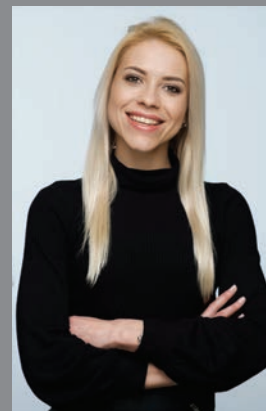
Еще одним важным вектором развития Завода является активное расширение экспорта своей продукции. Сегодня, среди первоочередных задач экспортного отдела предприятия, стоит расширение присутствия продукции ПАТОН™ на рынках европейских стран, а также выход на рынок стран Центральной Америки. Таким образом, за свои 60 лет Опытный завод сварочного оборудования прошел поистине большой путь, со своими взлетами и падениями, стараясь максимально сохранять и умножать свой производственный и кадровый потенциал и повышать эффективность своей работы. В конечном итоге это позволило ему стать ведущим украинским производителем сварочного оборудования и материалов, а продукции ПАТОН™ — пользоваться высоким спросом как у украинских сварщиков, так и у профессионалов сварочного дела по всему миру.

Директор компании
MasterWeld Sp.z.o.o,
Виталий Соколюк



Наша компания является официальным дистрибьютором сварочного оборудования и электродов ПАТОН™ в Республике Польша с 2016 г. За это время продукция Завода зарекомендовала себя только с лучшей стороны. Это высококачественное оборудование и материалы для сварщиков любой квалификации. Именно поэтому продукция ПАТОН™ пользуется стабильно высоким спросом и мы, соответственно, каждый месяц наращиваем поставки и видим большие перспективы для бренда ПАТОН™ на рынке ЕС.

Директор по экспорту Завода
Дарья Селина



Заводу есть чем похвастаться — в январе 2019 г. нами была отгружена пробная партия продукции ПАТОН™ в Коста-Рику, которая, мы думаем, послужит началом следующей эффективной работы в этом регионе.

Международная конференция «Материалы для сварки, наплавки, нанесения покрытий и 3D-технологий» 4–5 июня 2019 г., Киев, Украина

Институт электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины, Международная Ассоциация «Сварка», Ассоциация «Электрод» и Общество сварщиков Украины проводят **4-5 июня 2019 г.** в Киеве, в ИЭС им. Е. О. Патона Международную конференцию «Материалы для сварки, наплавки, нанесения покрытий и 3D-технологий».

На конференции будут заслушаны и обсуждены доклады ученых и специалистов по следующим направлениям:

- ▶ актуальные проблемы металлургии и технологии дуговых процессов сварки и наплавки;
- ▶ материалы для механизированных и роботизированных процессов получения неразъемных соединений;
- ▶ материалы для ручной дуговой сварки;
- ▶ материалы для 3D-технологий;
- ▶ технологии, оборудование и аналитический контроль в производстве сварочных материалов.


Рабочие языки конференции: **украинский, русский, английский.**


Для участия в конференции с предоставлением доклада (в формате статьи) необходимо направить заявку и доклад в Оргкомитет до 15 апреля. Подача заявки для участия без доклада — до 1 июня 2019 г. К началу конференции будет издан сборник трудов конференции в специальном выпуске журнала «Автоматическая сварка» №6, 2019.


Расылка второго информационного сообщения с программой конференции — до 20 апреля 2019 г. Оплата регистрационного взноса (2000 грн.) — до 4 июня 2019 г.

Организационный комитет конференции:

Международная Ассоциация «Сварка»

 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича (Боженко), 11

 тел.: (38044) 200-82-77, 200-63-02

 e-mail: journal@paton.kiev.ua

 http://pwi-scientists.com/rus/welding-consumables_2019



Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского»
Международная Ассоциация «Сварка»

Девятая международная конференция ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

9 – 13 сентября 2019 г.
Украина, Одесса

Председатель программного комитета
академик И.В. Кривцун

Тематика конференции

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

ОБОРУДОВАНИЕ ♦ ТЕХНОЛОГИИ ♦ МОДЕЛИРОВАНИЕ



АДРЕС ОРГКОМИТЕТА
Украина, 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2019>



СОПРОТИВЛЕНИЕ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РОТОРНОЙ СТАЛИ 25Х2НМФА ПОСЛЕ ПОВТОРНОГО СВАРОЧНОГО НАГРЕВА

В. Ю. СКУЛЬСКИЙ¹, Г. Н. СТРИЖИУС¹, М. А. НИМКО¹, А. Р. ГАВРИК¹,
А. Г. КАНТОР², А. В. КОНОВАЛЕНКО²

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

²АО «Турбоатом». 61037, г. Харьков, просп. Московский, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Работа посвящена экспериментальному изучению влияния повторных термических воздействий в условиях ручной дуговой сварки закаливающейся теплоустойчивой стали на сопротивление замедленному разрушению металла в области ЗТВ у ранее выполненных проходов. Применительно к различным схемам наложения отпускающих валиков с использованием метода Имплант определены количественные характеристики изменения стойкости против замедленного разрушения. Показано, что получаемое сопротивление трещинообразованию при сварке без предварительного подогрева может быть сопоставимым с сопротивлением при сварке с подогревом. Оценено влияние повторных нагревов на изменение структурного и водородного факторов, влияющих на трещинообразование. Библиогр. 22, рис. 7.

Ключевые слова: сталь закаливающаяся теплоустойчивая, повторный сварочный нагрев, замедленное разрушение, структурный и водородный факторы, метод Имплант, количественное изменение сопротивления трещинообразованию

Классической проблемой получения сварных соединений закаливающихся сталей является высокая степень риска появления холодных трещин в металле зоны термического влияния (ЗТВ) или шва. Многочисленными исследованиями показано, что основными условиями образования холодных трещин являются: формирование структур закалки в зоне соединения, насыщение этой зоны водородом (диффузионно-подвижным) и действие растягивающих (сварочных) напряжений вследствие усадки нагреваемого при сварке металла и закристаллизовавшегося шва [1, 2]. Для такого типа дефектов, исходя из их физико-металлургической природы, применяют также синонимические термины: трещинообразование, связанное с влиянием водорода или вызванное водородом (Hydrogen-Assisted Cracking, Hydrogen-Induced Cracking), замедленное трещинообразование (Delayed Cracking) [3, 4] или замедленное разрушение [5].

Стойкость против трещинообразования регулируют технологическими условиями сварки. Например, благоприятным является увеличение длительности остывания металла после завершения превращения аустенита с образованием мартенсита, с чем связано явление «самоотпуска мартенсита»; частичный отпуск структуры закалки будет тем большим, чем выше температурный интервал превращения [3, 6, 7]. Отпускное воздействие оказывают температуры ниже завершения превращения, включая интервал низкотемпературного распада мартенсита (около 160...70 °C [8–10]). Кроме

перераспределения углерода в процессе такого низкотемпературного отпуска будет также проходить термически активируемое диффузионное рассеяние водорода и уменьшение его концентрации в опасной зоне. В этой связи основными технологическими приемами при сварке закаливающихся сталей являются предварительный (сопутствующий) подогрев и послесварочный прогрев сварного соединения (термический отдых) при температуре, близкой к температуре подогрева [11]. Однако такие операции бывают сложны в осуществлении и повышают энергозатраты сварочных работ.

Сварочный нагрев приводит к аккумулярованию тепла и созданию эффекта, аналогичного сопутствующему подогреву [12]. При непрерывном наложении валиков можно достичь заметного снижения скорости охлаждения металла в зоне сварки. Как показано в работе [13], наплавка на поверхность стали участка за нескольких проходов, выполняемых без перерывов, сопровождалась снижением в два раза скорости охлаждения металла ЗТВ, по сравнению с охлаждением при выполнении одиночного валика на том же режиме (ручная дуговая сварка электродами диаметром 3 мм, $I_{св} = 120...130$ А, $U_d = 24$ В, предварительный подогрев 250 °C: $w_{6/5}$ при наплавке участка 20×60 мм — 3,3 °C/с, при выполнении одиночного валика — 6,7 °C/с). Положительным в подобном подходе является возможность выполнения сварочных операций при ремонте изделий из зака-

ливающихся сталей без подогрева, как, например, в процессе сварки «поперечной горкой» [14]. Однако в отдельных случаях бесконтрольное повышение температуры металла сварного соединения вследствие аккумуляции тепла может привести к нежелательным структурным изменениям и ухудшению механических свойств. В подобных случаях требуется ограничение температуры в зоне соединения и обеспечение скоростей охлаждения, исключающих формирование структур, отрицательно сказывающихся на свойствах отдельных участков сварных соединений, (например, остаточного аустенита в бейнитно-мартенситной структуре, верхнего бейнита) [12, 15, 16].

При сварке современных энергомашиностроительных сталей бейнитного и мартенситного классов ограничивают температуру между проходами приблизительно уровнем 250...300 °С [17–20]. При этом рекомендуется применять технику многопроходной сварки валиками малого сечения. Назначение такого приема, прежде всего, заключается в получении мелкозернистой структуры на участке перегрева в металле ЗТВ от первично выполненных проходов за счет последующего наложения температур интервала нормализации, а также частичном отпуске закаленных участков при выполнении последующих проходов. Соединения с такой структурой менее склонны к трещинам при высоком отпуске после сварки. Применительно к соединениям мартенситных хромистых сталей, для которых характерна пониженная ударная вязкость металла швов, многопроходная сварка тонкими валиками позволяет повысить работу удара. Улучшение вязкости связано с получением более мелкой и дезориентированной кристаллизационной структуры и частичным отпуском металла в ранее выполненных слоях; результат тем выше, чем тоньше валики [20, 21]. Как вариант сварки с наложением отпускающих валиков была рекомендована техника с зачисткой первично выполненных валиков до половины их толщины для лучшего прогрева металла в этой зоне; однако метод сложен, требует специальной подготовки сварщиков, увеличивает стоимость и время выполнения работы, что ограничивает его применение [22].

Повторный сварочный нагрев металла в области ранее выполненных слоев, кроме измельчения структуры и частичного отпуска, также способствует повышению сопротивления образованию холодных трещин [22]. Однако на сколько, в количественном выражении, возрастает технологическая прочность в условиях многопроходной сварки, требует уточнения.

Цель работы — количественная оценка изменения сопротивления металла ЗТВ закаливающихся

сталей замедленному разрушению под влиянием повторного сварочного нагрева.

В исследованиях в качестве опытного материала использовали роторную сталь со следующей системой легирования, мас. %: 0,23...0,27 С; 1,8...2,2 Cr; 1,3...1,6 Ni; 0,4...0,6 Mo; 0,05 V. Изменению легирующих элементов в пределах состава стали соответствуют значения углеродного эквивалента $P_{см}$ 0,4...0,51 мас. % (рассчитано по уравнению Ито и Бессю [4]). Испытания проводили по известному методу Имплант [3]: использовали образцы из исследуемой стали диаметром 8 мм со спиральным концентратором напряжений в рабочей части в виде канавки V-образного профиля глубиной 0,5 мм с углом раскрытия 40° и радиусом закругления в вершине 1 мм. Для приваривания образцов-Имплант к опорной пластине (из стали 20 толщиной 16 мм) применяли ручную дуговую сварку покрытыми электродами диаметром 3,2 мм с системой легирования наплавленного металла 0,07C2CrMoV. После прокали электродов при 400...450 °С, 2 ч, содержание диффузионного водорода в наплавленном металле $[H]_{диф}$ (спиртовой анализ [11]) составляло приблизительно 0,96 см³/100 г Me. Контроль температуры в ЗТВ образцов (при сварке с подогревом и при измерении термических циклов) осуществляли с помощью хромель-алюмелевой термопары (ТП) в керамической изоляционной оболочке, пропущенной сквозь отверстие, просверленное с торца опорной пластины на глубине порядка 4 мм параллельно ее поверхности (рис. 1). К образцам ТП приваривали с помощью конденсаторной разрядной машины, другой конец подсоединяли к регистрирующему потенциометру. Приложение нагрузки к испытываемым соединениям производили после охлаждения металла в ЗТВ образцов до комнатной температуры: до 100 °С соединения охлаждали в естественных условиях, ниже, для ускорения, — с обдувом воздухом. Критерием сопротивления трещинообразованию было критическое напряжение $\sigma_{кр}$, вызывающее замедленное разрушение. Не склонными к замедленному разрушению считали опытные соединения, которые выстояли под нагрузкой без разрушения не менее 24 ч. Измерения твердости проводили по методу Викерса с нагрузкой 5 кг.

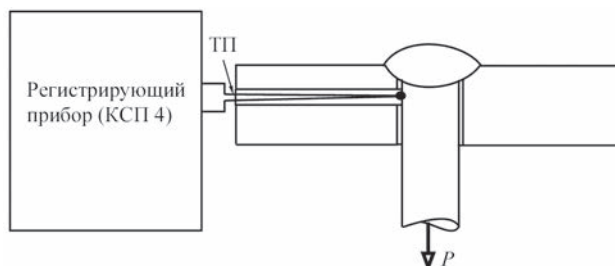


Рис. 1. Схема измерения температуры в образце Имплант

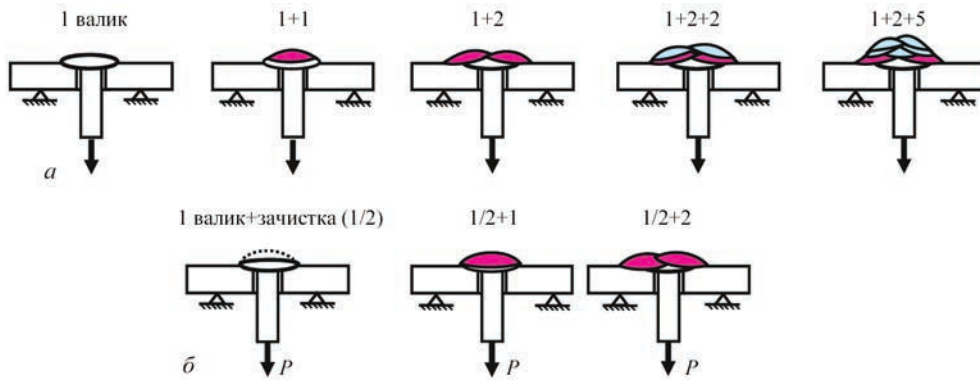


Рис. 2. Технологические схемы сварки опытных соединений: а — сварка обычными валиками; б — сварка с зачисткой первого валика

При сварке образцов с пластиной и при наложении новых валиков использован следующий режим сварки (там, где не указан дополнительно): $I_{св} = 95 \dots 100 \text{ А}$, $U_d = 22 \text{ В}$, $v_{св} \approx 0,194 \text{ см/с}$ (7 м/ч), погонная энергия $q/v \approx 8,5 \dots 9,0 \text{ кДж/см}$ (при расчетном КПД дуги $\eta = 0,8$). Используются следующие схемы сварки опытных соединений обычным (без зачистки) валиком и с зачисткой первого валика до половины толщины (половинным валиком) (рис. 2):

- сварка одним валиком («1 валик» — базовый вариант сравнения);
- сварка в два слоя с наложением одного валика на первый (1 + 1);
- сварка в два слоя с наложением двух валиков во втором слое на один валик в первом слое (1 + 2);
- сварка в три слоя с наложением на первый одиночный валик по два валика во втором и третьем слоях (1 + 2 + 2), а также в три слоя по схеме 1 + 2 + 5;
- сварка половинным валиком (1/2) в первом слое с наложением во втором слое одного валика (1/2 + 1) и двух валиков (1/2 + 2), зачистку первого валика выполняли на стадии остывания соединения с помощью ручной шлифовальной машины.

Наложение новых валиков на первичный шов производили после снижения температуры металла первого валика до $100 \text{ }^\circ\text{C}$, за исключением варианта 1 + 2 + 5 (рис. 3, где при измерении термических циклов по схеме на рис. 1 максимальная температура нагрева не превышала примерно $600 \text{ }^\circ\text{C}$ вследствие удаления места приваривания ТП к образцу от поверхности пластины на величину около 4 мм, что превышало реальную ширину участка закалки). Следует заметить, что такое расположение ТП было приемлемо для контроля приближенной температуры в образце перед наложением последующих валиков. В последнем варианте наложение новых валиков сопровождалось постепенным возрастанием температуры в соединении, что в некоторой мере воссоздавало условия, подобные сварке «поперечной горкой».

Результаты испытаний сварных соединений, полученных как с предварительным подогревом,

так и без подогрева, (рис. 4), показывают, что повторный нагрев металла ЗТВ в области первого валика приводит к возрастанию сопротивления образованию холодных трещин. Весьма заметным является эффект от наложения двух и более валиков на первый шов (схемы 1 + 2, 1 + 2 + 2 и др.). Наложение только одного валика (например, схемы 1 + 1 и 1/2 + 1 (рис. 4, а, б) при сварке без подогрева, и 1 + 1 при сварке с подогревом (рис. 4, в) менее эффективно.

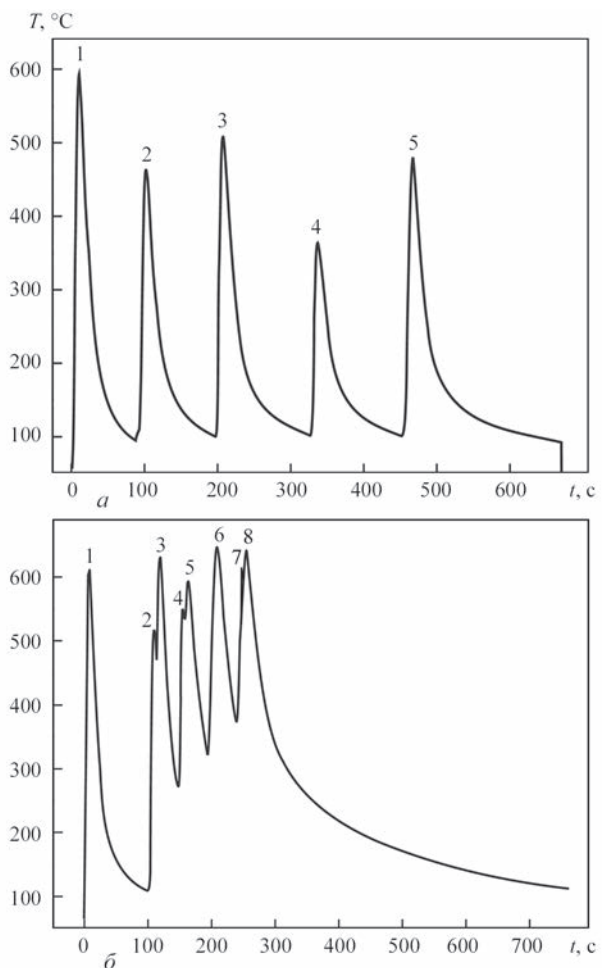


Рис. 3. Термоциклы в месте приваривания ТП к образцу при выполнении опытных соединений по схеме 1 + 2 + 2 валика (а) и по схеме 1 + 2 + 5 валиков с использованием принципа сварки «поперечной горкой» (б)

Об эффективности повторного отпускного нагрева, влияющего на технологическую прочность, можно судить по результатам измерений твердости на участке закалки у первого валика на примере схемы 1 + 2: в исходном состоянии максимальное значение твердости составляло *HV* 460, после наложения одного валика — *HV* 430, после наложения второго — *HV* 360.

Повышение сварочного тока при выполнении отпускающих валиков также сказалось положительно на увеличении сопротивления трещинообразованию за счет большего вложения тепла в сварное соединение (см. результаты испытаний при сварке по схеме 1/2 + 2 с $I_{св} = 130$ А в сравнении с тем же вариантом, выполненном на токе 100 А, который использован во всех эксперимен-

тах (рис. 4, б). Однако как отмечено выше, рост тока целесообразно ограничивать.

Количественное возрастание стойкости против трещинообразования можно оценить с помощью отношения значений $\sigma_{кр}$ для одного из технологических вариантов к $\sigma_{кр}$ исходного варианта — сварке одиночным валиком. Так, например, (см. рис. 4, а) при сварке по схемам 1 + 2, 1 + 2 + 2 и 1 + 2 + 5 сопротивление замедленному разрушению увеличилось, соответственно, приблизительно в 2, 3 и 4,7 раз.

Как видно из рис. 5, повторный нагрев при сварке без предварительного подогрева по схемам 1 + 2 + 2 и 1 + 2 + 5 позволяет достичь сопротивления трещинообразованию, близкое к сварке с подогревом до порядка 220 и 250 °С. Повторный нагрев по схеме 1 + 2 создает эффект, близкий к сварке с подогревом около 150 °С. Эффект становится более значительным при использовании предварительного подогрева.

Экспериментально установлено, что эффективность отпускного воздействия зависит от режимов сварки и степени перекрытия первого и накладываемых валиков. В качестве примера на рис. 6 приведены схемы, иллюстрирующие распределение максимальных температур в околошовной зоне при наложении нового валика на ранее выполненный. Опытным материалом служила мартенситная сталь 0,1С9CrMoVNb толщиной 14 мм, наплавка валиков выполнена с помощью РДС электродами аналогичной системы легирования диаметром 3,2 мм на двух режимах с подогревом 200 °С. Использованы результаты определения температур максимального нагрева на разной глубине от поверхности стали при наплавке одиночного валика, а также реальные размеры валика и участка закалки, измеренные в поперечных шлифах. В данном случае снятие термических циклов проводили одновременно двумя ТП, пропущенными снизу в отверстия, просверленные по-

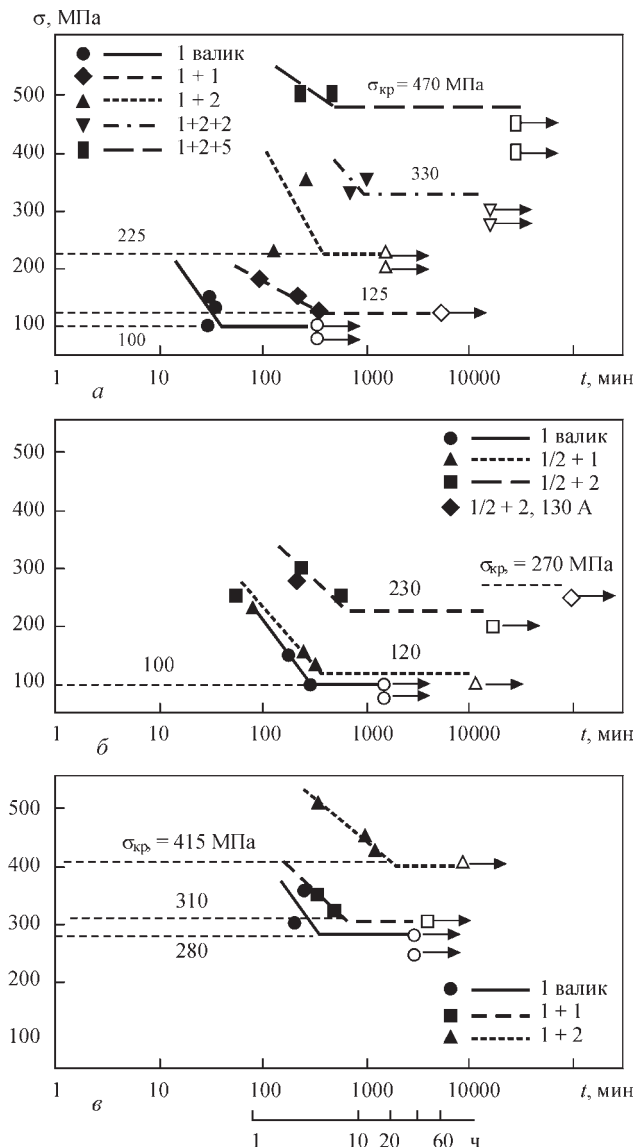


Рис. 4. Результаты испытаний: а — сварка без подогрева обычным валиком; б — сварка без подогрева с зачисткой первого валика на 1/2 его толщины; в — сварка с предварительным подогревом 200 °С (затитые и светлые значки — есть и нет разрушений соединений)

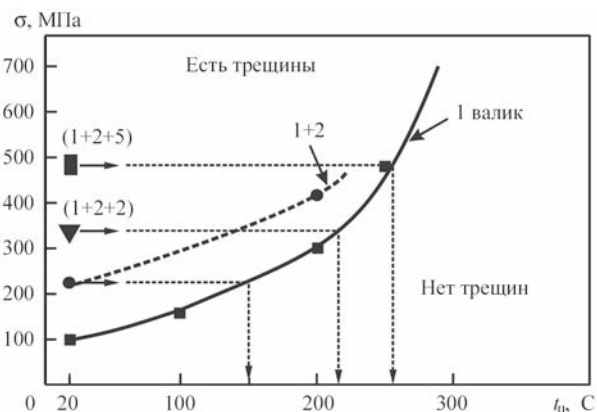


Рис. 5. Сравнение результатов испытаний при сварке с повторным нагревом без предварительного подогрева ($t_{п} = 20$ °С) и сварке с предварительным подогревом ($t_{п}$ — температура предварительного подогрева)

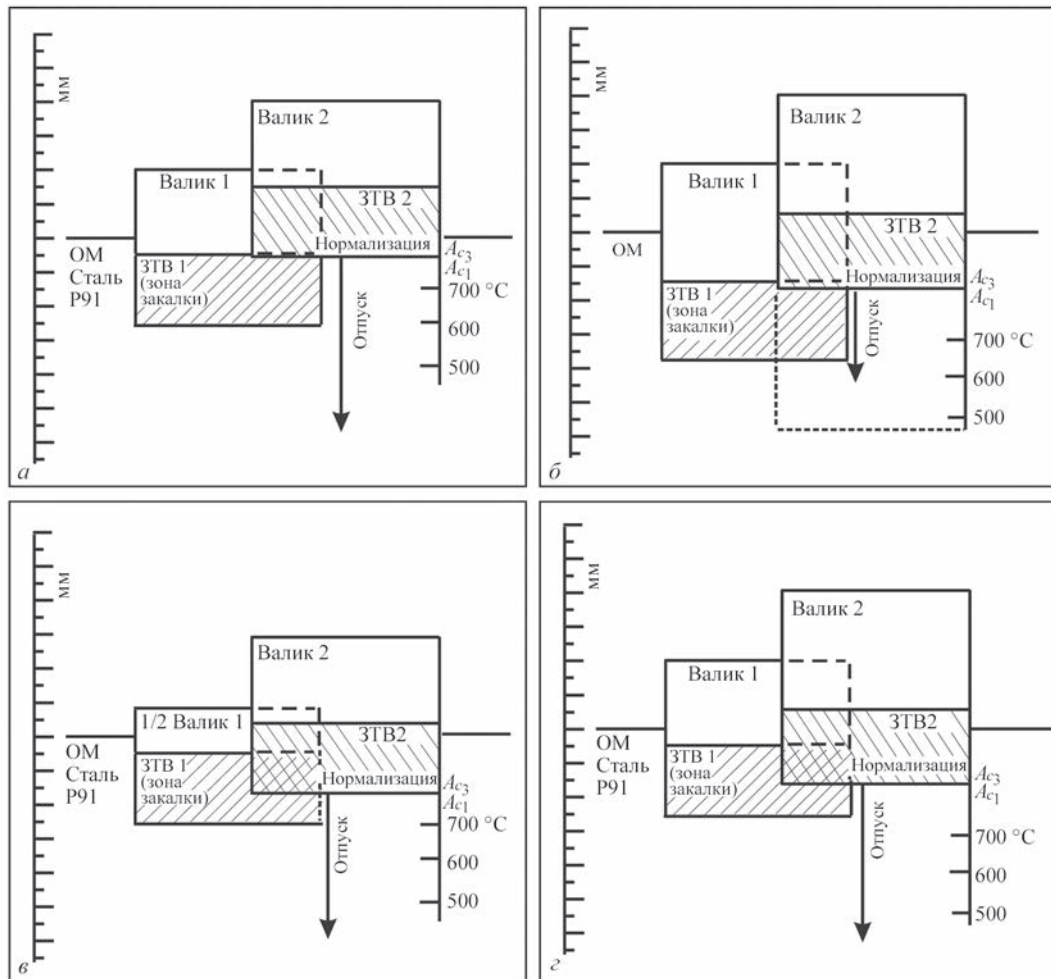


Рис. 6. Распределение температур в околошовной зоне при выполнении двух валиков (а, б — обычная сварка: а — $I_{св} = 100$ А, $q/v = 8,3$ кДж/см; б — $I_{св} = 160$ А, $q/v = 11,38$ кДж/см; в — сварка с зачисткой первого валика, $I_{св} = 100$ А; з — сварка обычным валиком, первый валик выполнен на токе $I_{св} = 100$ А, второй — 160 А)

перек толщины пластины до разного расстояния от предполагаемой линии сплавления и расположенными со смещением одна от другой. Наплавку валика на пластину выполняли вдоль линии расположения ТП. Как показано на схемах на рис. 6, а, б, наложение второго валика на первый создает новый участок заковки металла (в ЗТВ2), нагреваемого выше интервала $A_{c1} - A_{c3}$. Температуры ниже A_{c1} вызывают частичный отпуск металла, закаленного при выполнении первого валика. Подобная ситуация будет иметь место при наплавке второго валика в зените первого (по схеме 1 + 1). В этом случае отпускному воздействию будет подвергнута большая часть закаленного металла в ЗТВ1 у первого валика. В случае зачистки первого валика на половину толщины (схема 1/2 + 1, рис. 6, в), участок заковки от второго валика будет «наслаиваться» на большую часть закаленного металла от первого валика (ЗТВ1). Отпуску будет подвергаться меньшая часть закаленного металла в ЗТВ1. Вероятно, по этой причине недостаточный отпускной эффект слабо повлиял на повышение $\sigma_{кр}$ на рис. 4, б. Подобная ситуация с наслоением второго и первого участков заковки может иметь

место при сварке обычным валиком, но при наложении второго валика на большем токе (рис. 6, з). В этом случае благоприятным фактором, с точки зрения теплового воздействия на закаленный металл, можно считать внесение большего количества тепла в зону сварки.

Также представляла интерес оценка влияния повторного нагрева на количество остающегося в металле диффузионного водорода. В проведенных для этой цели экспериментах применяли карандашные пробы [11], наплавленные электродами ТМЛ-5 (легирование типа 06Х1М) в состоянии после длительного хранения без проковки; после наплавки пробы охлаждали в воде для фиксации исходной концентрации диффузионного водорода, затем осуществляли их повторный нагрев газовым пламенем и проводили спиртовый анализ. Температуру контролировали пирометром. При высокотемпературном нагреве (500 °C и более) сразу после достижения нужной температуры металл охлаждали в воде, при нагреве до 300 °C — охлаждали на воздухе до 100 °C, затем в воде. При комбинированных циклах исходную пробу нагревали до более высокой температуры,

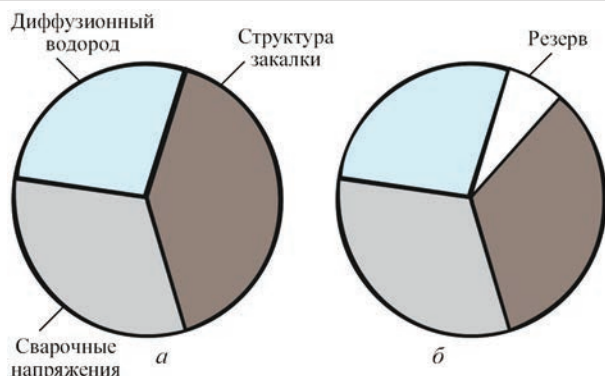


Рис. 7. Факторы, вызывающие замедленное разрушение сварных соединений (*a* — критическое состояние; *б* — состояние с резервом сопротивления трещинообразованию)

охлаждали вначале на воздухе до приблизительно 100 °С, затем в воде, далее пробу нагревали до следующей температуры с таким же ступенчатым охлаждением (воздух/вода). При 200 °С проведен также более длительный печной нагрев для имитации условия послесварочного отдыха. Используя ТП, закрепленную в середине толщины карандашной пробы, оценено время газового нагрева до температур 1000, 500, 300, 200 и 100 °С которое составило, соответственно, 15; 5,5; 2,9; 2 и 1,3 с; длительность охлаждения пробы на спокойном воздухе в интервалах 300...100, 200...100 °С была 300 и 200 с. В то же время в ЗТВ образцов Имплант спад температуры в указанных интервалах происходил быстрее — в среднем в 2,3 и 3 раза, хотя длительности нагрева до 500 °С были близкими. Учитывая имеющиеся различия в термических циклах с реальными сварными образцами, можно полагать, что использованный экспериментальный подход позволяет проследить только за тенденцией в изменении содержания диффузионного водорода при повторных нагревах.

Влияние повторного нагрева на выделение диффузионного водорода ($[H]_{\text{диф}}$, см³/100 г Ме) из наплавленного металла (карандашных проб):

исходное состояние (после наплавки).....	7,55...5,37
1000 °С	~0,2
700 °С	~0,2
500 °С	~0,7
300 °С	0,96
200 °С	2,26
500 °С + 300 °С.....	~0,2
300 °С + 200 °С.....	0,26
200 °С, 20 мин	0

Результаты показали, что при кратковременном высокотемпературном воздействии концентрация диффузионного водорода снижается на порядок и более. Нагрев до 200...300 °С приводит к уменьшению $[H]_{\text{диф}}$ в 2...3 раза. При комбинированных циклах концентрация $[H]_{\text{диф}}$ также уменьшается более, чем на порядок. Отдых является наиболее эффективным; близкий эффект, вероятно, бу-

дет иметь место при сварке с предварительным подогревом.

Резюмируя изложенный материал, заметим, что холодные трещины являются следствием критического сочетания трех факторов в их определенном количественном выражении (рис. 7, *a*): сварочные напряжения, в МПа, создаваемые усадкой, определяют с помощью специальных методик, в условиях испытаний Имплант их задают усилием натяжения образца в соединении; состояние структуры закалки может оцениваться величиной твердости, водородный фактор обычно оценивают по количеству диффузионного водорода в пробах наплавленного металла либо в образцах сварного соединения. Ослабление влияния одного или нескольких из них ведет к появлению «резерва» в сопротивлении трещинообразованию (что, в качестве примера, на схеме рис. 7, *б* символизирует белый сектор как результат ослабления отрицательной роли структурного фактора). Радикальной мерой достижения высокой стойкости против трещин можно считать высокий отпуск сварных соединений, в результате чего происходит релаксация остаточных напряжений, максимальное снижение содержания водорода и переход закаленного металла в состояние, близкое к равновесному, характеризующееся улучшенной пластичностью. Как показано в настоящей работе, в условиях многопроходной сварки положительный эффект создает повторный нагрев металла в области ранее выполненных проходов. Следствием является улучшение структурного состояния металла и, вероятно, снижение до некоторой степени концентрации диффузионного водорода в зоне закалки в области ранее выполненных проходов в результате его диффузионного перераспределения и рассеяния.

Выводы

1. На примере испытаний по методу Имплант с использованием образцов из закаливающейся теплоустойчивой стали типа 25Х2НМФА показано, что в условиях ручной дуговой сварки покрытыми электродами повторный сварочный нагрев позволяет существенно повысить сопротивление замедленному разрушению закаленного металла в области ранее выполненных проходов. Эффект проявляется как при сварке без предварительного подогрева, так и с подогревом.

Экспериментально продемонстрировано, что критические напряжения, вызывающие трещинообразование, в зависимости от количества циклов повторного термического воздействия при наложении новых слоев отпускающих валиков, могут увеличиться приблизительно в 2...4 раза. При этом при сварке без предварительного подогрева может быть достигнуто сопротивление трещино-

образованию, эквивалентное сопротивлению при сварке с подогревом до 150...250 °С.

2. Результаты выполненных экспериментов позволяют предположить, что повторный сварочный нагрев при многопроходной сварке одновременно воздействует на два фактора, влияющих на замедленное разрушение – структурный, создавая частичный отпуск закаленных слоев в области ранее выполненных проходов, и водородный, способствуя уменьшению в них концентрации диффузионного водорода.

Список литературы

- Царюк А. К., Бреднев В. И. (1996) Проблема предупреждения холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **1**, 36–40.
- Касаткин О. Г. (1994) Особенности водородного охрупчивания высокопрочных сталей при сварке. *Там же*, **1**, 3–7.
- Sawhill J. M., Dix A. W., Savage W. F. (1974) Modified Implant Test for Studying Delayed Cracking. *Welding Journal*, **12**, 554-s–560-s.
- Lippold J. C. (2015) *Welding Metallurgy and Weldability*. New Jersey (USA), John Wiley & Sons, Inc.
- Бреднев В. И., Касаткин Б. С. (1988) Удельная работа образования очагов холодных трещин при сварке низколегированных высокопрочных сталей. *Автоматическая сварка*, **11**, 6–11.
- Макара А. М., Мосендз Н. А. (1971) *Сварка высокопрочных сталей*. Киев, Техніка.
- Снисарь В. В., Демченко Э. Л. (1990) Предотвращение холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали 15X2H4MДА с аустенитно-мартенситным швом. *Автоматическая сварка*, **2**, 24–27.
- Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. (1977) *Превращения в железе и стали*. Москва, Наука.
- Гуляев А. П. (1978) *Металловедение*. Москва, Металлургия.
- Скульский В. Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливающихся сталей. *Автоматическая сварка*, **7**, 14–20.
- Козлов Р. А. (1986) *Сварка теплоустойчивых сталей*. Ленинград, Машиностроение.
- Бурашенко И. А., Звездин Ю. И., Цуканов В. В. (1981) Обоснование температуры подогрева при сварке хромоникельмолибденованадиевых сталей мартенситного класса. *Автоматическая сварка*, **11**, 16–20.
- Скульский В. Ю., Царюк А. К., Васильев В. Г., Стрижиус Г. Н. (2003) Структурные превращения и свариваемость закаливающейся высокопрочной стали 20XН4ФА. *Там же*, **2**, 19–23.
- Синадский С. Е. (1967) *Способ многопроходной сварки*. А. с. № 202383. Бюллетень изобретений № 19, 4.09.1967.
- Новиков И. И. (1971) *Теория термической обработки*. Москва, Металлургия.
- Новикова Д. П., Богачек Ю. Л., Семенов С. Е. и др. (1976) Влияние охлаждения и деформации на ударную вязкость металла шва при сварке соединений высокопрочной стали. *Автоматическая сварка*, **10**, 21–23.
- Metting G. F., Hausen T. (2014) Welche stähle wie schweißen? *Der praktiker*, **4**, 142–147.
- Irvin A. B. (1991) Promising Chrome-Moly steel returns to American shores. *Welding Journal*, **12**, 35–40.
- Zeman M., Blacha S. (2014) Spawalne martenzytyczne stale zarowitrymale nowej generacji. *Przegląd Spawalnictwa*, **4**, 51–61.
- Хойзер Г. (1997) Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении. *Автоматическая сварка*, **9**, 40–44, 47.
- Herold H., Krebs S., Arjakin N. (2002) New methods of orbital welding – a contribution towards joinability of new materials. *International conf. «Welding – Quality – Competitiveness»*. October 23–24 2002, Moscow.
- Wang Y, Lundin C. D., Qiao C. Y. P. et al. (2005) Half-bead temper-bead controlled deposition techniques for improvement of fabrication and service performance of Cr-Mo steels, *WRC. Bulletin*, **506**.

References

- Tsaryuk, A.K., Brednev, V.I. (1996) Problem of prevention of cold cracks. *Avtomatich. Svarka*, **1**, 36-40 [in Russian].
- Kasatkin, O.G. (1994) Peculiarities of hydrogen embrittlement of high-strength steels in welding. *Ibid.*, **1**, 3-7 [in Russian].
- Sawhill, J.M., Dix, A.W., Savage, W.F. (1974) Modified implant test for studying delayed cracking. *Welding J.*, **12**, 554-s–560-s.
- Lippold, J.C. (2015) *Welding metallurgy and weldability*. USA, John Wiley & Sons, Inc.
- Brednev, V.I., Kasatkin, B.S. (1988) Specific work of formation of cold crack centers in welding of low-alloy high-strength steels. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 6-11 [in Russian].
- Makara, A.M., Mosendz, N.A. (1971) Welding of high-strength steels. Kiev, Tekhnika [in Russian].
- Snisar, V.V., Demchenko, E.L. (1990) Prevention of cold cracks in welded joints of high-strength steel 15Kh2N4MDA with austenite-martensite weld. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 24-27 [in Russian].
- Kurdyumov, G.V., Utevsky, L.M., Entin, R.I. (1977) *Transformations in iron and steel*. Moscow, Nauka [in Russian].
- Gulyaev, A.P. (1978) *Metals science*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12-17.
- Kozlov, R.A. (1986) *Welding of heat-resistant steels*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
- Burashenko, I.A., Zvezdin, Yu.I., Tsukanov, V.V. (1981) Substantiation of preheating temperature in welding of chromium-nickel-molybdenum steels of martensite class. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 16-20 [in Russian].
- Skulsky, V.Yu., Tsaryuk, A.K., Vasiliev, V.G., Strizhius, G.N. (2003) Structural transformations and weldability of hardening high-strength steel 20KhN4FA. *The Paton Welding J.*, **2**, 27-21.
- Sinadsky, S.E. (1967) *Method of multipass welding*. Author's cert. 202383. Byulleten Izobretenij, 19, 4.09.1967 [in Russian].
- Novikov, I.I. (1971) *Theory of heat treatment*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
- Novikova, D.P., Bogachek, Yu.L., Semenov, S.E. et al. (1976) Influence of cooling and deformation on impact toughness of weld metal in welding of high-strength steel joints. *Avtomatich. Svarka*, **10**, 21-23 [in Russian].
- Metting, G.F., Hausen, T. (2014) Welche stähle wie Schweißen? *Der Praktiker*, **4**, 142-147 [in German].
- Irvin, A. B. (1991) Promising chrome-moly steel returns to American shores. *Welding J.*, **12**, 35-40.
- Zeman, M., Blacha, S. (2014) Spawalne martenzytyczne stale zarowitrymale nowej generacji. *Przegląd Spawalnictwa*, **4**, 51-61 [in Polish].
- Hoizer, G. (1977) Filler materials for welding power machine building. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 40-44, 47 [in Russian].
- Herold, H., Krebs, S., Arjakin, N. (2002) New methods of orbital welding – a contribution towards joinability of new materials. In: *Proc. of Int. Conf. on Welding – Quality – Competitiveness (October 23-24, 2002, Moscow)*.
- Wang, Y., Lundin, C.D., Qiao, C.Y.P. et al. (2005) Half-bead temper-bead controlled deposition techniques for improvement of fabrication and service performance of Cr-Mo steels. *WRC, Bulletin*, **506**.

ОПІР УПОВІЛЬНЕНОМУ РУЙНУВАННЮ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ РОТОРНОЇ СТАЛІ 25X2НМФА ПІСЛЯ ПОВТОРНОГО ЗВАРЮВАЛЬНОГО НАГРІВУ

В. Ю. СКУЛЬСЬКИЙ¹, Г. М. СТРИЖИУС¹, М. О. НІМКО¹, А. Р. ГАВРИК¹,
О. Г. КАНТОР¹, О. В. КОНОВАЛЕНКО²

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

²АТ «Турбоатом». 61037, м. Харків, просп. Московський, 199. E-mail: office@turboatom.com.ua

Робота присвячена експериментальному вивченню впливу повторних термічних дій в умовах ручного дугового зварювання гартованої теплостійкої сталі на опір уповільненому руйнуванню металу в області ЗТВ у раніше виконаних проходах. Відповідно до різних схем накладення відпускаючих валків з використанням методу Імплант визначено кількісні характеристики зміни стійкості проти уповільненого руйнування. Показано, що отриманий опір утворенню тріщин при зварюванні без попереднього підігріву може бути порівняним з опором при зварюванні з підігрівом. Оцінено вплив повторного нагріву на зміну структурного та водневого факторів, що впливають на утворення тріщин. Бібліогр. 22, рис. 7.

Ключові слова: гартована теплостійка сталь, повторний зварювальний нагрів, уповільнене руйнування, структурний і водневий фактори, метод Імплант, кількісна зміна опорю тріщин

DELAYER FRACTURE RESISTANCE OF WELDED JOINTS OF ROTOR STEEL 25KH2NMFA AFTER WELDING REHEATING

V. Yu. SKULSKIY¹, G. N. STRIZHIUS¹, M.A. NIMKO¹, A. R. GAVRIK¹, A. G. KANTOR², A. V. KONOVALENKO²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²JSC «Turboatom». 199 Moskovskii Ave., 61037, Kharkov, Ukraine.

E-mail: office@turboatom.com.ua

The work is dedicated to experimental investigation of effect of repeated thermal effects under conditions of manual arc welding of hardening heat-resistant steel on delayed fracture resistance of metal in HAZ region of earlier performed passes. Applicable to different schemes of temper bead deposition using Implant method there were determined quantitative characteristics of change of delayed fracture resistance. It is shown that received crack resistance in welding without preheating can be compared with resistance in welding with heating. Effect of reheating on change of structure and hydrogen factor, influencing crack formation was evaluated. 22 Ref., 7 Fig.

Keywords: hardening high-temperature steel, welding reheating, delayed fracture, structural and hydrogen factors, Implant method, quantitative change of crack formation resistance

Поступила в редакцію 14.01.2019

XI Міжнародна спеціалізована виставка
КИЇВСЬКИЙ
ТЕХНІЧНИЙ ЯРМАРОК

ІЕС МІЖНАРОДНИЙ
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР
Україна, м. Київ, Броварський пр-т, 15
тел.: (044) 201-11-58, 201-11-65, 201-11-56
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.tech-expo.com.ua

2-5 квітня
2019

Генеральний інформаційний партнер: **СЕРВІСАВАНС ІНСТРУМЕНТ**
Ексклюзивний медіа партнер: **ГОЛОВНОГО ІНЖЕНЕРА**
Технічний партнер: **RealMedia**

ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕРМОУПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ СВАРКЕ ТИГ И СТП

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, С. И. МОТРУНИЧ

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

Исследовано влияние модификаторов циркония и скандия в присадочной проволоке и колебаний дуги, обусловленных пропуском электрического тока через участок присадки при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом, а также процесса сварки трением с перемешиванием на формирование структуры швов тонколистовых алюминиевых сплавов 1460 и 1201. Построены кривые распределения твердости металла в зоне формирования неразъемных соединений и определен предел прочности образцов непосредственно после сварки и после их искусственного старения. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием позволяет получить более высокие значения предела прочности металла швов и сварных соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201, чем при автоматизированной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с колебаниями сварочной ванны даже при использовании сварочной проволоки, содержащей цирконий и скандий. При этом после искусственного старения образцов, при котором происходят фазовые превращения и процессы стабилизации структуры подвергнувшегося тепловому воздействию металла, обеспечивается максимальный уровень прочности (75 % для сплава 1201 и 86 % для сплава 1460) по сравнению с основным материалом. Библиогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: термоупрочняемый алюминиевый сплав, аргонодуговая сварка с колебаниями дуги, сварка трением с перемешиванием, микроструктура, твердость, прочность

При изготовлении конструкций из алюминиевых сплавов неразъемные соединения в большинстве случаев получают сваркой плавлением, при которой образование шва происходит в результате расплавления свариваемых кромок и сварочной проволоки с последующей их кристаллизацией [1–3]. Металл такого шва имеет литую, как правило, крупнокристаллическую структуру. Кроме того, высокотемпературный нагрев свариваемых заготовок приводит к оплавлению границ зерен и частичному выделению по ним вторичных фаз и эвтектик в зоне сплавления шва с основным материалом. Вследствие этого предел прочности сварных соединений для большинства термически упрочняемых сплавов составляет 60...70 %, а предел прочности металла шва всего 50...60 % от этого показателя для основного материала [4].

Поэтому для повышения прочности швов и сварных соединений в целом могут быть эффективными мероприятия, направленные на создание условий для формирования дезориентированной мелкокристаллической структуры швов и снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения. Среди известных широко используемых способов воздействия на кристаллизационные процессы в сварочной ванне важное место занимает применение в сварочной проволоке модификатора 1-го рода циркония, имеющего структуру, изоморфную кристаллизующемуся сплаву, и выступающего в качестве

принудительных центров кристаллизации. А в последние годы дополнительно используется модификатор 2-го рода скандий, создающий благоприятные условия для зарождения и роста новых центров кристаллизации за счет образования фазы Al_3Sc , имеющей размерно-структурное сходство с кристаллической решеткой алюминия [5–7]. Кроме того, микродобавки этого элемента в алюминиевые сплавы способствуют их упрочнению после искусственного старения, стабилизирующего структурные составляющие подвергнувшегося тепловому воздействию основного материала и металла шва [8–10].

Изменить характер кристаллизации металла в процессе сварки можно и за счет резких колебаний расплава сварочной ванны, обусловленных периодическим изменением силового воздействия дуги в результате пульсаций сварочного тока или отклонением дуги от ее вертикального положения [11–13]. Такие колебания расплавленного металла приводят к нарушению непрерывности формирования протяженных ориентированных кристаллов вследствие оплавления осей второго порядка и повышения активности центров кристаллизации за счет периодического изменения температуры кристаллизующегося металла.

Существенного снижения температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения можно добиться при использовании одного из новых способов сварки в твердой фазе – сварки трением с перемешиванием (СТП) [14].

Формирование шва при этом происходит благодаря нагреванию за счет трения специальным инструментом некоторого объема соединяемых материалов в зоне их контакта до пластического состояния и перемешиванию его в замкнутом пространстве, что позволяет избежать проблем с высокотемпературным нагревом, плавлением и кристаллизацией металла. Интенсивная пластическая деформация металла при СТП способствует формированию ультрадисперсной структуры в ядре шва, а в прилегающей к нему зоне термомеханического воздействия (ЗТМВ) — длинных, вытянутых вдоль траектории перемещения металла, и мелких рекристаллизованных зерен [15].

Цель исследований заключалась в изучении влияния модификаторов циркония и скандия в присадочной проволоке и колебаний дуги, обусловленных пропуском электрического тока через участок присадки при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом, а также процесса СТП на формирование структуры швов, разупрочнение металла и предел прочности стыковых соединений тонколистовых алюминиевых сплавов 1201 и 1460 непосредственно после сварки и после искусственного старения образцов.

Методика проведения исследований. Автоматизированную аргонодуговую сварку неплавящимся электродом (АДСНЭ) алюминиевых сплавов 1201 (мас. %: 6,3 Cu; 0,3 Mn; 0,06 Ti; 0,17 Zr; 0,1 V; ост. — Al) и 1460 (мас. %: 3,0 Cu; 2,0 Li; 0,1 Mg; 0,12 Ti; 0,08 Sc; ост. — Al) толщиной 2 мм выполняли на переменном токе с прямоугольной формой волны частотой 200 Гц с помощью сварочной головки АСТВ-2м. В качестве источника питания сварочной дуги использовали MW-450 («Fronius», Австрия). Скорость сварки составляла 20 м/ч, значение сварочного тока — 170 А, скорость подачи присадочной проволоки диаметром 1,6 мм — 82 м/ч. При сварке применяли серийную сварочную проволоку Св1201 (Al-6%Cu-0,1%Ti-0,3%Mn-0,2%Zr) и опытную сварочную проволоку Св1201Sc такого же химического состава, но дополнительно содержащую 0,5 % Sc. Для создания колебаний дуги, возникающих в результате взаимодействия электромагнитных полей, образующихся при прохождении тока через дуговой промежуток и присадочную проволоку [13], пропускали постоянный ток (200 А) от источника питания TP-200 («Fronius», Австрия) через участок присадочной проволоки длиной 25 мм непосредственно перед попаданием ее в головную часть сварочной ванны. В результате постоянного изменения силового воздействия дуги, обусловленного отклонением ее от вертикального положения, возникают колебания расплавленного металла сварочной ванны, благодаря которым нарушает-

ся непрерывность процесса его кристаллизации и формируется мелкокристаллическая структура швов. Следует отметить, что для оценки предела прочности сварных соединений обычную АДСНЭ для сплава 1460 не использовали, поскольку в швах образуются протяженные включения оксидной пленки, а пропускание тока через участок присадочной проволоки позволяет избежать этих дефектов.

Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Скорость вращения специального сварочного инструмента с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм составляла 1420 об/мин, а скорость его линейного перемещения (скорость сварки) — 14 м/ч. Перед сваркой листовые заготовки подвергали химическому травлению по общепринятой технологии. Для СТП проводили механическую зачистку только торцов свариваемых кромок, а для АДСНЭ еще удаляли и поверхностные слои толщиной 0,10...0,15 мм, чтобы избежать образования пор в сварных соединениях.

Твердость металла измеряли на лицевых поверхностях полученных сварных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «Rockwell» при нагрузке $P = 600$ Н. Оценку структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8. Предел прочности сварных соединений, полученных АДСНЭ, определяли при статическом растяжении на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25 стандартных плоских образцов с шириной рабочей части 15 мм с усилением и снятым проплавом шва, а предел прочности металла шва — на образцах со снятыми усилением и проплавом шва. Образцы, полученные СТП, испытывали без усиления и проплава, поскольку такая форма шва обусловлена особенностями процесса получения неразъемных соединений. Для оценки влияния термической обработки на прочностные характеристики сварных соединений проводили стандартное искусственное старение образцов из сплава 1201 при температуре 170 °С на протяжении 17 ч, а из сплава 1460 — при температуре 130 °С на протяжении 20 ч, а затем при температуре 160 °С на протяжении 16 ч.

Результаты исследований и их обсуждение. В результате проведенных исследований установлено, что при обычной АДСНЭ исследуемых алюминиевых сплавов 1201 и 1460 в металле шва образуется мелкая дендритная структура с отдельными элементами центрального кристаллита, которые на некоторых участках в центральной части шва образуют крупные кристаллы (рис. 1, а). Применение присадочной проволоки, содержа-

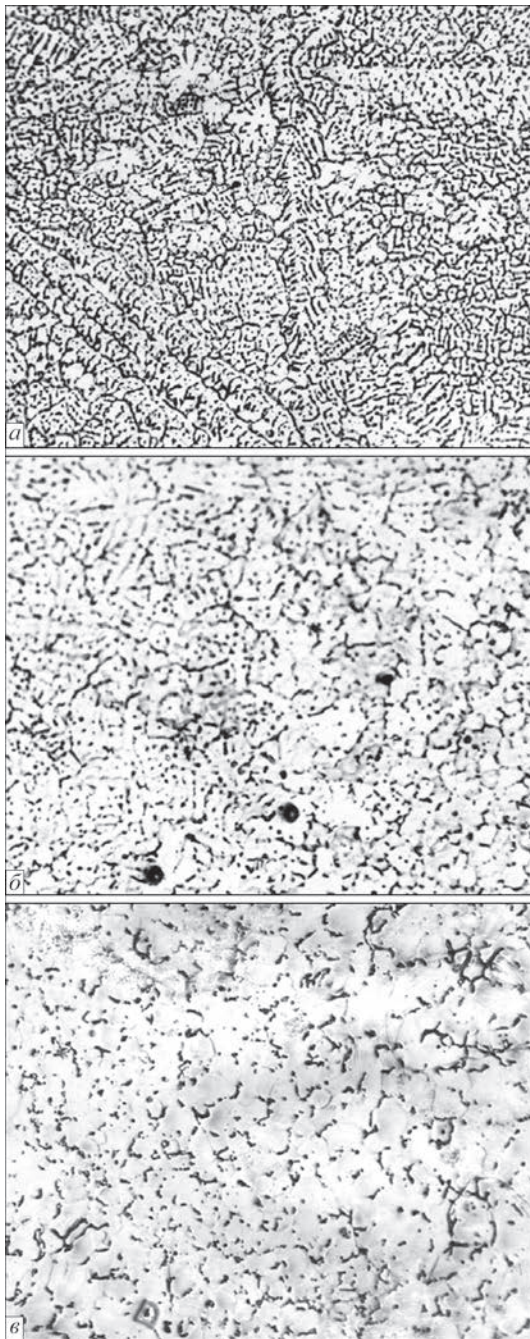


Рис. 1. Микроструктура ($\times 200$) швов, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом листов сплава 1460 толщиной 2 мм с использованием присадочных проволок Св1201 (а) и Св1201Sc (б), а также с колебаниями дуги, возникающими при пропускании тока через участок присадочной проволоки Св1201Sc (в)

шей цирконий и скандий, приводит к измельчению кристаллической структуры металла шва за счет частичного образования субдендритной формы кристаллитов (рис. 1, б). При этом обеспечить формирование субдендритной структуры кристаллитов по всему объему шва не удастся. По-видимому, это объясняется тем, что при сварке тонколистовых соединений, когда доля присадочной проволоки в шве незначительна, не удастся достигнуть достаточной (0,3...0,4 % [16]) концен-

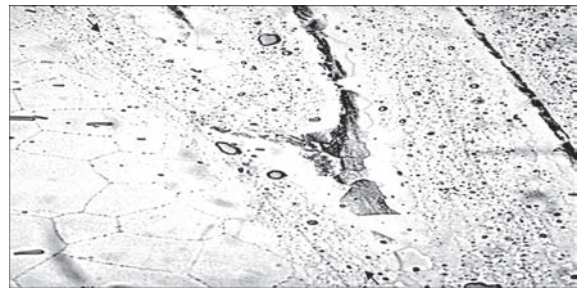


Рис. 2. Микроструктура ($\times 500$) поверхности сварного соединения сплава 1201 толщиной 2 мм, полученного СТП

трации скандия в металле шва. Но благодаря колебаниям расплавленного металла сварочной ванны, возникающим в результате отклонений дуги от ее вертикального положения вследствие пропуска электрического тока через участок присадочной проволоки Св1201Sc, в процессе кристаллизации происходит периодическое оплавление кристаллизующихся дендритов, что обеспечивает формирование мелких равноосных кристаллов по всему сечению шва (рис. 1, в).

Однако наиболее мелкодисперсная структура металла шва образуется при СТП в результате интенсивной пластической деформации металла в зоне образования неразъемного соединения. На рис. 2 очень хорошо видно как происходит изменение размера зерен на поверхности свариваемого металла у края бурта инструмента на границе ЗТВ (слева) и ЗТМВ (справа). На участках шва и ЗТМВ, непосредственно подвергавшихся воздействию рабочих поверхностей инструмента (боковые поверхности наконечника и торцевая поверхность бурта), происходит резкое измельчение зерен. Анализ микроструктуры поперечных сечений соединений, полученных СТП, показал, что в центральной части шва, образующейся в результате перемещения пластифицированного металла рабочими поверхностями инструмента, формируется ядро с мелкодисперсной (3...5 мкм) структурой. Поскольку размер зерен в 5...7 раз меньше, чем в основном материале, значительно возрастает объемная доля их границ (рис. 3). При этом в ЗТМВ наблюдаются деформированные протяженные зерна, ориентированные в направлении перемещения пластифицированного металла рабочими поверхностями инструмента, и мелкие равноосные зерна, размер которых изменяется в пределах 5...10 мкм. Тогда как при обычной АДСНЭ этих сплавов с присадочной проволокой Св1201 в шве формируется характерная литая структура с размерами дендритов 0,15...0,20 мм. Кроме того, вследствие высокотемпературного нагрева свариваемых кромок вблизи шва происходит оплавление структурных составляющих границ зерен. В результате этого на участке, примыкающем к металлу шва, образуется грубая сплошная

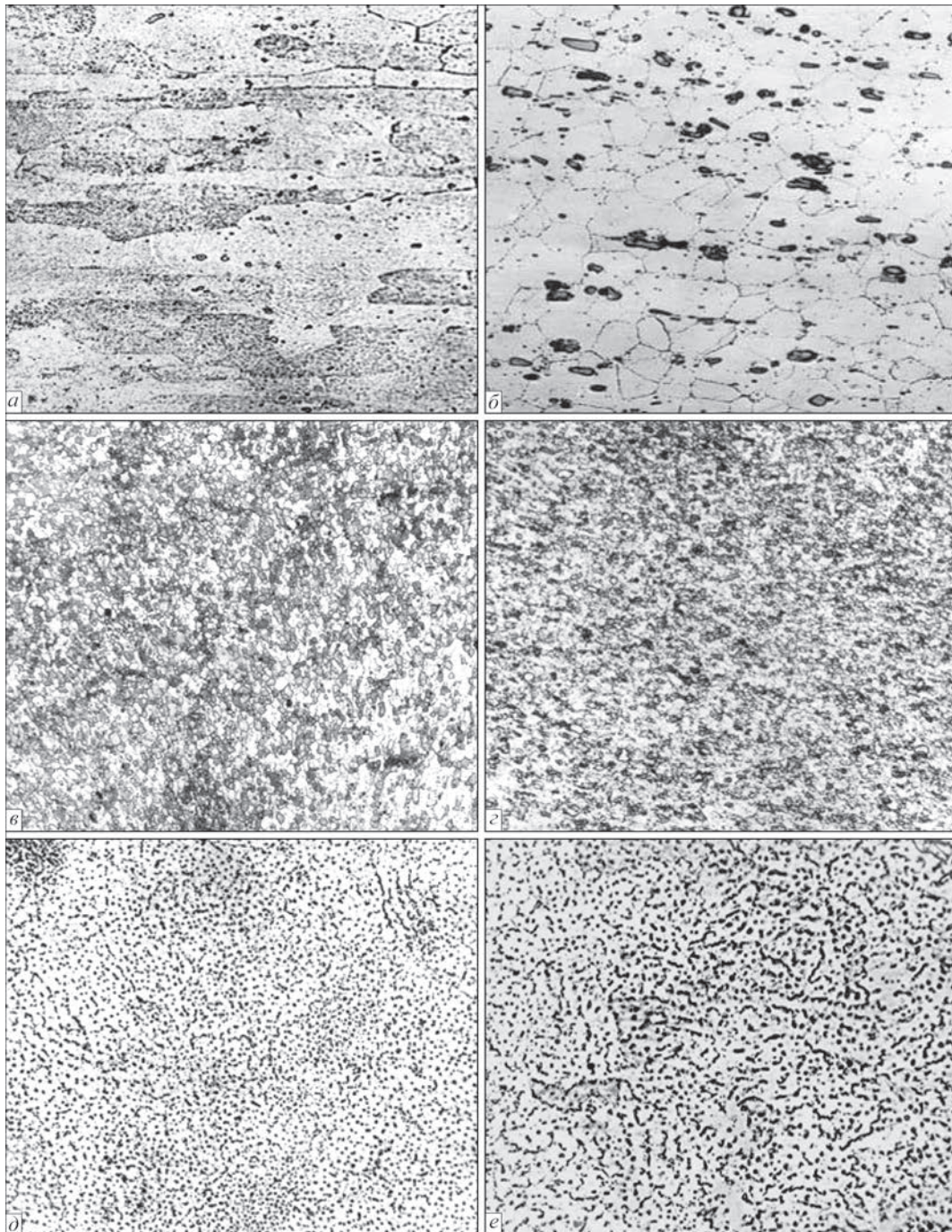


Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$) основного металла (*a, б*) и швов (*в–е*), полученных при СТП (*в, з*) и АДСНЭ (*д, е*) сплавов 1460 (*a, в, д*) и 1201 (*б, з, е*) толщиной 2 мм

сетка мелкозернистых прослоек. Такие структурные преобразования в металле в зоне образования неразъемного соединения приводят к изменению твердости металла и его прочности.

Измерения твердости металла на образцах сварных соединений, полученных СТП, показали, что она значительно выше, чем на образцах, выполненных АДСНЭ. Такие сварные соединения сплава 1460 имеют твердость металла в шве и зоне сопряжения его с основным материалом (на расстоянии около 1,5 мм от оси шва) на уровне *HRB* 90, а минимальную твердость *HRB* 88...89 — на расстоянии около 5,8 мм от оси шва на грани-

це ЗТМВ и ЗТВ (рис. 4, *a*). Тогда как при АДСНЭ этого сплава даже с использованием присадочной проволоки Св1201Sc и колебаниями дуги твердость металла в центральной части шва составляет всего *HRB* 69, а в зоне сплавления шва с основным материалом (на расстоянии около 3,3 мм) — *HRB* 76...77.

При СТП сплава 1201 твердость металла в центральной части шва находится на уровне *HRB* 82, в зоне сопряжения шва с основным материалом — *HRB* 81, а на границе ЗТМВ и ЗТВ — *HRB* 95...96 (рис. 4, *б*). Соединения, полученные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки со сканди-

ем и колебаниями дуги, имеют твердость металла в шве на уровне *HRB* 71, а в зоне сплавления его с основным материалом — *HRB* 73...74.

Разупрочнение металла в зоне образования неразъемного соединения при сварке этих термоупрочняемых сплавов происходит не только из-за структурных превращений, но и вследствие частичного распада твердого раствора и коагуляции частиц основных легирующих элементов в зонах, подвергаемых нагреванию даже в процессе СТП. Поэтому для их сварных соединений при необходимости используют термическую обработку (ТО), подразумевающую искусственное старение, в результате которого за счет фазовых превращений и стабилизации структуры металла происходит его упрочнение. Анализ распределения твердости металла в сварных соединениях сплава 1460, полученных СТП, после искусственного старения образцов (см. рис. 4, а) показал, что твердость металла в шве и зоне сопряжения его с основным материалом повысилась до *HRB* 104. При этом такой же уровень твердости металла наблюдается вплоть до границы между ЗТМВ и ЗТВ, где он снижается до *HRB* 100, а затем плавно повышается до уровня твердости основного материала (*HRB* 108...109). В сварных соединениях, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201Sc, через участок которой пропускали электрический ток для создания колебаний дуги, после термической обработки также произошло повышение твердости металла. Но в центральной части шва она возросла всего до *HRB* 80, а в зоне сплавления шва с основным материалом — до *HRB* 90...91.

Подобные изменения твердости металла после искусственного старения образцов наблюдаются и в сварных соединениях сплава 1201 (см. рис. 4, б). В шве, полученном СТП, твердость металла повышается до *HRB* 86, а в зоне сопряжения его с основным материалом — до *HRB* 85. Тогда как при АДСНЭ твердость металла шва возрастает всего до *HRB* 77, а в зоне сплавления его с основным материалом — до *HRB* 81...82.

Характер распределения твердости металла в зоне образования неразъемного соединения позволяет установить самые слабые участки, на которых наиболее вероятны разрушения при механических испытаниях образцов. Так, при статическом растяжении образцов без проплава и усиления шва, полученных при АДСНЭ сплава 1460 с присадочной проволокой Св1201Sc и колебаниями дуги, их разрушение происходит по металлу шва, где твердость металла минимальная. Предел прочности их находится на уровне 265 МПа (таблица). Такие же образцы с усилением шва разрушаются в зоне сплавления шва с

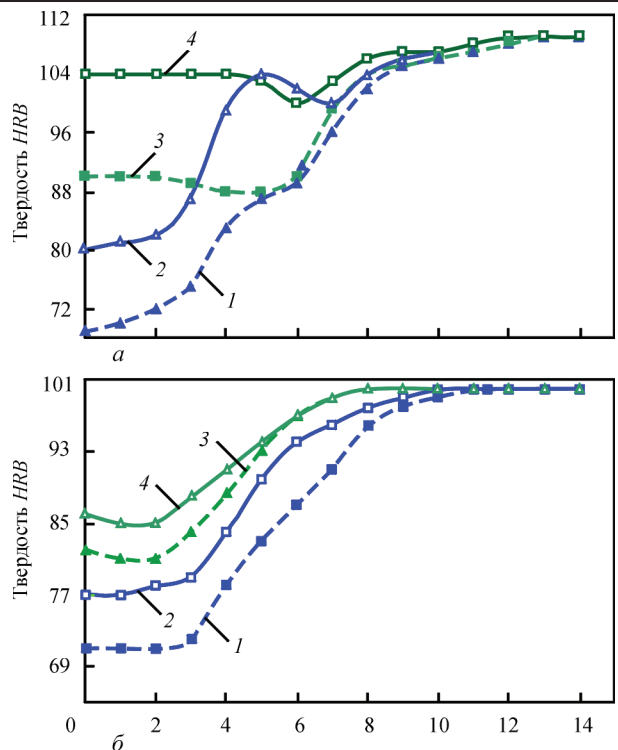


Рис. 4. Распределение твердости в сварных соединениях сплава 1460 (а) и 1201 (б) толщиной 2,0 мм, полученных АДСНЭ с колебаниями дуги при использовании присадочной проволоки Св1201Sc и СТП, непосредственно после сварки и после термической обработки образцов: 1 — Св1201Sc; 2 — Св1201Sc (ТО); 3 — СТП; 4 — СТП (ТО)

основным материалом и имеют предел прочности около 285 МПа. При этом сварные соединения, полученные СТП, имеют наиболее высокий (345 МПа) предел прочности. Образцы таких соединений, не имеющие ни проплава, ни усиления шва (исходя из особенностей этого процесса сварки), разрушаются на границе ЗТМВ и ЗТВ со стороны отхода инструмента.

Послесварочная термическая обработка позволила повысить предел прочности металла швов до 275 МПа, а предел прочности сварных соединений — до 300 МПа. Однако максимальный эффект искусственное старение оказывает на соединения, полученные СТП. Предел прочности их повышается до 420 МПа, что составляет 86 % предела прочности для основного материала. При этом место разрушения образцов не изменяется, поскольку твердость металла в зоне образования сварного соединения повышается, но характер ее распределения практически не изменяется — участки с минимальной твердостью металла сохраняются после искусственного старения в тех же местах, что и непосредственно после сварки.

Образцы сварных соединений сплава 1201, полученные СТП, разрушаются при статическом растяжении в ЗТМВ на участке сопряжения шва с основным материалом. При этом их предел прочности находится на уровне 310 МПа непосредственно

Предел прочности стыковых соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201 толщиной 2 мм, полученных СТП и АДСНЭ

Сплав	Способ сварки	Состояние	Присадочная проволока	Предел прочности σ_b , МПа	
				Образцы без проплава с усилением шва	Образцы без проплава и без усиления шва
1460	СТП	После сварки	–	–	$\frac{339...348}{345}$
		После ТО		–	$\frac{416...424}{420}$
	АДСНЭ с колебаниями дуги	После сварки	Св1201Sc	$\frac{283...289}{285}$	$\frac{262...270}{265}$
		После ТО		$\frac{295...309}{300}$	$\frac{269...279}{273}$
1201	СТП	После сварки	–	–	$\frac{305...315}{310}$
		После ТО		–	$\frac{318...323}{320}$
	АДСНЭ	После сварки	Св1201	$\frac{24...27}{25}$	$\frac{232...237}{235}$
		После ТО		$\frac{303...315}{307}$	$\frac{259...264}{261}$
	АДСНЭ с колебаниями дуги	После сварки	Св1201Sc	$\frac{287...296}{290}$	$\frac{240...252}{245}$
		После ТО		$\frac{310...317}{315}$	$\frac{265...277}{270}$

Примечание. В числителе приведены минимальные и максимальные значения показателя, в знаменателе — его средние значения по результатам испытания трех–пяти образцов.

ственно после сварки и на уровне 320 МПа после искусственного старения. Разрушение образцов с усилением шва, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой Св1201Sc и колебаниями дуги, происходит в зоне сплавления шва с основным материалом. Предел прочности их непосредственно после сварки составляет 290 МПа, а после термообработки — 315 МПа. При снятии усиления шва местом разрушения образцов при их растяжении становится металл шва, предел прочности которого находится на уровне 245 МПа после сварки и 270 после искусственного старения.

Выводы

1. Применение сварочной проволоки Св1201Sc, содержащей 0,2 % Zr и 0,5 % Sc, при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом алюминиевых сплавов 1460 и 1201 с колебаниями дуги, обусловленными отклонениями ее от вертикального положения в результате пропуска электрического тока через участок присадки, обеспечивает формирование мелких равноосных кристаллов по всему сечению шва. Однако при СТП в результате интенсивной пластической деформации металла в

зоне образования неразъемного соединения в шве образуется наиболее мелкодисперсная (3...5 мкм) структура.

2. Формирование неразъемного соединения в твердой фазе без расплавления свариваемых кромок и образование мелкодисперсной структуры швов при СТП позволяет получить более высокие значения предела прочности металла швов и сварных соединений алюминиевых сплавов 1460 и 1201, чем при АДСНЭ с колебаниями сварочной ванны даже при использовании сварочной проволоки, содержащей цирконий и скандий.

3. Искусственное старение сварных соединений, при котором происходят фазовые превращения и процессы стабилизации структуры подвергнувшегося тепловому воздействию металла, способствует их упрочнению. При этом максимальный уровень прочности (75 % для сплава 1201 и 86 % для сплава 1460) по сравнению с основным материалом обеспечивается после такой термической обработки образцов, полученных СТП.

Список литературы

1. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. (2013) *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, НПП «Издательство НАН Украины».
2. Белецкий В. М., Кривов Г. А. (2005) *Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение)*. Справочник. Фридляндер И. Н. (ред.). Киев, КОМИНТЕХ.
3. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Бернадский В. Н., Маковецкая О. К. (2006) *Алюминий и его сплавы в современных сварных конструкциях*. Киев, «Экотехнология».
4. Машин В. С., Покляцкий А. Г., Федорчук В. Е. (2005) Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом. *Автоматическая сварка*, **9**, 43–49.
5. Лукин В. И. (1996) Sc – перспективный легирующий элемент для присадочных материалов. *Сварочное производство*, **6**, 13–14.
6. Ищенко А. Я. (2003) Алюминиевые высокопрочные сплавы для сварных конструкций. Т 1. *Прогресивні матеріали і технології*. Київ, Академперіодика, сс. 50–82.
7. Давыдов В. Г., Елагин В. И., Захаров В. В., Ростова Т. Д. (1996) О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **8**, 25–30.
8. Бондарев Б. И., Елагин В. И. (1992) Новые алюминиевые сплавы, легированные скандием. *Технология легких сплавов*, **5**, 22–28.
9. Ishchenko A. Ya., Labur T. M. (1997) Weldable scandium-containing aluminium alloys. *Welding and Surfacing Review*. *Harwood academic publisher*.
10. Захаров В. В. (1997) Устойчивость твердого раствора скандия в алюминии. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **2**, 15–20.
11. Ищенко А. Я., Покляцкий А. Г., Лозовская А. В. и др. (1990) Влияние параметров низкочастотной модуляции разнополярного тока прямоугольной формы на структуру шва при сварке алюминиевых сплавов. *Автоматическая сварка*, **9**, 23–27.
12. Бродягина И. В. (1998) Дуговая сварка алюминиевых сплавов с использованием магнитных полей. *Сварочное производство*, **9**, 48–51.
13. Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Гринюк А. А. и др. (2002) Аргонодуговая сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом с колебаниями дуги. *Автоматическая сварка*, **2**, 18–22.
14. Thomas W. M., Nicholas E. D., Needham J. C. Church M. G., Templesmith P., Dawes C. J. (1991) *Friction Stir Butt Welding*. GB, Pat. Application № 9125978.8.
15. Маркашова Л. И., Покляцкий А. Г., Кушнарера О. С. (2013) Влияние способов сварки на структуру и механические свойства соединений алюминиевого сплава 1460. *Автоматическая сварка*, **3**, 20–25.
16. Федорчук В. Е., Кушнарера О. С., Алексеенко Т. А., Фальченко Ю. В. (2014) Особенности легирования скандием металла швов сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов. *Там же*, **5**, 30–34.

References

1. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures of aluminium alloys*. Kiev, SPE NASU [in Russian].
2. Beletsky, V.M., Krivov, G.A. (2005) *Aluminium alloys (composition, properties, technology, application)*. In: Refer. Book. Ed. by I.N. Fridlyander. Kiev, COMINTEX [in Russian].
3. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M., Bernadsky, V.N., Makovetskaya, O.K. (2006) *Aluminium and its alloys in modern welded structures*. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].
4. Mashin, V.S., Poklyatsky, A.G., Fedorchuk, V.E. (2005) Mechanical properties of aluminium alloys in consumable and nonconsumable electrode arc welding. *The Paton Welding J.*, **9**, 39-45.
5. Lukin, V.I. (1996) Sc is the prospective alloying element for filler materials. *Svarochn. Proizvodstvo*, **6**, 13-14 [in Russian].
6. Ishchenko, A.Ya. (2003) Aluminium high-strength alloys for welded structures. Vol. 1: *Advanced materials and technologies*. Kyiv, Akadempriodyka, 50-82 [in Russian].
7. Davydov, V.G., Elagin, V.I., Zakharov, V.V., Rostova, T.D. (1996) On alloying of aluminium alloys with additions of scandium and zirconium. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **8**, 25-30 [in Russian].
8. Bondarev, B.I., Elagin, V.I. (1992) New aluminium alloys, doped with scandium. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **5**, 22-28 [in Russian].
9. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (1997) Weldable scandium-containing aluminium alloys. *Welding and Surfacing Review*, *Harwood Academic Publisher*, **9**.
10. Zakharov, V.V. (1997) Stability of scandium solid solution in aluminium. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **2**, 15-20 [in Russian].
11. Ishchenko, A.Ya., Poklyatsky, A.G., LOzovskaya, A.V. et al. (1990) Influence of parameters of low-frequency modulation of rectangular bipolar current on weld structure in welding of aluminium alloys. *Avtomatich. Svarka*, **9**, 23-27 [in Russian].
12. Brodyagina, I.V. (1998) Arc welding of aluminium alloys using magnetic fields. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 48-51 [in Russian].
13. Poklyatsky, A.G., Ishchenko, A.Ya., Grinyuk, A.A. et al. (2002) Non-consumable electrode argon-arc welding of aluminium alloys with arc oscillations. *The Paton Welding J.*, **2**, 18-22.
14. Thomas, W.M., Nicholas, E.D., Needham, J.C., Church, M.G., Templesmith, P., Dawes, C.J. (1991) *Friction stir butt welding*. Int. Pat. Appl. PCT/GB 92/02203; GB Pat. Appl. 9125978.8.
15. Markashova, L.I., Poklyatsky, A.G., Kushnaryova, O.S. (2013) Influence of welding processes on the structure and mechanical properties of welded joints of aluminium alloy 1460. *The Paton Welding*, **3**, 18-23.
16. Fedorchuk, V.E., Kushnaryova, O.S., Alekseenko, T.A., Falchenko, Yu.V. (2014) Peculiarities of alloying of weld metal of high-strength aluminium alloy welded joints with scandium. *Ibid.*, **5**, 28-32.

МІЦНІСТЬ ЗВАРНИХ З’ЄДНАНЬ ТЕРМОЗМІЦНЕНИХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ ТІГ ТА ЗТП

А. Г. ПОКЛЯЦЬКИЙ, С. І. МОТРУНІЧ

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

Досліджено вплив модифікаторів цирконію і скандію в присадочному дроті та коливань дуги, обумовлених пропусканням електричного струму через ділянку присадки при аргонодуговому зварюванні неплавким електродом, а також процесу зварювання тертям з перемішуванням на формування структури швів тонколистових алюмінієвих сплавів 1460 та 1201. Побудовано криві розподілу твердості металу в зоні формування нероз’ємних з’єднань і визначено межу міцності зразків безпосередньо після зварювання та після їх штучного старіння. Показано, що застосування зварювання тертям з перемішуванням дозволяє отримати більш високі значення межі міцності металу швів і зварних з’єднань алюмінієвих сплавів 1460 та 1201, ніж у зв’язку з автоматизованим аргонодуговим зварюванням неплавким електродом з коливаннями зварювальної ванни навіть при використанні зварювального дроту, що містить цирконій і скандій. При

цьому після штучного старіння зразків, при якому відбуваються фазові перетворення і процеси стабілізації структури металу, що піддавався термічній обробці, забезпечується максимальний рівень міцності (75 % для сплаву 1201 та 86 % для сплаву 1460) в порівнянні з основним матеріалом. Бібліогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключові слова: термозміцнюючий алюмінієвий сплав, аргонодугове зварювання з коливаннями дуги, зварювання тертям з перемішуванням, мікроструктура, твердість, міцність

STRENGTH OF WELDED JOINTS OF HEAT-HARDENABLE ALUMINIUM ALLOYS IN TIG AND FRICTION STIR WELDING

AG P OKLYATSKIIS I M OTRUNICH

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Influence of zirconium and scandium modifiers in the filler wire and of arc oscillations due to electric current flowing through the filler section in consumable electrode argon-arc welding, as well as of friction stir welding process on formation of weld structure in sheet aluminium alloys 1460 and 1201, was studied. Curves of metal hardness distribution in the zone of permanent joint formation were plotted, and ultimate strength of samples was determined directly after welding and during their artificial ageing. It is shown that application of friction stir welding yields higher values of ultimate strength of the metal of welds and welded joints on aluminium alloys 1460 and 1201, than in nonconsumable electrode automated argon-arc welding with weld pool oscillations, even at application of welding wire with zirconium and scandium. Here, the maximum strength level (75% for alloy 1201 and 86% for alloy 1460), compared to base material, is achieved after artificial ageing of samples, at which phase transformations and processes of stabilization of the structure of metal after thermal impact, take place. 16 Ref., 1 Tabl., 4 Fig.

Keywords: heat-hardenable aluminium alloy, argon-arc welding with arc oscillation, friction stir welding, microstructure, hardness, strength

Поступила в редакцію 23.10.2018

SAVE THE DATE

IIW BRATISLAVA 2019

THE 72ND IIW ANNUAL ASSEMBLY AND INTERNATIONAL CONFERENCE

Bratislava, Slovakia

7th – 12th July 2019

The annual event of the International Institute of Welding IIW 2019

www.iiw2019.com

The main topic of the International Conference:
New Progressive Materials and Welding Methods in the Automotive Industry

Hosted by   Conference Secretariat 

ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПРИ ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПРОДОЛЬНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

А. Д. РАЗМЫШЛЯЕВ¹, М. В. АГЕЕВА², Е. В. ЛАВРОВА¹

¹ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет».

87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7. E-mail: razmyshljaev@gmail.com

²Донбасская государственная машиностроительная академия.

84313, г. Краматорск, ул. Академическая, 72. E-mail: maryna_ah@ukr.net

Показано, что если наплавленный металл на основе железа содержит углерода менее 0,15 %, а хрома — более 16 %, то при его кристаллизации будут образовываться дендриты аустенита на стадии первичной кристаллизации и при дальнейшем охлаждении аустенит преобразуется в феррит. При этом феррит образуется в границах дендритов аустенита и в дальнейшем не претерпевает полиморфных превращений. С учетом этого положения выполнены наплавки порошковой проволокой, обеспечившей в составе наплавки содержание углерода 0,08 % и хрома 17...19,5 %. Наплавки выполнены без воздействия продольного магнитного поля и с воздействием этого знакопеременного поля частотой 6, 12, 24, 33 Гц. Исследования макро- и микроструктуры наплавленного металла показало, что при воздействии магнитного поля в диапазоне частот 6...24 Гц наблюдалось значительное уменьшение ширины и длины дендритов в структуре наплавленного металла. Сделан вывод о том, что измельчение структуры (дендритов) при дуговой наплавке проволокой под флюсом обусловлено движением жидкого металла в ванне под воздействием магнитного поля и влиянием на первичную кристаллизацию, а не на стадию полиморфных превращений металла в твердом состоянии. Библиогр. 4, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: дуговая наплавка, магнитное поле, кристаллизация, дендрит, аустенит, феррит

Известно значительное число работ, посвященных изучению особенностей процесса электродуговой сварки и наплавки с воздействием управляющего продольного магнитного поля (ПРМП). В частности, в работе [1] показано, что при сварке с воздействием ПРМП повышается производительность расплавления электродной проволоки, уменьшается глубина и площадь зоны проплавления основного металла, измельчается структура металла шва, либо наплавки. Однако механизм измельчения структурных составляющих швов (наплавленного металла) при воздействии ПРМП не установлен однозначно. Краткий обзор существующих представлений исследователей по этому вопросу изложен в работе [2].

В работе [2] показано, что не решен вопрос о том, на какой стадии процесса кристаллизации металла шва при сварке с воздействием ПРМП происходит измельчение структуры швов. Ряд исследователей считает, что это происходит при первичной кристаллизации швов, другие авторы — что это происходит за счет фазовых превращений в твердом состоянии (полиморфных превращений).

В работах [3, 4] показано, что в малоуглеродистых высоколегированных хромом сплавах на основе железа (с содержанием углерода менее 0,15 % и хрома — более 16 %) при температуре ниже точки A_{3} (порядка 700 °С) при распаде аустенита образуется феррит. Этот феррит образует-

ся при распаде аустенитных дендритов таким образом, что сохраняются существующие границы дендритов (аустенита). Кроме того, полученный после кристаллизации сплав не изменяет структуры при термообработке (закалке, либо при нагреве). Таким образом, если наплавить сплав такого состава с воздействием ПРМП и произойдет измельчение дендритов (зерен), то это будет означать, что измельчение структуры наплавленного металла произошло при первичной кристаллизации расплавленного металла в сварочной ванне.

Целью настоящей работы является получение сведений о том, на какой стадии: первичной кристаллизации, или на стадии фазовых превращений в твердом состоянии происходит измельчение структуры швов (наплавки) при дуговой сварке (наплавке) проволокой под флюсом с воздействием ПРМП.

Для реализации этой цели выполняли следующий эксперимент. Осуществляли наплавку автоматом типа АДС-1002 проволоками под флюсом на обратной полярности с использованием выпрямителя типа ВДУ-1202.

Наплавку осуществляли на пластину из малоуглеродистой стали ВМСт3сп толщиной 20 мм (шириной 250 мм, длиной 400 мм). Сначала наплавливали подслои в 2 слоя (см. рис. 1 — слой I, II) порошковой проволокой ПП12Х13 диаметром 3,6 мм под флюсом АН-26П.

Режим наплавки: $I_n = 400...420$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 27$ м/ч. Перекрытие валиков — шаг на-

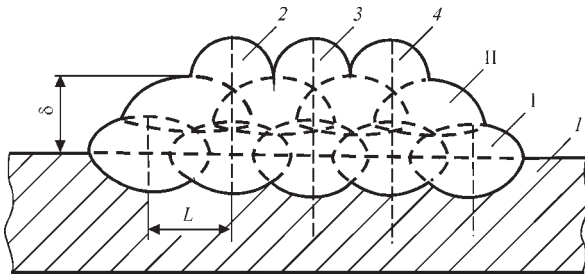


Рис. 1. Схема наплавки: I, II — соответственно первый и второй слой подслоя; 1 — основной металл; 2-4 — наплавленные валики

плавки L — составлял 12...13 мм. Общая толщина двух слоев подслоя составляла $\delta = 6...7$ мм (рис. 1). На подслое выполняли наплавку специально изготовленной порошковой проволокой типа 10X20 диаметром 4,0 мм под флюсом АН-26П с воздействием знакопеременного ПРМП частотами 6, 12, 24, 33 Гц. Один валик наплавливали без воздействия ПРМП. Величина продольной компоненты индукции ПРМП составляла 25...30 мТл (измерена до наплавки под торцом электрода, который отстоял от подслоя на 5 мм). Устройство ввода (УВ) ПРМП представляло собой соленоид с ферромагнитным сердечником, устанавливаемый соосно с электродом. Количество витков в обмотке соленоида составляло $W = 150$. Обмотку УВ ПРМП питали от специального источника питания, который создавал в обмотке прямоугольные импульсы тока с паузой $t_{\text{п}} = 0,01$ с. Конструкция УВ ПРМП подробно описана в работе [1].

Из наплавков вырезали поперечные темплеты толщиной 25...30 мм, поверхности которых шлифовали, полировали и протравливали царской водкой для исследования макро- и микроструктуры. По данным химического анализа во всех об-

Размеры дендритов в наплавленном металле

Способ наплавки	Размеры дендритов	
	Ширина, мкм	Длина, мм
Без ПРМП	130	0,130
	100...150	0,100...0,140
ПРМП, $f = 6$ Гц	110	0,098
	100...150	0,080...0,120
ПРМП, $f = 12$ Гц	83	0,100
	80...140	0,085...0,115
ПРМП, $f = 24$ Гц	90	0,100
	80...120	0,080...0,120
ПРМП, $f = 33$ Гц	140	0,130
	100...200	0,100...0,150

Примечание. В числителе — средние значения, в знаменателе — минимальные и максимальные значения.

разцах наплавков содержание элементов составляло, мас. %: 0,08 С; 17...19,5 Cr; 0,34...0,36 Si; 0,29...0,30 Mn.

Виды макроструктур наплавков в центральной их части приведены на рис. 2. Характерно, что при наплавке без воздействия ПРМП наблюдается дендритная структура (рис. 2, а). В наплавках, полученных с воздействием ПРМП (рис. 2, б-д), наблюдается столбчатая дендритная структура, направленная нормально к поверхности тепловода (к границе сплавления). Поперечные размеры столбчатых дендритов заметно уменьшились в наплавках, выполненных с воздействием ПРМП.

Для более детального исследования размеров дендритов исследовали микроструктуру наплавков, вид которых приведен на рис. 3. Методом секущих определяли ширину дендритов, данные о которых приведены в таблице. Характерно, что име-

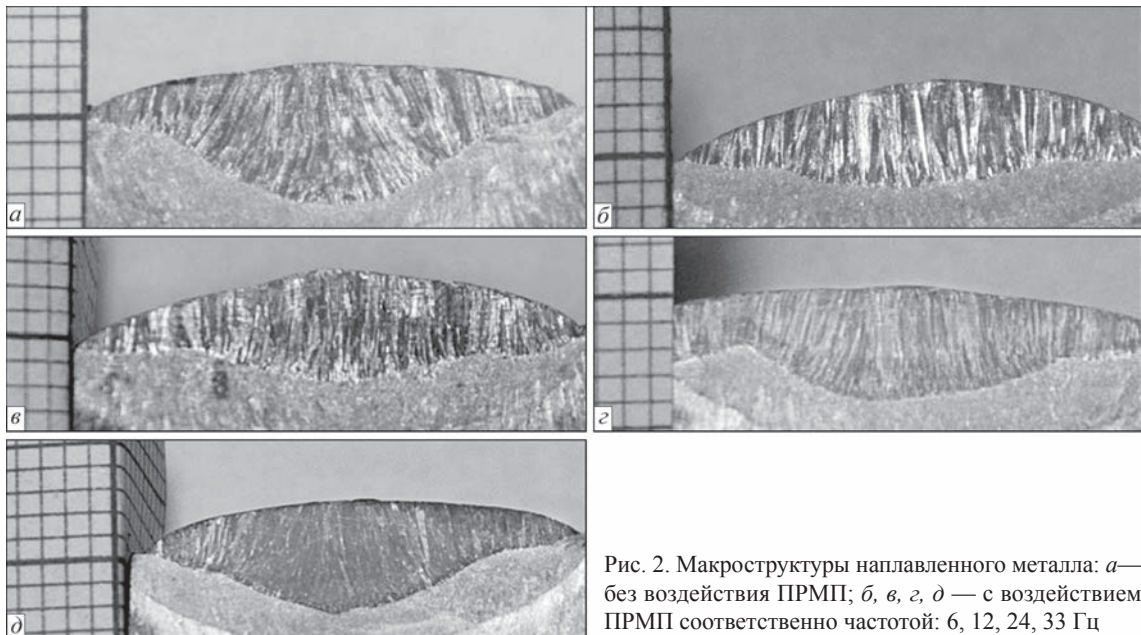


Рис. 2. Макроструктуры наплавленного металла: а — без воздействия ПРМП; б, в, г, д — с воздействием ПРМП соответственно частотой: 6, 12, 24, 33 Гц

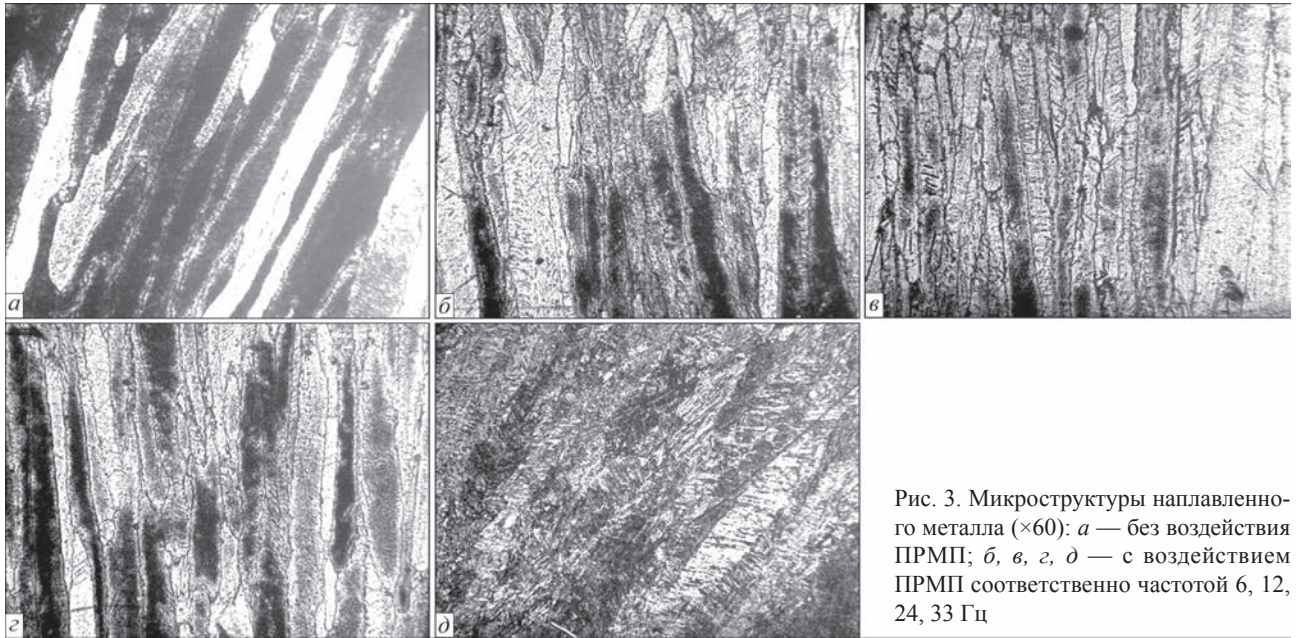


Рис. 3. Микроструктуры наплавленного металла ($\times 60$): *a* — без воздействия ПРМП; *б, в, г, д* — с воздействием ПРМП соответственно частотой 6, 12, 24, 33 Гц

ется значительный разброс этого показателя для наплавов, выполненных без воздействия ПРМП и с воздействием ПРМП. Средние значения ширины дендритов: без воздействия ПРМП — 130 мкм, с воздействием ПРМП: $f = 6$ Гц — 110 мкм; 12 Гц — 83 мкм; 24 Гц — 90 мкм; 33 Гц — 140 мкм. Таким образом, в диапазоне частот 12...24 Гц ширина дендритов значительно уменьшалась (от 130 до 83...90 мкм). При частоте 33 Гц этот размер не меньше, чем в наплавках, выполненных без воздействия ПРМП. Это связано с тем, что при частоте 33 Гц ПРМП из-за инерционности расплавленного в ванне металла последний не перемещался под действием знакопеременного ПРМП, расплав перемещался при меньших частотах ПРМП (вплоть до 24 Гц включительно). Измеряли также и длину дендритов на фото микроструктур наплавов. Данные таблицы показали, что средняя длина дендритов в наплавках, выполненных без воздействия ПРМП, составляет 0,13 мм и уменьшается до значений порядка 0,10 мм в наплавках, выполненных с воздействием ПРМП частотой 6...24 Гц. В наплавках, выполненных с воздействием ПРМП частотой 33 Гц, длина дендритов такая же, как в наплавках, выполненных без воздействия ПРМП. Поскольку во всех наплавках содержалось: $< 0,1\% \text{ C}$; $> 16\% \text{ Cr}$, то, как отмечалось, эффект измельчения структуры в наплавках, выполненных с воздействием ПРМП, получен на стадии первичной кристаллизации жидкого металла ванны при дуговой наплавке. Таким образом, измельчение структуры (дендритов) при дуговой наплавке проволокой под флюсом связано с воздействием ПРМП (движением жидкого металла ванны) на стадии первичной кристаллизации, а не на стадии фазовых превращений металла в твердом состоянии (полиморфных превращений).

Выводы

1. При дуговой наплавке проволокой под флюсом сплава на основе железа, содержащего 0,08 % C и 17...19,5 % Cr, с воздействием знакопеременного магнитного поля частотой 6...24 Гц наблюдается существенное уменьшение ширины и длины дендритов в наплавках.

2. Измельчение структурных составляющих в металле наплавов при дуговой наплавке проволокой под флюсом при воздействии управляющего продольного магнитного поля обусловлено процессом влияния этого поля на стадию первичной кристаллизации жидкого металла ванны, а не на стадию полиморфных превращений металла в твердом состоянии.

Список литературы

1. Размышляев А. Д., Миронова М. В. (2009) *Магнитное управление формированием валиков и швов при дуговой наплавке и сварке*. Мариуполь, Изд-во ПГТУ.
2. Размышляев А. Д., Агеева М. В. (2018) О механизме измельчения структуры металла шва при дуговой сварке с воздействием магнитных полей (обзор). *Автоматическая сварка*, **3**, 29–33.
3. Лахтин Ю. М. (1977) *Металловедение и термическая обработка металлов*. Москва, Металлургия.
4. Багрянский К. В., Добротина З. А., Хренов К. К. (1976) *Теория сварочных процессов*. Киев, Вища школа.

References

1. Razmyshlyayev, A.D., Mironova, M.V. (2009) *Magnetic control of formation of beads and welds in arc surfacing and welding*. Mariupol, PGTU [in Russian].
2. Razmyshlyayev, A.D., Ageeva, M.V. (2018) On mechanism of weld metal structure refinement in arc welding under action of magnetic fields (Review). *The Paton Welding J.*, **3**, 25-18.
3. Lakhtin, Yu.M. (1977) *Metals science and heat treatment of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Bagryansky, K.V., Dobrotina, Z.A., Khrenov, K.K. (1976) *Theory of welding processes*. Kiev, Vyscha Shkola [in Russian].

ПОДРІБНЕННЯ СТРУКТУРИ МЕТАЛУ ПРИ ДУГОВОМУ НАПЛАВЛЕННІ ПІД ВПЛИВОМ ПОЗДОВЖНЬОГО МАГНІТНОГО ПОЛЯ

О. Д. РАЗМИШЛЯЄВ¹, М. В. АГЕСВА², Є. В. ЛАВРОВА¹

¹ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет».

87500, м. Маріуполь, вул. Університетська, 7. E-mail: razmyshljaev@gmail.com

²Донбаська державна машинобудівна академія.

84313, м. Краматорськ, вул. Академічна, 72. E-mail: maryna_ah@ukr.net

Показано, що якщо наплавлений метал на основі заліза містить вуглецю менше 0,15 %, а хрому — більше 16 %, то при його кристалізації будуть утворюватися дендрити аустеніту на стадії первинної кристалізації і при подальшому охолодженні аустеніт перетворюється у ферит. При цьому ферит утворюється в межах дендритів аустеніту і надалі не зазнає поліморфних перетворень. З урахуванням цього положення виконані наплавлення порошковим дротом, що забезпечив в складі наплавлень вміст вуглецю 0,08 % і хрому 17...19,5 %. Наплавлення виконані без впливу поздовжнього магнітного поля і з впливом цього знакозмінного поля частотою 6; 12; 24; 33 Гц. Дослідження макро- і мікроструктури наплавленого металу показало, що при впливі магнітного поля в діапазоні частот 6...24 Гц спостерігалася значне зменшення ширини і довжини дендритів в структурі наплавленого металу. Зроблено висновок про те, що подрібнення структури (дендритів) при дуговому наплавленні дротом під флюсом обумовлено рухом рідкого металу в ванні під впливом магнітного поля і впливом на первинну кристалізацію, а не на стадію поліморфних перетворень металу в твердому стані. Бібліогр. 4, табл. 1, рис. 3.

Ключові слова: дугове наплавлення, магнітне поле, кристалізація, дендрит, аустеніт, ферит

REFINEMENT OF METAL STRUCTURE IN ARC SURFACING UNDER THE EFFECT OF LONGITUDINAL MAGNETIC FIELD

A.D. RAZMYSHLYAEV¹, M.V. AHIEIEVA², E.V. LAVROVA¹

¹State Higher Education Institute Pryazovskyi State Technical University. 7 Universitetskaya Str., 87500, Mariupil, Ukraine.

E-mail: razmyshljaev@gmail.com

²Donbass State Machine Building Academy, 72. Akademicheskaya Str., 84313, Kramatorsk, Ukraine.

E-mail: maryna_ah@ukr.net

It is shown that if the deposited iron-based metal contains carbon of lower than 0.15 %, and chromium of higher than 16 %, then during its crystallization, at the stage of primary crystallization austenite dendrites will form, and during further cooling, austenite is transformed to ferrite. In this case, ferrite is formed within the boundaries of austenite dendrites and further does not undergo polymorphic transformations. Taking this position into account, the deposits were produced using flux-cored wire, which provided a content of carbon being 0.08 % and a content of chromium being 17...19.5 % in the deposits. The deposits were produced without the effect of a longitudinal magnetic field and with the effect of this alternating field of 6, 12, 24 and 33 Hz frequency. The studies of the macro- and microstructure of the deposited metal showed that during the effect of a magnetic field in the frequency range of 6...24 Hz, a significant decrease in the width and length of dendrites in the structure of the deposited metal was observed. The conclusion was made that the refinement of the structure (of dendrites) during arc surfacing with the submerged wire is caused by the movement of liquid metal in the pool under the effect of a magnetic field and the influence on the primary crystallization, and not on the stage of polymorphic transformations of metal in the solid state. 4 Ref., 1 Tabl., 3 Fig.

Keywords: arc surfacing, magnetic field, crystallization, dendrite, austenite, ferrite

Поступила в редакцію 12.11.2018

IX спеціалізована виставка

МЕТАЛ ОБЛАДНАННЯ ІНСТРУМЕНТ

нове місце проведення

ВЦ «Південний-ЕКСПО»
вул. Щирецька, 36, м. Львів

Інформаційні спонсори



Контакти

тел./факс: (032) 244-18-88
e-mail: expolviv@gmail.com
web: www.expolviv.ua



металорізальні верстати та оснастка

обладнання для обробки металу

ручний електроінструмент

ковальське обладнання

засоби захисту

металовироби, вироби для з'єднання та кріплення

металорізальні інструменти

слусарний та монтажний інструмент

зварювальне обладнання

Організатор





9 – 11
КВІТНЯ
2019

JOINING OF STEEL AND DISSIMILAR MATERIAL JOINTS WITH HIGHEST STRENGTH — THERE ARE OTHER WAYS THAN CONVENTIONAL WELDING

U. REISGEN, L. STEIN

RWTH Aachen University (ISF). Pontstrasse 49. 52062, Aachen, Germany. E-mail: reisgen@isf.rwth-aachen.de

Technological products are undergoing a continuous evolution, which, in many cases, require new materials and material combinations. In turn, these novel material concepts require their own special joining technology. Although classical joining methods can frequently be adapted, there are often drawbacks connected with these adaptations. Novel joining processes, such as Laser Beam Welding in Vacuum, MIG-Brazing of aluminium to steel or novel technologies for bonding steel to fiber-reinforced plastics aim at overcoming existing price or design limits and also at providing engineers with new possibilities for challenging future products. 7 Ref., 16 Fig.

Introduction

Technological products are undergoing a continuous evolution driven by market demands for products that have less weight, are more energy-efficient, provide more and better functions, are smarter and cheaper or boast with new and spectacular designs. Meeting these demands is in many cases a challenge requiring new materials and material combinations, which in turn require their own special joining technology. Even though classical joining methods can often be adapted to meet these new challenges, there are often drawbacks connected with these adaptations, such as price and design limits. Novel joining processes, as they are discussed in this article, aim at overcoming existing price or design limits and providing engineers with new possibilities for challenging future products.

Laser Beam Welding in Vacuum (LaVa) [1, 2]

Laser beam welding is a well-known and well-established process in industry. Therefore, laser beam welding can meanwhile be called a conventional welding process. It provides high-speed welding and low distortion for a great variety of materials. Nevertheless, the development of a large plasma plume leads to a shielding of the workpiece, thus limiting energy transfer into the workpiece and in consequence also limiting possible penetration depth.

The reduction of the ambient pressure (as far as to a vacuum) leads to an enormous change in the metal vapor plume above the keyhole and in the inner weld seam geometry. The plasma plume can be completely suppressed by the vacuum. Especially with a low welding speed, the weld seam becomes much more narrow and the penetration depth is increased by a factor of two, Fig. 1. The process efficiency relating to the amount of molten material remains unaffected.

In the course of the research work of the past years, it was possible to demonstrate that the effect of increased penetration depth and narrow weld seam at low welding speeds can be transferred to deep penetration welding for industrial applications. Single-pass joint welds on a plate thickness of 50 mm for unalloyed steels and of 30 mm for high alloyed steels are achieved, Fig. 2. With the double-sided single-pass welding technique, joint welds for a plate thickness of up to 110 mm have become

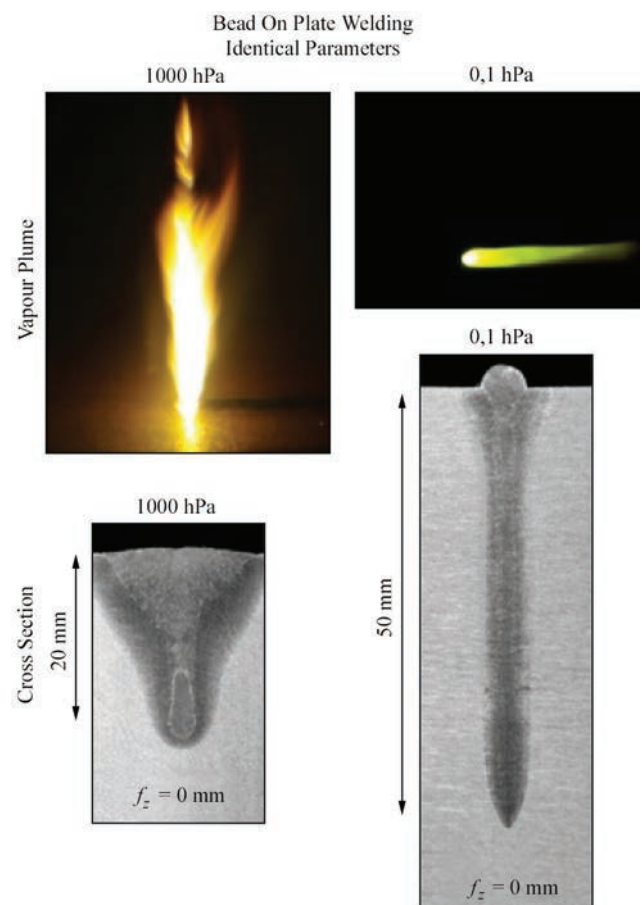


Fig. 1. Vapor plume and bead-on-plate welding

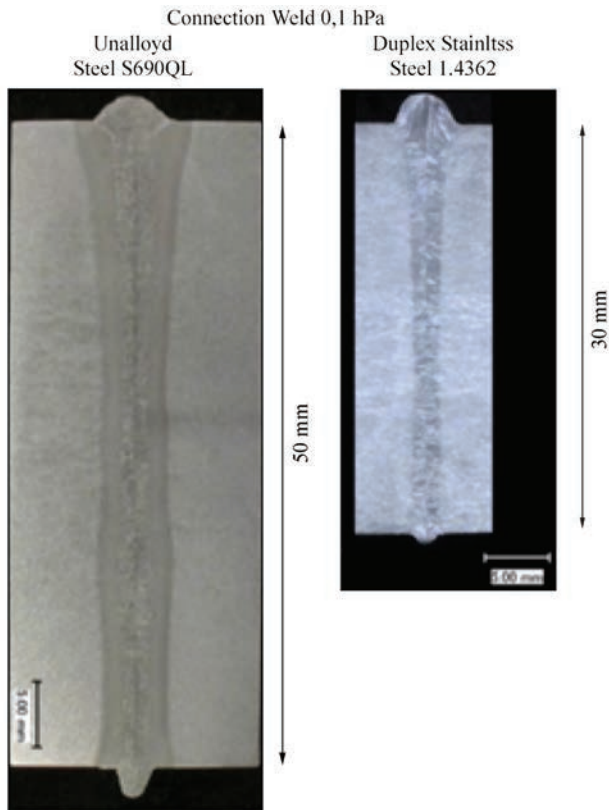


Fig. 2. Connection weld unalloyed steel (50 mm) and duplex stainless steel (30 mm)

possible. Spatter formation on the weld top side is strongly reduced, very finely rippled top weld beads can be produced and the tendency to pore formation is reduced by facilitated degassing in the reduced pressure.

Comparative studies of LaVa-welding of copper (copper with high residual phosphorus Cu-DHP)

at atmospheric pressure of 1000 hPa and vacuum pressure of 0.2 hPa with basic welding parameters (focus position on the surface, without beam oscillation) prove that a significant stabilization of the welding process by the reduction of the ambient pressure is the result, Fig. 3.

At a working pressure of 0.2 hPa and a welding speed of 1.5 m/min weld metal ejections can be completely avoided up to the maximum power of 16 kW. Comparative welding trials with identical welding parameters and identical equipment at a pressure of 1000 hPa show the typical welding defects. This process stabilization can also be observed at even lower speeds around 1 m/min but the welds start to develop weld metal ejections at high power levels above 12 kW, Figure 6. The latest research results prove that these process limits can be further reduced by an optimization of the welding parameters.

At a laser power level of 8 kW (multimode disc laser, spot diameter 0.3 mm) and pressure level of 0.1 hPa, welding at low welding speeds (range of 1.5 m/min down to 0.5 m/min) is possible without weld metal ejections. In comparison to welding at atmospheric pressure, high penetration depth values (5 mm at 1.5 m/min up to 8.5 mm at 0.5 m/min) are achieved with high process reliability. It can also be observed that the stabilization at the start of the welding process and achievement of the nominal penetration depth needs a distance of 5 to 10 mm, which is independent from the welding speed, Fig. 4.

Reducing the work pressure had a great influence on the process stability when welding copper or aluminum. For this reason and to minimize oxidation

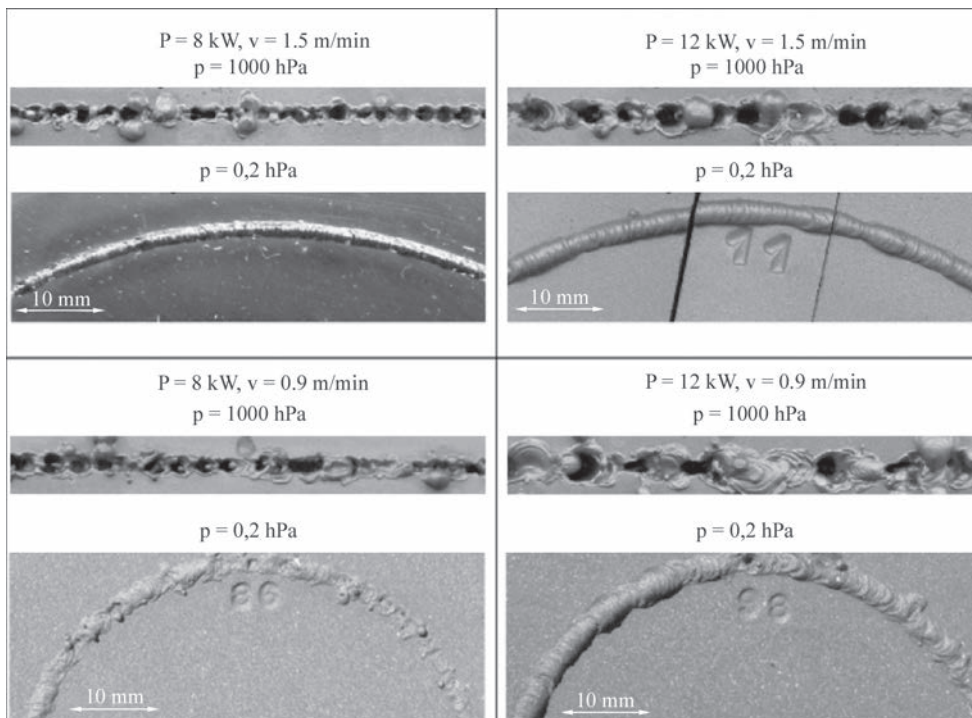


Fig. 3. LaVa-welding of copper — weld metal ejections at ambient pressure and at 0.2 hPa



Fig. 4. LaVa-welding of copper — penetration depth and fluctuation of penetration at different welding velocities

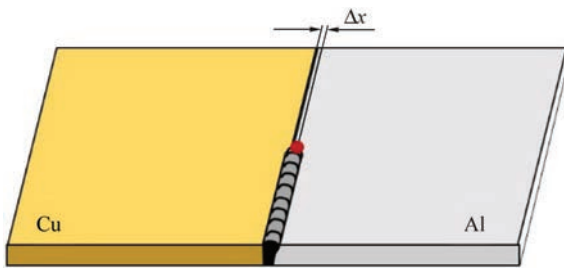


Fig. 5. Schematic representation of the LBW process and focal off-set

during welding the laser beam under vacuum (LaVa) process was used to weld copper to aluminum, a joint of special interest for electrical engineering. In order to change the dilution of the mixed material joint by melting less copper, the focal position of the laser beam was changed parallel to the welding direction as shown in Fig. 5. Additionally, circular beam oscillation was used to influence the dilution of the joint.

Sound welds of the material combination aluminum-copper were produced using laser beam welding under reduced ambient pressure. The trials done in this work all show very small narrow weld seams with a very low content of copper. The reason for that is most probably the fact, that aluminum and copper show different absorption rates for infrared laser energy. The laser intensity and energy per unit length used in this work was high enough to melt the aluminum base material but was almost totally reflected by the copper. This presumption is supported by the fact that the fusion line on the copper side is a straight line (joint preparation) and the weld seam area increases when using a beam off-set towards the aluminum side (Fig. 6). Thus, an uncontrolled formation of brittle intermetallic is avoided. The joint can therefore be described as a weld on the aluminum side and as a braze weld towards the copper joining member.

To evaluate the quality of a Cu-Al material joint, the electrical resistance R_v was measured. All connections showed an electrical resistance between that of the base materials. A current flow of 200 A resulted in a decrease, followed by an increase of the connection resistance R_v over time. A growth of

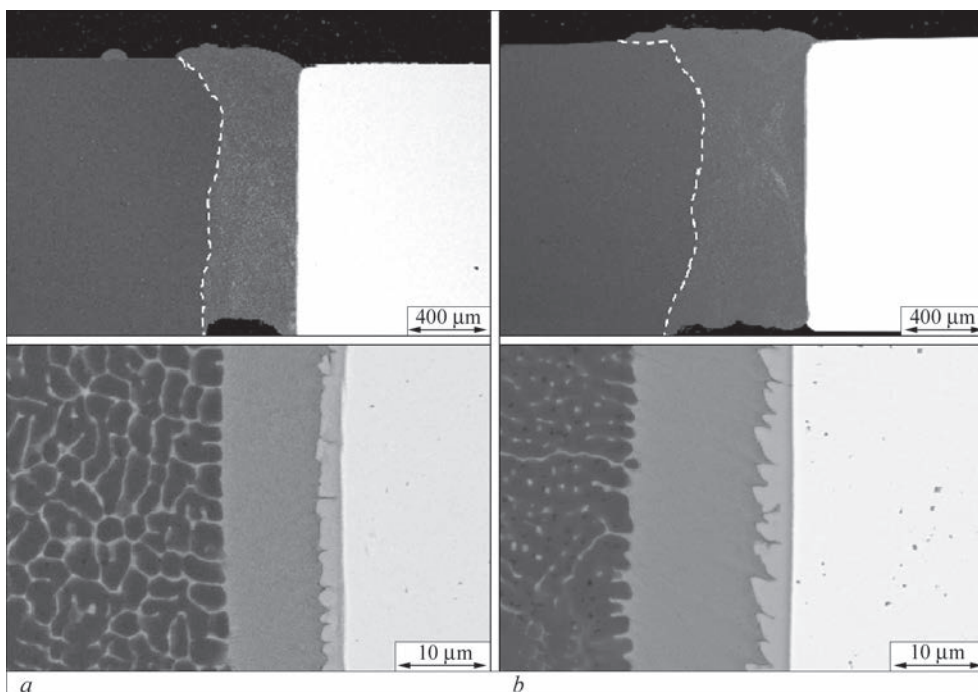


Fig. 6. BSE analysis of a laser beam under vacuum Al-Cu joint: *a* — off-set = 0,1 mm; *b* — off-set = 0.3 mm

the intermetallic phase could not be observed after applying a current for two weeks.

MIG-Brazing of Aluminium to Steel [3]

Optimised lightweight car body building often involves multi-material designs. One of the desired combinations that excludes conventional welding because of the formation of brittle intermetallic phases is the joining of aluminium to steel. For this reason joining is done, despite of the costs, mainly by punch riveting, self-tapping fasteners, adhesive bonding or other non thermal joining technologies.

Thermal joining is mostly rejected by the industry due to the challenges it presents. In addition to the different physical properties of the two materials, such as heat conductivity and thermal expansion, the metallurgical incompatibility of steel and aluminum results in the formation of intermetallic phases during and after the joining process. Arc brazing processes using a zinc based wire have the potential for use in thermal joining of steel and aluminum, pursuing a lightweight strategy through multi-material design. Different from the use of aluminum-based wires where the brittle intermetallic phase layer emerges in form of a continuous seam along the steel-aluminum interface thus making this area susceptible to crack development and propagation, the use of a zinc-based

the arc stability. Due to the controlled arc processes, the heat input and the droplet detachment is modified in such way that the arc is used as local heat source and, at the same time, it is possible to achieve a defined and sufficient deposition of molten filler material into the joining zone.

Among other things, overlap joints on hot-dip galvanised steel sheets DX 56 with a thickness of 1,0 mm and on aluminium sheets EN AW 6016 T4 with a thickness of 1,15 mm were carried out. With sufficient wetting of the steel sheet, the specimen fails in the heat-affected zone of the aluminium sheet. On the side of the steel, this material combination exceeds 90% of the tensile strength with respective constriction of the specimens, Fig. 7. The zinc layer of the steel sheet is not affected alongside the seam and also not on the sheet bottom side which allows for corrosion resistance without needing finishing work. It can be shown that constant strength can be obtained for overlap joints with a gap bridging ability of more than 1 mm. This should be sufficient to tackle production tolerances that are common in practical applications, (Fig. 8).

It was possible to produce steel-aluminium dissimilar joints with mechanically favourable seam geometries without the application of flux (Fig. 9, left).

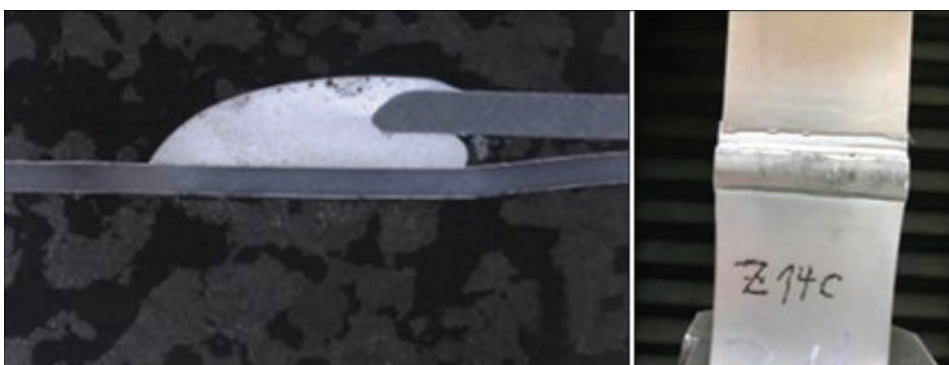
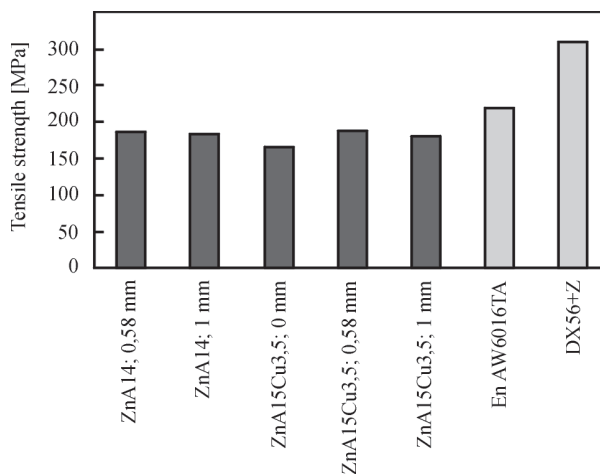


Fig. 7. Steel-aluminum mixed joint with the brazing wire ZnAl4

wire allows to avoid the continuous formation of the intermetallic phases. This way, the negative impact of intermetallic phase formation on the mechanical properties of the joint is limited.

Compared with steel and aluminium, zinc-based brazing materials have a lower melting point which allows to reduce the heat required for the joining process and thus also the accompanying distortion of the component. Moreover, less heat influence on the base materials and the surface coatings is also possible. As in joining of steel-aluminium dissimilar material joints with aluminium-based brazing wires, the joining point is brazed on the side of the steel and welded on the aluminium side. So far, a great challenge when applying different arc processes has been the low melting temperature of zinc which has a negative influence on



Tensile tensions refer to the aluminum cross section area
Fig. 8. Tensile strength of steel-aluminum joints using different wires and defined gaps

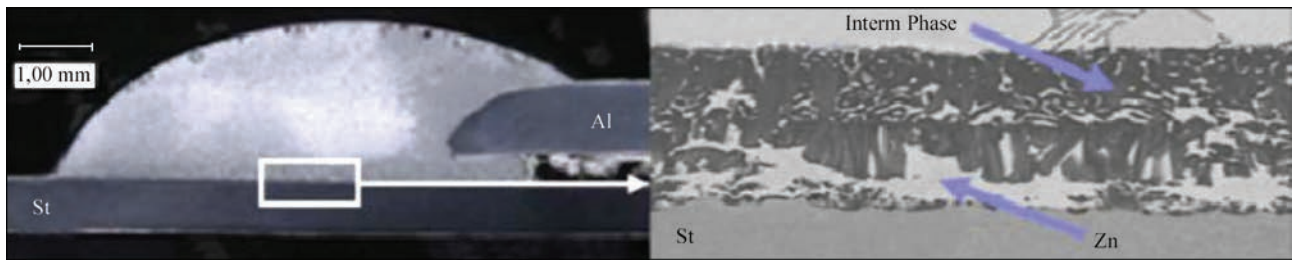


Fig. 9. Intermetallic phase formation when using a zinc-based wire

Metallographical examinations established that the brittle intermetallic phases are embedded in a ductile zinc matrix. Due to this structure, the negative influence which the brittle phases exert on the mechanical properties of the steel-aluminium dissimilar joints is reduced [4]. In a cooperation with the automotive industry, a demonstrator has finally been designed and constructed which shows the possibilities of the application of zinc-based brazing materials. In doing so, the same wire was used for joining steel with aluminium and also steel with steel. In both joining tasks, the strength of the base material was successfully achieved

Joining of Steel to Fiber-Reinforced Plastics [5]

Lightweight design is constantly gaining importance in a variety of industries (aero-space, automotive, sports equipment, etc.). Materials with high specific densities, such as steel, are replaced by materials with a more favourable ratio of strength (or rigidity) to their weight like fiber-reinforced plastics (FRP). However, the favourable properties of FRP can only be fully exploited in fiber direction. Moreover, metallic materials are more suitable for the induction of complex forces and are characterized by a higher abrasive wear resistance. In order to take advantage of both materials, FRP composites need to be integrated within metallic structures. Joining metallic structures to FRP composites therefore is one of the challenge in the area of lightweight design.

Existing joining technologies for solving this task are adhesive bonding and formfitting connections, in most cases rivets or bolts. In case of failure, formfitting elements show a ductile behavior in most cases. This leads to a high process reliability and a high user acceptance. However, this kind of formfitting connections involve recesses in the components, which require an additional process step and lead to an interruption of the fiber formation of the composite materials. This, in turn, leads to the weakening of the supporting cross-section and, due to the notch effect, to high stress concentrations close to the recess, which are almost always the source of fatigue cracks.

Adhesive bonding is a well suited connection technique which transfers the forces homogeneously into the composite and is commonly used in this field. The supporting cross-sections are not reduced and

the notch effect is avoided. Particularly for hybrid connections between FRP and metals, adhesive bonding is often regarded as the most convenient procedure. One disadvantage is the sensitivity of adhesives against high temperatures and humidity as well as the restricted ductility of adhesive bonds. In most cases the connections suffer brittle failure with absolutely no warning signs beforehand.

A new approach is based on an innovative, modified arc welding process where metallic pin structures are formed directly from the welding wire in one step with no additional prefabricated components needed (see Fig. 10).

The pins are freely modifiable with regard to their geometry and arrangement. Therefore, they can be adjusted to the respective FRP structure.

The pin structures can be used as form-fitting elements within adhesive bonds, as has been demonstrated in the research work of the Austrian Institute of Technology in Austria. They are, moreover, suitable for moment transmission in drive shafts. Here, the drive shafts are fitted with pin structures and finally braided or wrapped with technical textiles. However, they have not yet been used to create a multistep failure behavior as it is presented in the following.

For this, the fibres are arranged around the CMT pins. The matrix resin is applied in a wet lamination

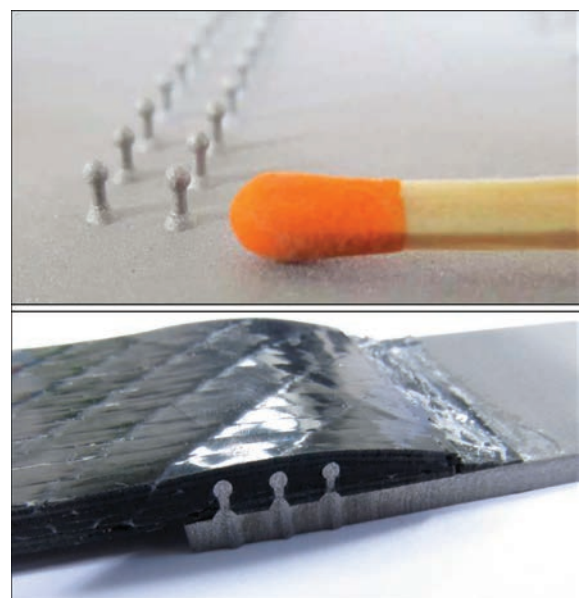


Fig. 10. CMT pin structures as shear connectors

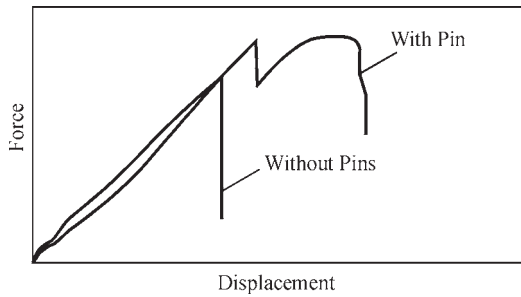


Fig. 11. Multi-stage failure behavior by pin structures (schematic)

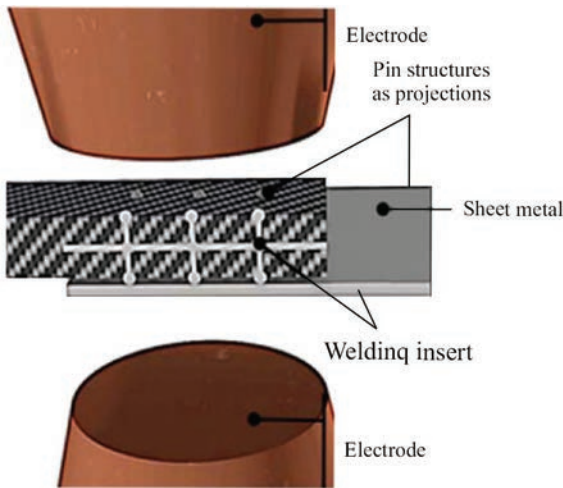


Fig. 12. Welding insert for metal — FRP joints



Fig. 13. Shear studs in civil engineering (source: Schöler + Bolte)

process and can be directly used as an adhesive. The CMT pins transfer forces into underlying laminate layer, but also create a two-step failure behaviour:

When overloading the joint, first the adhesive bond (whose strength can be set to defined values via surface pre-treatment) fails. The forces are

transported via the pin structures until they also fail. This failure event can be influenced via the pins' geometry and their arrangement and/or their number (see Fig. 11).

The primary failure event can be detected by an integrated monitoring system. The force level of the secondary failure event needs to be above the force level of the primary failure event for a sufficient fail-safe backup which ensures a residual load capacity for countermeasures.

A modification of the described joining process [6, 7] enables direct welding of (fibre-reinforced) plastics to metals by resistance projection welding. In this way, continuous fiber-reinforced plastics can be processed without damaging the fibers. In particular, the fabricators can continue to use existing resistance welding systems in the usual way, with minor modifications if necessary. For this, an insert is integrated locally into the (fibre-reinforced) plastic prior to lamination as part of the FRP manufacturing process. This insert consists of a carrier plate with small metallic pin structures that penetrate the fibres and the surrounding plastic, Fig. 12. The insert allows current to flow through the electrically non-conductive resin and enables indirect resistance welding to metallic structures.

Steel-concrete-combinations are already known in constructions like bridges in the use of a form-fit connection by shear studs, Fig. 13. However, these shear studs build an oversized connector element for filigree designs, such as floor panels, roof girders, facade elements or bridge decks, Fig. 14. The availability of small-scale connection elements such as CMT pins offers new possibilities for resource savings in lightweight constructions in civil engineering.

Strength and failure mode of the steel concrete combination vary with load and concrete type. Component tests with I-beams with concrete components on the top were performed under bending load in four point-bending tests (Fig. 15).

Completely dowelled panels fail in the pressure zone of the concrete slab in the area of the load application. In contrast to this, partly dowelled panels collapse in the composite joint. The occurring failure

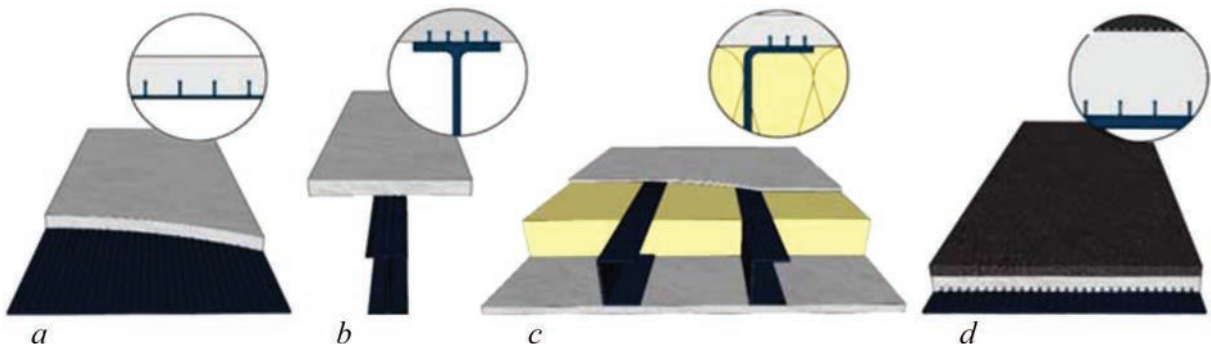


Fig. 14. Applications for small-scale shear connectors

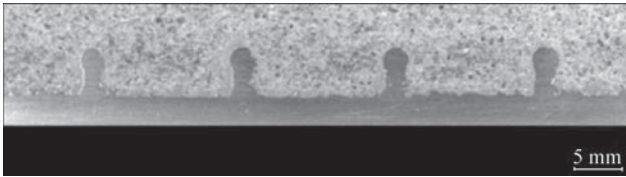


Fig15. Concrete joint with embedded metal pins

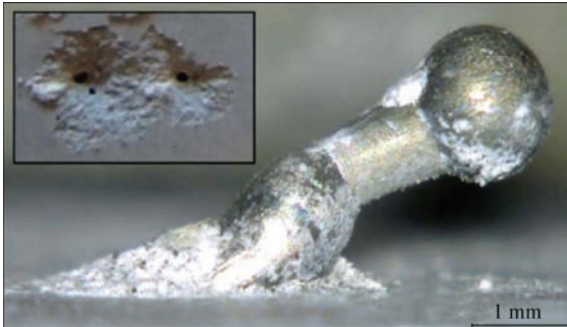


Fig16. Cracking of concrete joint with metal pin. The cracking of those panels was caused by die cutting of the concrete with a punch (Fig16).

Summary

Innovative new joining methods enable innovation in product design. In competition with established joining processes, they improve effectiveness or costs and improve possibilities.

References

1. Reisinger U., Olschok S., Tünner, C. (2017) Welding of thick plate copper with laser beam welding under vacuum. *J. of Laser Applications*, 29, 022402; doi: 10.2351/1.4983165.
2. Reisinger, U., Olschok, S., Holtum, N. (2018) Influencing the electrical properties of laser beam welded Cu Al mixed joints. In Proceedings of the 37th International Congress and Applications of Lasers & Electro Optics, ICALEO (October 14-18, 2018, Orlando, FL, USA); paper 202. Laser Institute of America (LIA), Orlando, FL, USA.
3. Agrahsen M., Reisinger U., Geffers, C., Pipinckas, A., Barthlmie, J., Weslig V. (2016) New possibilities for the thermal joining of aluminum and copper-based base materials for modern car manufacturing. In Proceedings of the 36th FISITA World Automotive Congress (September 26-30, 2016, Banaras, India), F2016-MFMG-002.
4. Agrahsen M., Reisinger U. (2015) Method for producing a joint, and structural element. Patent in the Westfälische Technische Hochschule Aachen RWTH Aachen: 26.11.2015DE, WO00201514976A3.
5. Lohse, J., Reisinger U., Scherhag A. (2015) Smart multi-material joint – hybrid joint of steel and FRP. *Mat. Sci. Forum*, 825-826, 314-318; *Trans. Tech Publications*, Switzerland; doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.825-826.314.
6. Reisinger U., Lohse, J. Hybrid components can be welded. *Prüfung in NRW, Cluster Maschinenbau und Produktion* 28-29, VDMA Publishing - Redaktion Berlin.
7. Reisinger U., Willms, K., Scherhag, J., Hegler, J., Claassen M., Feldmann M., Kopp M. (2015) Small-scale processes: Reinforcement for a multi-material joint CWA. *J. de l'ACS*, 11(5), 52-61. Canadian Welding Ass., Milton Ontario Canada.

СОЕДИНЕНИЯ ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ ИЗ СТАЛЕЙ И ДРУГИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СВАРКЕ РАЗЛИЧНЫМИ СПОСОБАМИ

У. РАЙСГЕН, Л. СТЕЙН

RWTH Aachen University (ISF), Pontstrasse 49, 52062, Aachen Germany. E-mail: reisinger@isf.rwth-aachen.de

Технологические продукты постоянно развиваются, что во многих случаях требует применения новых материалов и их комбинаций. В свою очередь, применение новых материалов требует специальных технологий соединения. Хотя классические методы соединения во многих случаях могут быть адаптированы, часто все же имеют недостатки, связанные с этими адаптациями. Новые процессы соединения, такие как лазерная сварка в вакууме, MIG-пайка алюминия со сталью или новые технологии для соединения стали с пластмассами армированными волокнами, направлены на преодоление существующих ценовых или конструктивных ограничений, а также на предоставление инженерам новых возможностей для реализации будущих продуктов. Библиогр. 7, рис. 16.

З'ЄДНАННЯ ВИСОКОЇ МЦНОСТІ ЗІ СТАЛЕЙ ТА ІНШИХ МАТЕРІАЛІВ ПРИ ЗВАРЮВАННІ РІЗНИМИ СПОСОБАМИ

У. РАЙСГЕН, Л. СТЕЙН

RWTH Aachen University (ISF), Pontstrasse 49, 52062, Aachen Germany. E-mail: reisinger@isf.rwth-aachen.de

Технологічні продукти постійно розвиваються, що в багатьох випадках вимагає застосування нових матеріалів і їх комбінацій. У свою чергу, застосування нових матеріалів вимагає спеціальних технологій з'єднання. Хоча класичні методи з'єднання в багатьох випадках можуть бути адаптовані, часто все ж мають недоліки, пов'язані з цими адаптаціями. Нові процеси з'єднання, такі як лазерне зварювання в вакуумі, MIG-пайка алюмінію зі сталлю або нові технології для з'єднання сталі з пластмасами армованими волокнами, спрямовані на подолання існуючих ценових або конструктивних обмежень, а також на надання інженерам нових можливостей для реалізації майбутніх продуктів. Бібліогр. 7, рис. 16.

Поступила в редакцію 26.11.2018



ООО «Фрониус Украина» проводит семинар:

16 мая 2019 г. — «Автоматизация сварочных процессов»

Контакты: тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44

E-mail: sales.ukraine@fronius.com; www.fronius.ua

МЕТОДИКИ И ОБРАЗЦЫ ДЛЯ СРАВНИТЕЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ ДЕТАЛЕЙ С МНОГОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКОЙ

И. А. РЯБЦЕВ¹, В. В. КНЫШ¹, А. А. БАБИНЕЦ¹, С. А. СОЛОВЕЙ¹, И. К. СЕНЧЕНКОВ²

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

²Институт механики им. С. П. Тимошенко НАН Украины. 03057, г. Киев, ул. Нестерова, 3

Разработаны конструкция образцов и методики экспериментальной оценки усталостной долговечности многослойных наплавленных образцов при циклическом механическом нагружении. Конструкция образцов имитирует конструкцию реальных наплавленных деталей, что позволяет выполнять сравнительную оценку влияния химического состава основного металла и наплавленных слоев, а также техники и технологии наплавки отдельных валков или слоев на их усталостную долговечность. Для исследований усталостной долговечности образцов были выбраны соответствующие схемы нагружения, которые с определенными допущениями воспроизводят циклические силовые нагрузки, характерные для реальных деталей: крупномодульных шестерён, нажимных винтов прокатных станов, прокатных валков, роликов МНЛЗ и т. д. Приведены результаты экспериментальных исследований циклической долговечности образцов по предлагаемым методикам. Установлено, что разработанные методики исследований целесообразно использовать для оценки усталостной долговечности различных деталей при выборе материалов, техники и технологии восстановительной или изготовительной многослойной наплавки. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: дуговая наплавка, многослойная наплавка, методика усталостных испытаний, усталость, циклическая долговечность, конструкция многослойного образца

Показатели усталостной долговечности являются одной из важнейших характеристик наплавленных деталей, которые эксплуатируются в условиях циклических нагрузок. Особенно остро эта проблема стоит при восстановлении изношенных деталей методами наплавки. Эти детали уже прошли определенный период эксплуатации и исчерпали часть ресурса, заложенного при их конструировании и изготовлении. При выборе наплавочных материалов и разработке технологии восстановительной наплавки таких деталей необходимо оценивать влияние предварительной наработки на остаточный ресурс эксплуатации восстановленной детали.

В настоящее время отсутствует общепринятая методика испытаний усталостной долговечности наплавленных образцов при циклических механических нагрузках. Стандартизированные методы испытаний на усталостную долговечность [1–3] сложно адаптировать к условиям эксплуатации, которые характерны для многих наплавленных деталей, поскольку образцы, используемые в данных методиках, имеют либо цилиндрическое сплошное (толщина до 25 мм) или полое (толщина стенки 2 мм) сечение, либо представляют собой плоские образцы толщиной до 10 мм. Образцы такой формы и малых размеров не позволяют исследовать влияние химического состава наплавочных материалов и конструкции наплавленных слоев в многослойных наплавленных образцах на их циклическую долговечность. На стандарт-

ных образцах также невозможно оценить влияние особенностей выполнения ремонтно-восстановительной и изготовительной наплавки на характеристики сопротивления усталостной долговечности деталей. В результате испытания, как правило, проводятся на специализированных экспериментальных установках, на образцах различной конструкции, редко имитирующих работу натуральных деталей в процессе эксплуатации, что приводит к результатам, которые существенно отличаются для одного и того же материала и технологии наплавки [4–8].

Следует отметить, что при наплавке некоторых деталей, например, прокатных валков, штампов, роликов МНЛЗ и т. д., используются наплавочные материалы, обеспечивающие получение наплавленного металла типа инструментальных сталей достаточно высокой твердости ($HRC > 45$) и износостойкости. Высокая твердость наплавленного металла значительно усложняет технологию изготовления соответствующих образцов для усталостных испытаний, обуславливая необходимость проведения полного цикла термической обработки. Вместе с тем в производственных условиях детали после наплавки, как правило, не проходят полную термическую обработку и, таким образом, судить о циклической долговечности наплавленных деталей можно только косвенно.

Цель данной работы — разработка конструкции образцов и методик сравнительных исследо-

ваний сопротивления усталости деталей с многослойной наплавкой, которые будут учитывать влияние химического состава наплавленных слоев, их геометрических размеров и технологии и техники наплавки на циклическую долговечность.

Для усталостных испытаний сварных или наплавленных образцов применяют растяжение, чистый или круговой изгиб [4, 6–9]. Исходя из условий эксплуатации деталей металлургического оборудования и некоторых других деталей, требующих ремонта с использованием наплавки, целесообразно проводить испытания при консольном или трехточечном изгибе образцов [4]. Все детали машин, о которых идет речь в данной статье, условно можно разделить на две группы: простой (прокатные валки, ролики МНЛЗ и т. п.) и сложной (зубчатые колеса, упорная резьба и т. п.) формы.

Группа 1. Для образцов, имитирующих наплавленные детали типа прокатных валков, роликов МНЛЗ и т.п., было предложено использовать нагружение образцов по схеме трехточечного изгиба с приложением отнулевой циклической нагрузки по центру образца (рис. 1). Испытания по данной схеме с определенным допущением воспроизводят силовые нагрузки, характерные для указанных деталей и, кроме того, в процессе испытаний можно проводить визуальную оценку скорости распространения усталостной трещины. При выборе размеров образца необходимо учитывать влияние масштабного фактора на характеристики сопротивления усталости, т. е. ширину образца следует выбирать исходя из условия со-

хранения одноосного напряженного состояния во всех точках образца [1].

Форма и размеры образцов для испытаний на усталость должны задаваться не только на основании указанных выше требований, но также исходя из того, что наплавленный образец должен в достаточной степени имитировать наплавленную многослойную конструкцию реальной детали. Поскольку наплавка на образец производится только с одной стороны, то его размеры должны быть такими, чтобы деформации образца после наплавки были минимальными. Исходя из имеющегося опыта [10, 11] и результатов предварительных экспериментов, разработана конструкция призматических образцов (в форме прямоугольного параллелепипеда) размерами $20 \times 40 \times 300$ мм с разделкой под наплавку шириной 150 мм и глубиной 10 мм (рис. 2).

При необходимости изготовления образцов, отличных по геометрическим параметрам от образцов, приведенных на рис. 2, для расчета размеров разделки под наплавку рекомендуется использовать результаты работы [10]. Главное требование — места перехода от наплавленного к основному металлу (указаны стрелками на рис. 1, б) не должны быть потенциальным местом зарождения усталостных трещин вследствие слишком близкого расположения к месту приложения внешней нагрузки.

Для оценки циклической долговечности деталей, наплавленный металл которых имеет высокую твердость ($HRC 46 \dots 50$), разработана следующая технология изготовления образцов.

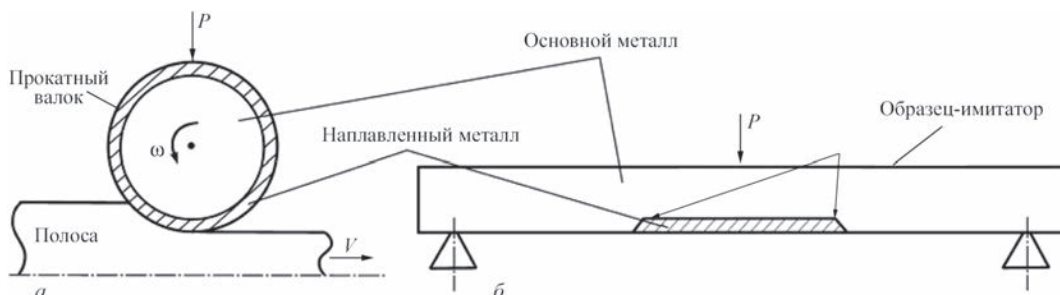


Рис. 1. Схема прокатки полосы (а) и нагружение образца-имитатора по схеме трехточечного изгиба (б). Стрелками указаны места перехода от основного металла к наплавленному

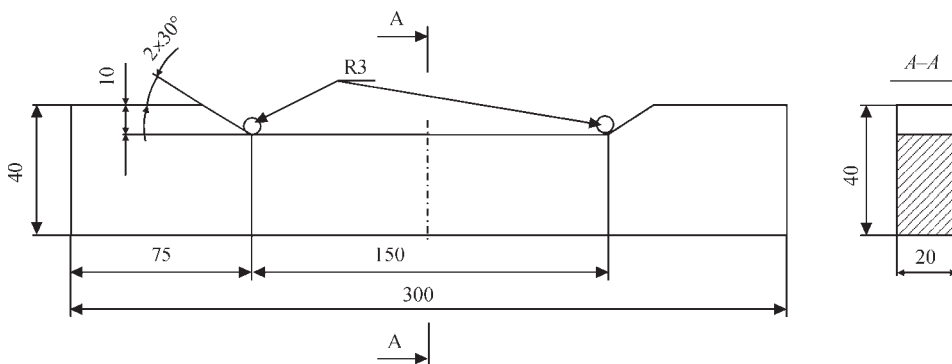


Рис. 2. Заготовка образца для исследования усталостной долговечности с разделкой под наплавку размерами $10 \times 20 \times 150$ мм

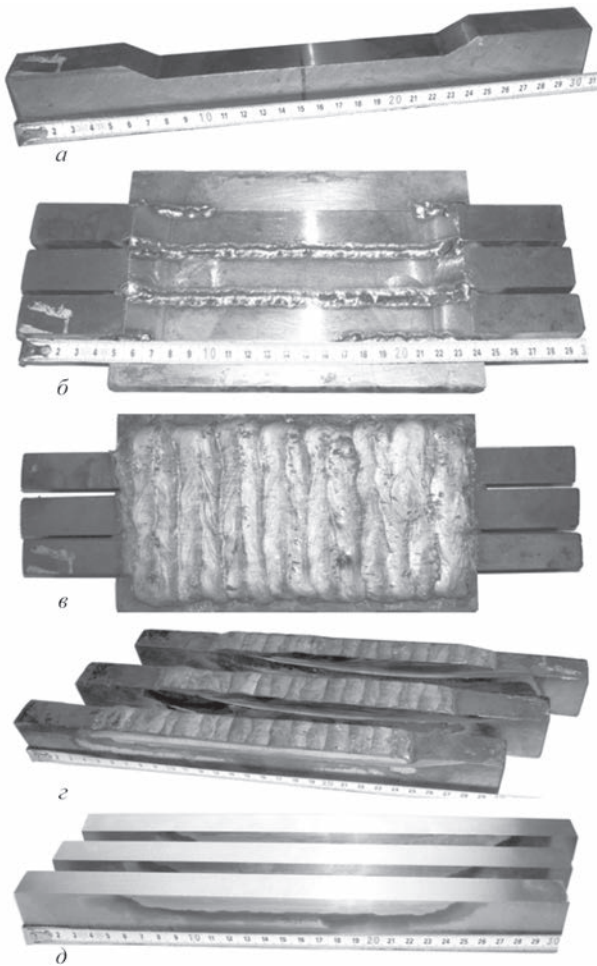


Рис. 3. Этапы изготовления наплавленных образцов: заготовка с разделкой под наплавку (а); заготовки, собранные в пакет (б), после наплавки (в), порезки (г) и финишного шлифования (д)

Заготовки с небольшим припуском на последующую механическую обработку собираются в пакет при помощи технологических вставок толщиной 5 мм. По бокам такого пакета приваривают выводные планки и выполняют автоматическую электродуговую многослойную наплавку пакетов (рис. 3). После этого наплавленный пакет заготовок разрезается абразивными кругами по технологическим вставкам на отдельные заготовки и

на шлифовальном станке снимается перегретый в процессе резки слой металла (в процессе механической обработки образцов не допускается их нагрев выше 50 °С). После финишного шлифования всех четырех сторон образцы готовы для испытаний на усталость. Данная технология изготовления образцов обеспечивает сохранение их постоянных поперечных размеров, не допускает искривления по какой-либо из осей, обеспечивает шероховатость поверхности по 9-10 классу чистоты по ГОСТ 2789-73.

Группа 2. Для образцов, имитирующих наплавленные детали сложной формы (зубья крупномодульных шестерен, крупная резьба нажимных винтов прокатных станков, упорная резьба подвесных конусов конусных дробилок, шатунные шейки коленчатых валов и т. п.), разработана конструкция образцов, учитывающая особенности изнашивания и приложения силовых нагрузок у деталей этой группы. У таких деталей зона изнашивания и приложения циклической нагрузки не совпадают с зоной наиболее вероятного появления усталостных повреждений (рис. 4, а, б). Например, силы трения, возникающие в процессе эксплуатации зубчатых колес, приводят к их износу и образованию впадин вдоль их полюсной линии (рис. 4, б). При этом в процессе эксплуатации циклические напряжения достигают максимальных значений в корне зуба, а зона максимального износа располагается выше. Кроме того, переход от корня зуба к впадине является концентратором напряжений [10].

На практике возможны две схемы наплавки зуба: первая — восстановительная (рис. 5, б), целью которой является наплавка только изношенной области; вторая — восстановительно-упрочняющая (рис. 5, в), целью которой является не только восстановление формы зуба, но и замена наплавленным металлом поврежденной части материала в зоне концентрации напряжений у основания зуба.

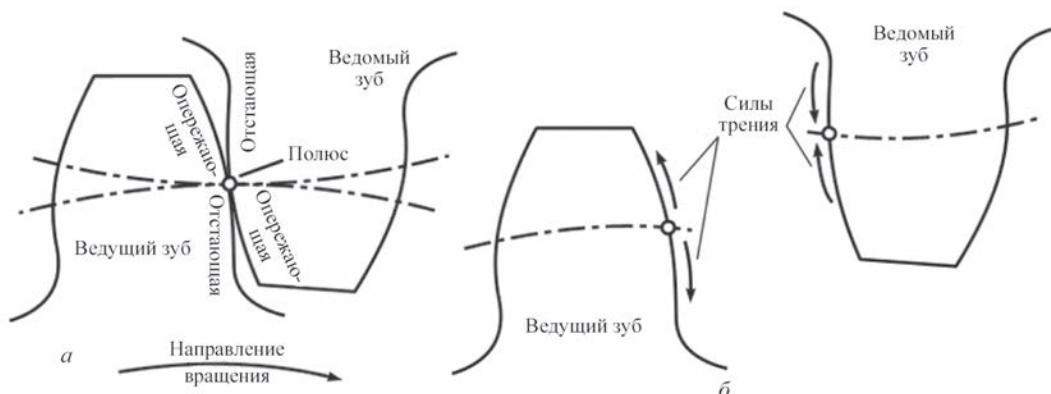


Рис. 4. Расположение отстающих и опережающих поверхностей (а) и направление сил трения (б) на ведущем и ведомом профилях зубьев [10]

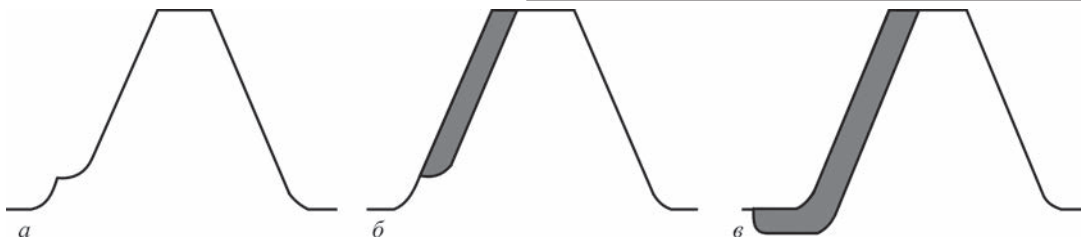


Рис. 5. Форма изношенного зуба (а) и возможные схемы его наплавки: б — восстановление первоначальных размеров зуба (схема 1); в — восстановительно-упрочняющая наплавка с заменой поврежденного материала в зоне концентрации напряжений у корня зуба (схема 2)

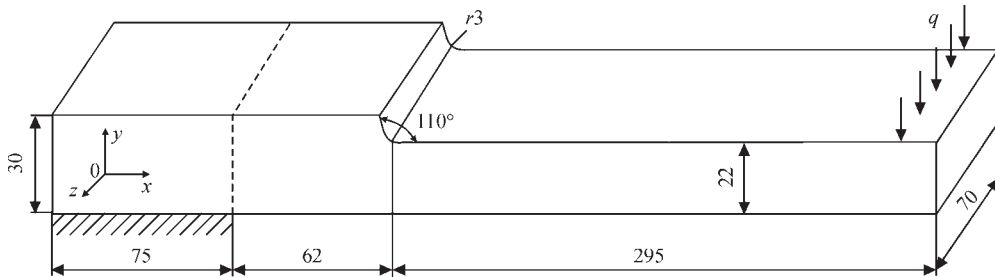


Рис. 6. Схема нагружения модельного образца для исследования циклической долговечности зуба шестерни (q — приложенная внешняя циклическая отнулевая нагрузка)

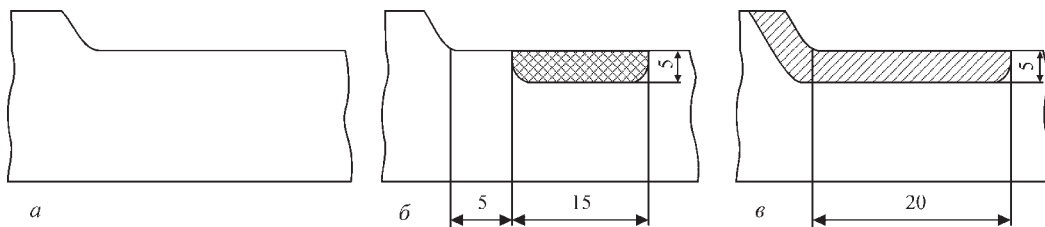


Рис. 7. Схемы выполнения восстановительной наплавки образцов для испытаний на усталость: исходный (а); с разделкой под наплавку по схеме 1 (б) и с разделкой под наплавку по схеме 2 (в)

Характерным для данных схем является существенное различие распределения остаточных напряжений после наплавки, что может оказывать влияние на долговечность наплавленной детали. Так, если наплавлять только изношенную область и восстанавливать только форму зуба, то растягивающие остаточные сварочные напряжения могут значительно понизить усталостную долговечность восстановленной детали. Восстановление геометрических размеров изношенных деталей, без устранения усталостных повреждений вне зоны износа, не дает положительных результатов [10].

Исходя из того, что разрушение зуба шестерни происходит вследствие образования усталостной трещины у его основания, для экспериментальной оценки усталостной долговечности разработана конструкция образцов, имеющих аналогичный концентратор напряжений (рис. 6). Величина радиуса перехода в образцах выбирается исходя из определяющих размеров зубьев реальных крупномодульных шестерен. Испытания на усталость, с учетом приложения реальных нагрузок на деталь, следует проводить при консольном отнулевом изгибе.

В зависимости от применяемой схемы наплавки (см. рис. 5) для усталостных испытаний изго-

тавливали следующие образцы: с концентратором напряжений (рис. 7, а), с разделкой под наплавку по схеме 1 (рис. 7, б) или с разделкой под наплавку по схеме 2 (рис. 7, в).

Разработанные конструкции образцов и методики испытаний были опробованы при исследовании усталостной долговечности материалов, применяемых для наплавки деталей металлургического оборудования, которые изготовлены из средне- и высокоуглеродистых нелегированных или низколегированных конструкционных сталей типа 35ХМ, 40Х, 50Х, 50ХН и т. д. Были изготовлены две партии образцов, соответственно, для исследования циклической долговечности деталей простой (прокатные валки и т.п.) и сложной (зубья и т.п.) формы.

Первая партия образцов (см. рис. 2) состояла из трех серий (по три образца в каждой серии) для испытаний по схеме трехточечного изгиба (см. рис. 1, б). Первую серию образцов из стали 40Х испытывали в исходном состоянии (без наплавки); образцы второй серии — после наплавки порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС диаметром 2,0 мм под флюсом АН-26П (режим наплавки: напряжение 24...26 В; ток 230...250 А; скорость наплавки 20 м/ч); образцы третьей се-

Результаты испытаний усталостной долговечности образцов при циклическом механическом нагружении

Тип и размеры образца	Материал образца	Количество циклов до появления трещины в образцах:			Среднее количество циклов до появления трещины
		1	2	3	
Образцы размерами 20×40×300 мм для испытаний по схеме трехточечного изгиба (рис. 2)					
Сплошной без разделки и наплавки	Сталь 40X	190500	19950	215300	201850
С наплавкой без подслоя	Сталь 40X + 25X5ФМС	120100	134300	124800	126400
С наплавкой с подслоем	Сталь 40X + 08кп + 25X5ФМС	179300	165100	180600	15000
Образцы размерами 30×70×432 мм для испытаний по схеме консольного изгиба (рис. 7, а-в)					
Сплошной без разделки и наплавки	Сталь 35ХМ	185700	176900	178900	180500
С разделкой и наплавкой по схеме 1	Сталь 35ХМ+Нп-30ХГСА	111350	126800	134450	124200
С разделкой и наплавкой по схеме 1*	->-	1200	20100	18800	18700
С разделкой и наплавкой по схеме 2*	->-	214800	220100	234700	223200

* Образцы перед разделкой и наплавкой были нагружены на 10⁵ циклов.

рии — после наплавки на тех же режимах промежуточного слоя сплошной проволокой Св-08 диаметром 2,0 мм под флюсом АН-348А и последующей наплавки порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС под флюсом АН-26П.

Вторая партия образцов (см. рис. 7) состояла из четырех серий (по три образца в каждой серии) для испытаний по схеме консольного изгиба (см. рис. 6). Первую серию образцов из стали 35ХМ испытывали в исходном состоянии (без наплавки); образцы второй серии — после наплавки сплошной проволокой Нп-30ХГСА диаметром 2,2 мм под флюсом АН-26П по схеме 1 (режим наплавки: напряжение 32 В; ток 300 А; скорость наплавки 18 м/ч); образцы третьей серии — после предварительной наработки 10⁵ циклов и последующей разделки и наплавки сплошной проволокой Нп-30ХГСА диаметром 2,2 мм под флюсом АН-26П по схеме 1 (режим наплавки: напряжение 32 В; ток 300 А; скорость наплавки 18 м/ч); образцы четвертой серии — после предварительной наработки 10⁵ циклов и последующей разделки и наплавки сплошной проволокой Нп-30ХГСА диаметром 2,2 мм под флюсом АН-26П по схеме 2 (режим наплавки: напряжение 32 В; ток 300 А; скорость наплавки 18 м/ч).

Расчет предельных нагрузок и количества циклов до разрушения выбирался из следующих предпосылок. Поскольку испытания носили сравнительный характер, то для сокращения време-

ни испытаний за базу было выбрано относительно небольшое количество циклов — 2·10⁵ [11]. Был проведен расчет нагрузок, которые бы обеспечивали такое количество циклов до появления усталостной трещины в образце. Для образцов из сталей 40X и 35ХМ такому количеству циклов соответствуют максимальные прикладываемые напряжения, равные 500 МПа. Результаты испытаний двух партий образцов приведены в таблице.

В процессе испытания каждый образец находится под постоянным визуальным контролем (осмотр каждые 15...30 мин), в ходе которого боковые шлифованные протравленные поверхности образца смазываются керосином для проявления места зарождения трещины. В протоколе испытаний фиксируется количество циклов нагружения образца до момента появления одной или нескольких трещин длиной 1,0...1,5 мм, после чего испытания останавливают. Для примера, на рис. 8 показан внешний вид образца с проявившимися трещинами усталости.

Испытания образцов (таблица), изготовленных из основного металла без и с наплавкой, подтвердили обоснованность принятых расчетных нагрузок и показали, что разработанные методики и образцы могут успешно применяться для сравнительной оценки усталостной долговечности наплавленных деталей. Полученные экспериментальные результаты наглядно иллюстрируют влияние химического состава наплавочных материалов, конструкции наплавленных слоев и схемы наплавки на циклическую долговечность образцов.

Циклическая долговечность образцов первого типа из стали 40X с наплавленным износостойким слоем типа стали 25X5ФМС снизилась примерно на 38 % по сравнению с циклической долговечностью образцов из основного металла без наплавки. Наплавка подслоя из пластичного материала (типа низкоуглеродистой стали 08пс), позволила существенно (примерно на 38 %) повысить цикли-



Рис. 8. Внешний вид боковой поверхности образца с участками, где зародились усталостные трещины: о.м. — основной металл; н.м. — наплавленный металл

ческую долговечность в сравнении с образцами, наплавленными без подслоя. Снижение долговечности по сравнению с ненаплавленными образцами в этом случае не превышает 14 %.

Как следует из данных таблицы, усталостные испытания образцов из стали 35ХМ, имитирующих зубья крупномодульных шестерен, показали, что предварительная циклическая наработка на 10^5 циклов оказывает существенное влияние на долговечность наплавленных образцов, поскольку приводит к накоплению усталостных повреждений в зоне концентратора напряжений у корня зуба. Выполнение восстановительной наплавки по схеме 1 без удаления основного металла, имеющего усталостные повреждения, нецелесообразно, поскольку фактически приводит к значительному снижению остаточной циклической долговечности. Выполнение восстановительно-упрочняющей наплавки по схеме 2, с удалением поврежденного слоя металла у концентратора напряжений, позволяет даже увеличить остаточную усталостную долговечность восстановленных наплавкой зубьев в 1,2 раза по сравнению с исходным состоянием.

Выводы

1. Разработаны конструкции многослойных наплавленных образцов и соответствующие методики для оценки их усталостной долговечности при циклическом механическом нагружении. Эти методики и образцы позволяют проводить сравнительную оценку влияния многослойной наплавки, химического состава наплавленных слоев, их толщины, технологии и техники наплавки на усталостную долговечность наплавленных деталей.

2. При апробации методик установлено, что использование в качестве подслоя пластичного материала типа низкоуглеродистой стали 08пс при износостойкой наплавке образцов из стали 40Х, имитирующих условия эксплуатации прокатных валков, позволило на 38 % повысить их циклическую долговечность в сравнении с образцами, выполненными без подслоя. Аналогичные результаты получены при испытании образцов, имитирующих условия эксплуатации зубьев крупномодульных шестерен. Выполнение наплавки с удалением поврежденного слоя основного металла позволяет увеличить долговечность восстановленных наплавкой зубьев в 1,2 раза в сравнении с исходным состоянием.

Список литературы

1. Школьник Л. М. (1978) *Методика усталостных испытаний*. Москва, Металлургия.
2. Трошенко В. Т. (1978) *Прочность металлов при переменных нагрузках*. Киев, Наукова думка.

3. ГОСТ 25.502–79 (1979) *Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость*.
4. Трошенко В. Т., Сосновский Л. А. (1987) *Сопротивление усталости металлов и сплавов*. Ч. 1. Киев, Наукова думка.
5. Marek A., Junak G., Okrajni J. (2009) Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and thermal interactions. *Archives of Materials Science and Engineering*, 40, 1, 37–40.
6. Домбровский Ф. С., Лещинский Л. К. (1995) *Работоспособность наплавленных роликов машин непрерывного литья заготовок*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона.
7. Опарин Л. И., Васильев В. Г., Бондарчук Е. П. (1992) Повышение усталостной прочности наплавленного металла типа 15Х13. *Сб. Наплавленный металл. Состав, структура, свойства*, 51–54.
8. Махненко В. И., Шекера В. М., Кравцов Т. Г., Севрюков В. В. (2001) Влияние последующей деформационной обработки на перераспределение остаточных напряжений в наплавленных валах. *Автоматическая сварка*, 7, 3–6.
9. Бизик Н. К., Дарчиашвили Г. И., Трапезон А. Г., Письменный Н. Н. (1986) Влияние наплавки оловянистой бронзы на сопротивление усталости сталей 40ХФМА и 10ХСНД. *Сб. Наплавка при изготовлении деталей машин и оборудования*, 100–103.
10. Рябцев И. А., Сенченков И. К., Турык Э. В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Gliwice, Wydawnictwo politechniki slaskiej.
11. Babinets A. A., Ryabtsev I. A. (2016) Fatigue life of multilayer hard-faced specimens. *Welding International*, 30, 4, 305–309. <https://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058004>.

References

1. Shkolnik, L.M. (1978) *Procedure of fatigue tests*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
2. Troshchenko, V.T. (1978) *Strength of metals under alternating loads*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. GOST 25.502-79 (1979) *Methods of mechanical testing of metals. Methods of fatigue tests* [in Russian].
4. Troshchenko, V.T., Sosnovsky, L.A. (1987) *Fatigue resistance of metals and alloys*. Pt 1. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
5. Marek, A., Junak, G., Okrajni, J. (2009) Fatigue life of creep resisting steels under conditions of cyclic mechanical and thermal interactions. *Archives of Materials Sci. and Engin.*, 40(1), 37-40.
6. Dombrovsky, F.S., Leshchinsky, L.K. (1995) *Serviceability of surfaced rolls of billet continuous casting machines*. Kiev, PWI [in Russian].
7. Oparin, L.I., Vasiliev, V.G., Bondarchuk, E.P. (1992) Improvement of fatigue strength of 15Kh13 type deposited metal. *In: Deposited metal. Composition, structure, properties: Transact.*, 51-54 [in Russian].
8. Makhnenko, V.I., Shekera, V.M., Kravtsov, T.G., Sevryukov, V.V. (2001) Effect of subsequent mechanical treatment on redistribution of residual stresses in surfaced shafts. *The Paton Welding J.*, 7, 2-5.
9. Bizik, N.K., Darchiashvili, G.I., Trapezon, A.G., Pismenny, N.N. (1986) Influence of surfacing of tin bronze on fatigue resistance of 40KhFMA and 10KhSND steels. *In: Surfacing in manufacture of machine and equipment parts: Transact.*, 100-103 [in Russian].
10. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Wydawnictwo politechniki slaskiej [in Poland].
11. Babinets A. A., Ryabtsev I. A. (2016) Fatigue life of multilayer hard-faced specimens. *Welding International*, 30, 4, 305–309. <https://doi.org/10.1080/01431161.2015.1058004>.

МЕТОДИКИ І ЗРАЗКИ ДЛЯ ПОРІВНЯЛЬНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ОПОРУ ВТОМІ ДЕТАЛЕЙ З БАГАТОШАРОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

І. О. РЯБЦЕВ¹, В. В. КНИШ¹, А. А. БАБІНЕЦЬ¹, С. О. СОЛОВЕЙ¹, І. К. СЕНЧЕНКОВ²

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

²Інститут механіки ім. С. П. Тимошенка НАН України. 03057, м. Київ, вул. Нестерова, 3

Розроблено конструкцію зразків і методику експериментальної оцінки втомної довговічності багат шарових наплавлених зразків при циклічному механічному навантаженні. Конструкція зразків імітує конструкцію реальних наплавлених деталей, що дозволяє виконувати порівняльну оцінку впливу хімічного складу основного металу і наплавлених шарів, а також техніки та технології наплавлення окремих валиків або шарів на їх втомну довговічність. Для досліджень втомної довговічності зразків були вибрані відповідні схеми навантаження, які з певними припущеннями відтворюють циклічні силові навантаження, характерні для реальних деталей: крупномодульних шестерень, натискних гвинтів прокатних станів, прокатних валків, роликів МБЛЗ і т. д. Наведено результати експериментальних досліджень циклічної довговічності зразків по запропонованим методикам. Встановлено, що розроблені методики досліджень доцільно використовувати для оцінки втомної довговічності різних деталей при виборі матеріалів, техніки і технології відновлювального або виготовлювального багат шарового наплавлення. Бібліогр. 11, табл. 1, рис. 8.

Ключові слова: дугова наплавка, багат шарова наплавка, методика втомних випробувань, втома, циклічна довговічність, конструкція багат шарового зразка

METHODS AND SPECIMENS FOR COMPARATIVE STUDIES OF FATIGUE RESISTANCE OF PARTS WITH MULTILAYER SURFACING

I.A. RYABTSEV¹, V. V. KNYSH¹, A.A. BABINETS¹, S.A. SOLOVEY¹, I.K. SENCHENKOV²

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

²S.P. Timoshenko Institute of Mechanics of the NAS of Ukraine. 3 Nesterova Str., 03057, Kyiv, Ukraine.

The design of specimens and methods for experimental evaluation of the fatigue life of multilayer deposited specimens under cyclic mechanical loading were developed. The design of specimens imitates the design of real deposited parts, which allows performing a comparative evaluation of the influence of chemical composition of the base metal and deposited layers, as well as methods and technology of surfacing separate beads or layers on their fatigue life. For studies of fatigue life of specimens, the corresponding loading schemes were chosen, which with certain assumptions reproduce cyclic power loads characteristic for real parts: large-scale gears, pressing screws of rolling mills, mill rolls, MCCB rollers, etc. The results of experimental studies of the cyclic life of specimens by the proposed methods are given. It was established that the developed investigation methods should be used for evaluation of the fatigue life of different parts when choosing materials, equipment and technology of restorative or manufacturing multilayer surfacing. 11 Ref., 1 Tabl., 8 Fig.

Keywords: arc surfacing, multilayer surfacing, fatigue testing method, fatigue, cyclic durability, structure of multilayer specimen

Поступила в редакцію 15.11.2018

XVIII МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2019

МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

19 - 22
листопада

МЕТАЛИ
СВАРКА
УПРАВЛІННЯ
ГІДРАВЛІКА
МЕХАНІКА
ОЦІНЮВАННЯ
УКРПРОТ
УКРПРОТ
УКРПРОТ
ІНТЕЛІГЕНЦІЯ
ЗРАЗКИ, СТАДАРИ
СТАЛІ, ЧИРКА
ПІДВИСНО-ТРАНСПОРТ
СКОРІСЬ ВИСОКІ
БЕЗПЕКА
ПРОМИСЛОВИ



ОРГАНІЗАТОР:
Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер:
БІЗНЕС

Ексклюзивний медіа партнер:
ЖУРНАЛ
ГОЛОВНОГО
ІНЖЕНЕРА

Технічний партнер:
RealMedia



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

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

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ ПОВЫШЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ СТЫКОВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКИ

В. А. ДЕГТЯРЕВ

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

Исследовано влияние режимов высокочастотной механической проковки на повышение сопротивления усталости стыковых сварных соединений стали СтЗсп. Различная технология подготовки образцов для исследований позволила установить, что количественный вклад в повышение предела выносливости сварных соединений остаточных напряжений сжатия, деформационного упрочнения поверхностного слоя канавки, образующейся после проковки узкой зоны сплавления шва с основным металлом, и изменения концентрации напряжений после высокочастотной механической проковки составляет 57, 37 и 6 %, соответственно. Показано, что между глубиной канавки и глубиной пластически деформированного слоя материала имеется корреляция. Предложена методика определения пределов выносливости стыковых сварных соединений после разных режимов проковки по глубине канавки и пластически деформированного слоя материала, используя экспериментальные данные измерения микротвердости, а также в исследованном диапазоне изменения амплитуды колебаний рабочего инструмента. Установлена глубина канавки в зависимости от скорости высокочастотной механической проковки и амплитуды колебаний рабочего инструмента, а также изменение предела выносливости образцов после разной технологии их изготовления. Показано, что при увеличении скорости проковки независимо от амплитуды колебаний рабочего инструмента эффективность повышения сопротивления усталости сварных соединений уменьшается, а при скорости 0,4 м/мин предел выносливости от деформационного упрочнения и совокупного влияния всех факторов, свойственных высокочастотной механической проковке, повышается на 11 и 26 %, соответственно. Библиогр. 14, табл. 3, рис. 7.

Ключевые слова: сварное соединение, предел выносливости, глубина канавки, скорость высокочастотной механической проковки, пластически деформированный слой, микротвердость

При интенсивном развитии технологических методов повышения сопротивления усталости сварных металлоконструкций и продления срока их службы большое внимание уделяется высокочастотной механической проковке (ВМП) [1–3]. Это связано с тем, что она способна обеспечить значительное повышение сопротивления усталости элементов металлоконструкций и их ресурс [4, 5] как при изготовлении, так и при проведении ремонтно-восстановительных работ. В качестве критерия контроля эффективности ВМП вместо скорости перемещения рабочего инструмента вдоль сварного шва [6, 7] предложено использовать глубину канавки [8], образующуюся после проковки узкой зоны сплавления сварного шва с основным металлом. Установлено значение оптимальной ее глубины, равное 0,14 мм, и предложены параметры скорости ВМП в зависимости от амплитуды колебаний рабочего инструмента. Однако до настоящего времени остается неисследованным влияние разных режимов проковки на сопротивление усталости сварных соединений. Поскольку проведение комплекса полномасштабных экспериментальных исследований достаточно дорогая про-

цедура, так как занимает продолжительное время и связана с большим расходом материала, то расчетная оценка сопротивления усталости стыковых сварных соединений при сопоставлении с отдельными экспериментальными данными представляется наиболее целесообразным решением задачи.

В связи с этим цель настоящей работы состоит в расчетной оценке влияния режимов ВМП на повышение предела выносливости стыковых сварных соединений по результатам измерения глубины канавки или глубины пластически деформированного слоя материала под дном канавки, используя экспериментальные данные измерения микротвердости.

Оборудование, материалы и методика испытаний. В качестве материала для исследований использовалось стыковое сварное соединение из листовой стали СтЗсп, выполненное полуавтоматической сваркой в среде углекислого газа. Чтобы оценить влияние режимов ВМП сварных соединений и количественный вклад в повышение их сопротивления усталости деформационного упрочнения поверхностного слоя канавки, а также остаточных напряжений (ОН) использовал-

ся различным порядком подготовки образцов для исследований.

В первом случае отдельные участки сварной пластины размерами 1000×400 мм со стыковым швом подвергались ВМП вдоль линии сплавления шва с основным металлом посредством ультразвукового инструмента USP-300 [9] с частотой колебаний 22 кГц, деформирующий механизм которого представлял четырехбойковую головку со встроенными в нее стержнями диаметром 3 мм. Проковка осуществлялась при амплитуде колебаний рабочего инструмента a , равной 19 мкм, и разной приведенной скоростью его перемещения V (скорость проковки), равной 0,232; 0,116 и 0,06 м/мин, соответственно, которую определяли как отношение длины обрабатываемого шва ко времени обработки. После ВМП образовывалась канавка, зависящая от скорости обработки, шириной 2,8...3,5 мм и глубиной h , равной 0,041; 0,062 и 0,143 мм, соответственно. Затем пластина разрезалась на образцы (серия 1) размером 40×400×14 мм с поперечным швом, длинная сторона которых совпадала с направлением прокатки. Это позволило существенным образом снизить имеющиеся после сварки и последующей ВМП пластины ОН.

Во втором случае пластина вначале разрезалась на образцы с теми же размерами (серия 2), а затем каждый образец индивидуально подвергался проковке со скоростью и амплитудой колебаний рабочего инструмента, аналогичными обработке образцов первой серии. После ВМП образовывалась канавка тех же размеров. В результате удалось создать и сохранить ОН сжатия. Таким образом, в образцах первой серии повышение предела выносливости сварных соединений обусловлено наличием упрочненного слоя и уменьшением коэффициента концентрации напряжений, а второй — дополнительным влиянием ОН сжатия.

Следует отметить, что комбинацией таких параметров, как временем обработки, позволяющего определить скорость при заданной ширине образца и амплитудой колебаний инструмента можно добиться одинаковой глубины канавки. В статье не исследовалась взаимосвязь глубины упрочненного слоя и параметров обработки при одинаковой глубине канавки, считая, что глубину пластически деформированного слоя отражают, в основном, микротвердость и глубина канавки, что подтверждают методические исследования оптимизации процесса упрочнения, проведенные в ИЭС [10].

Затем из каждой серии образцов, обработанных при разной скорости ВМП, вырезали по одному темплету размером 40×40×14 мм (рис. 1, а) для металлографических исследований.

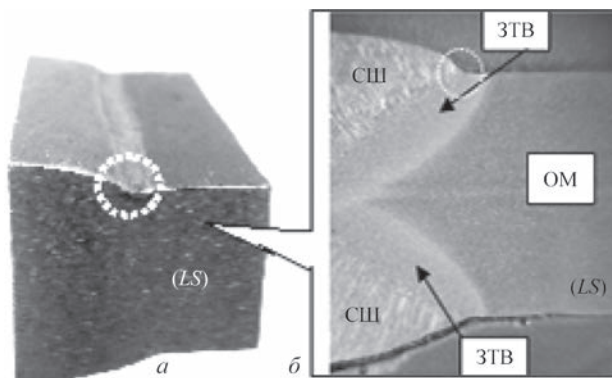


Рис. 1. Внешний вид темплета (а), поверхность шлифа после травления в плоскости LS поперечного сечения (б): L — направление проката; S — направление, перпендикулярное к плоскости проката; контуром выделен профиль канавки; СШ — сварной шов; ЗТВ — зона термического влияния; ОМ — основной металл

Металлографические исследования образцов выполняли на оптическом инвертированном микроскопе «AXIOVERT 40 MAT». Шлифы готовили на установке «BUEHLER» в плоскости поперечного сечения ($S-L$) сварного соединения перпендикулярно плоскости прокатки листа. Поверхность шлифа после травления в 4 %-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте показана на рис. 1, б. Измерение микротвердости выполняли на микротвердомере ПМТ-3 согласно ГОСТ 9450-76 [11] при нагрузке 1 Н.

Анализ полученных результатов. 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 канавки, но и разная глубина пластически деформированного слоя l_y (глубина упрочненного слоя), которую, с достаточной степенью точности, можно установить по изменению микротвердости H_{μ} .

Измерение микротвердости проводили в поперечном сечении сварного соединения перпендикулярно направлению проковки параллельными рядами от поверхности дна канавки вглубь материала через равные интервалы как между рядами, так и вдоль каждого ряда по глубине до достижения стабильных значений микротвердости, что соответствует глубине упрочненного слоя материала l_y . Схема измерения микротвердости под канавкой показана на рис. 2, а. Микроструктура зоны термического влияния в области индентирования соответствует участку нормализации (ЗТВ-2) с однородной мелкозернистой ферритно-перлитной структурой (рис. 2, б). Кроме этого было установлено, что разным скоростям обработки соответствовала разная максимальная глубина упрочненного слоя. Следует также отметить, что в образцах первой и второй серий независимо от технологии их изготовления глубина канавки и упрочненно-

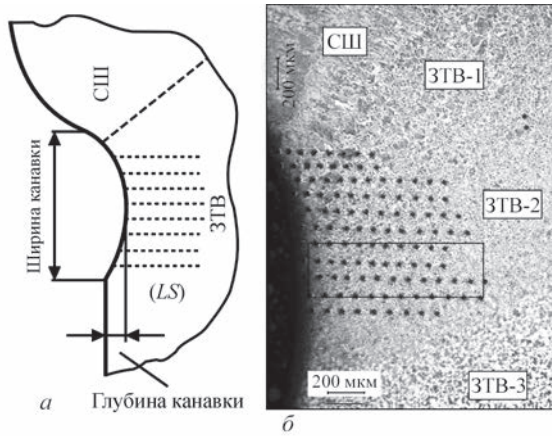


Таблица 1. Значения максимальной глубины упрочненного слоя и канавки в образцах первой и второй серий, полученные после разной скорости ВМП

Скорость ВМП, м/мин	Глубина упрочненного слоя l_y , мм	Глубина канавки h , мм		Погрешность, %
		эксперимент	расчет	
0,232	0,4	0,041	0,043	4,8
0,116	0,65	0,062	0,069	10,1
0,06	1,32	0,143	0,14	2,1

грешностью глубину канавки, задаваясь любыми произвольными значениями глубины упрочненного слоя (см. табл. 1).

Анализ влияния глубины упрочненного слоя на эффект упрочнения, выражающийся в повышении предела выносливости сварного соединения, выполнен на основании рис. 3, на котором отмечены экспериментально определенные пределы выносливости сварных стыковых соединений, в исходном состоянии ($\sigma_R^u = 200$ МПа) [8] и при скорости ВМП, равной 0,06 м/мин в образцах первой ($\sigma_R = 275$ МПа) и второй ($\sigma_R = 375$ МПа) серий при амплитуде колебаний рабочего инструмента $a = 19$ мкм, а также соответствующие им значения глубины упрочненного слоя. Расчетная зависимость предела выносливости сварных соединений от текущей глубины упрочненного слоя l_i в этом случае имеет вид:

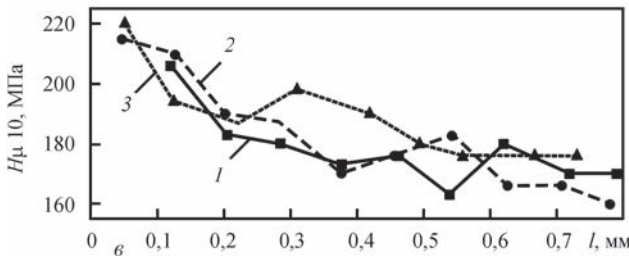


Рис. 2. Зона сварного соединения с упрочненным слоем в плоскости шлифа (LS) после воздействия ВМП со скоростью 0,116 м/мин: а, б — схема измерения микротвердости под канавкой и микроструктура с отпечатками, соответственно; в — изменение микротвердости H_{μ} в зависимости от глубины l материала (ЗТВ-1, ЗТВ-2, ЗТВ-3 — участки крупного зерна, нормализации, неполной рекристаллизации, соответственно)

го слоя при сравнимых скоростях проковки практически одинаковы. Одинаковые значения упрочненного слоя можно объяснить еще и тем, что измерения проводились на боковой поверхности образца, где влияние ОН практически отсутствует. В качестве примера на рис. 2, в приведены результаты изменения микротвердости по глубине материала l после ВМП образца со скоростью 0,116 м/мин. Анализ зависимости ($H_{\mu} - l$) показал, что в каждом из выбранных направлений наблюдается снижение микротвердости по мере удаления от поверхности вглубь материала. Как и следовало ожидать, максимальная глубина упрочненного слоя достигается по линии, совпадающей с максимальной глубиной канавки (кривая 1) с постепенным уменьшением по мере удаления от ее центра. Впоследствии при расчетах будет использоваться максимальное значение l_y . Следует также отметить, что значения микротвердости несколько снижаются с увеличением скорости ВМП. Результаты измерений h и l_y в образцах обеих серий, полученные после разных скоростей ВМП, приведены в табл. 1.

Установлено, что с уменьшением скорости проковки глубина упрочненного слоя и канавки увеличиваются с коэффициентом пропорциональности после обработки результатов методом наименьших квадратов, равным $K = h/l_y = 0,106$. Это дает возможность рассчитать с небольшой по-

$$\sigma_R^i = \sigma_R^u + Cl_i = \sigma_R^u + \frac{\sigma_R - \sigma_R^u}{l_y} l_i, \quad (1)$$

где $C = \frac{\sigma_R - \sigma_R^u}{l_y}$ — коэффициент пропорциональности, имеющий свое значение для каждой серии образцов.

По известным значениям пределов выносливости сварных соединений и экспериментально установленной $l_y = 1,32$ мм (см. табл.1) нашли, что для образцов первой серии $C = 56,82$ МПа/мм, а вто-

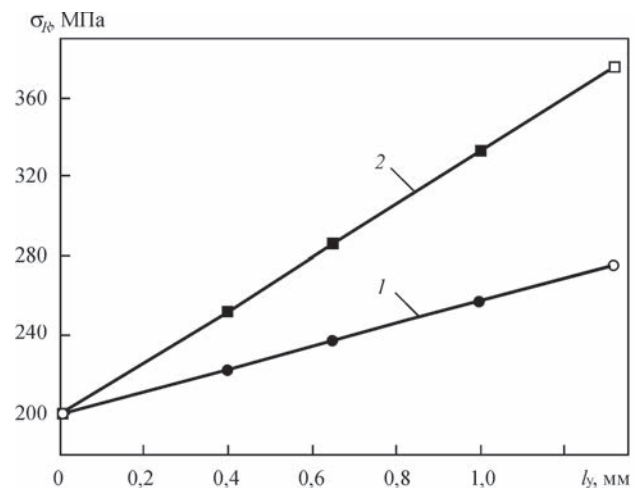


Рис. 3. Расчетная (темные точки) и экспериментальная (светлые точки) зависимость пределов выносливости упрочненных стыковых сварных соединений первой (1) и второй (2) серий от глубины пластически деформированного слоя

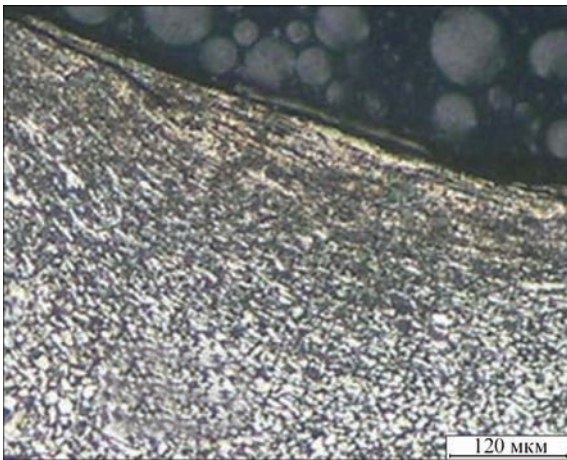


Рис. 4. Микроструктура упрочненного слоя под дном канавки в зоне сплавления сварного шва с основным металлом

рой — 132,6 МПа/мм. Предположение о пропорциональном повышении предела выносливости сварного соединения с увеличением глубины упрочненного слоя подтверждается имеющимися литературными данными [12]. Следует отметить, что полученная в работе максимальная глубина упрочненного слоя для образцов второй серии рассматривается в качестве предельной, так как дальнейшее ее увеличение, во-первых, может не сопровождаться упрочнением и увеличивается вероятность подслоного разрушения [12], а во-вторых, при больших напряжениях не удастся избежать накопления значительных циклических неупругих деформаций на уровне предела выносливости, что исключает применение формул теории упругости [13]. В данном случае предел выносливости, определенный при отнулевом цикле гармонического нагружения, рассматривается в качестве предельного напряжения.

Таким образом, предложенное выражение позволяет расчетным способом оценить предел выносливости стыкового сварного соединения (затемненные точки) как от деформационного упрочнения и изменения концентрации напряжений (прямая 1), так и от дополнительного влияния остаточных напряжений сжатия (прямая 2) при любой глубине упрочненного слоя, не проводя трудоемких и продолжительных во времени испытаний. Кроме этого, анализ полученных результатов свидетельствует о том, что повышение предела выносливости сварных образцов первой серии составило 38 % (прямая 1), а максимальное повышение предела выносливости образцов второй серии — 87 % (прямая 2). Нетрудно определить, что доля влияния ОН сжатия в повышении предела выносливости при скорости ВМП, равной 0,06 м/мин, составила 57 %, а при установленном в работе [14] снижении коэффициента концентрации напряжений после ВМП на 14 %, повышение предела выносливости за счет деформационного

упрочнения поверхностного слоя материала составило 37 %, уменьшения концентрации напряжений — 6 %. Однако долевое участие каждого фактора требует дополнительного экспериментального подтверждения. Следует отметить, что при деформационном упрочнении поверхностного слоя канавки происходит не только повышение физико-механических свойств материала, но, как показали проведенные металлографические исследования, формоизменение зерен в упрочненном слое под ее дном (рис. 4), глубина которого зависит от скорости проковки и визуально колеблется в пределах 200...250 мкм. Этот фактор также может оказать влияние на сопротивление усталости исследуемого материала. Однако чтобы выделить долю влияния в повышении сопротивления усталости образовавшейся после ВМП «волокнистой» структуры упрочненного слоя необходима постановка специального эксперимента. Таким образом, в абсолютном значении повышение предела выносливости стыковых сварных образцов за счет ОН сжатия, деформационного упрочнения и изменения концентрации напряжений составило 100, 65 и 10 МПа, соответственно. Учитывая небольшой вклад концентрации напряжений, можно отметить, что после ВМП повышение сопротивления усталости сварных соединений происходит в результате влияния ОН сжатия и деформационного упрочнения поверхностного слоя материала канавки.

Поскольку измерение l_y связано с определенными техническими сложностями, в том числе наличием необходимого оборудования, и учитывая имеющуюся линейную зависимость между h и l_y , повышение предела выносливости после разной скорости ВМП нетрудно рассчитать по глубине канавки как более легко контролируемому параметру. В этом случае коэффициент пропорциональности, с учетом ранее установленной зависимости ($K = h/l_y$), определяется как $K_1 = (\sigma_R - \sigma_R^u)K/h$. Выражение для расчетного определения предела выносливости сварных соединений будет иметь вид:

$$\sigma_R^i = \sigma_R^u + \frac{(\sigma_R - \sigma_R^u)K}{h} \frac{h_i}{K} = \sigma_R^u + \frac{(\sigma_R - \sigma_R^u)}{h} h_i, \quad (2)$$

где h_i — текущее значение глубины канавки, полученной после разной скорости ВМП.

Расчетные значения σ_R^i для каждой серии образцов приведены в табл. 2. Нельзя не отметить хорошее совпадение с экспериментально полученными пределами выносливости. Следует отметить, что глубина канавки ($h = 0,14$ мм), является для данной толщины проката оптимальной [8] и дальнейшее ее увеличение может не сопровождаться упрочнением.

Известно, что глубина канавки в значительной степени зависит от амплитуды (a) колебаний рабо-

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

Глубина упрочненного слоя l_p , мм	Глубина канавки h_p , мм	Предел выносливости, МПа		Скорость ВМП, м/мин	
		расчет	эксперимент	$a = 19$ мкм	$a = 26$ мкм
0,39	0,041	220*/250	-	0,4	0,4
0,58	0,062	233*/278	-	0,112	0,24
0,94	0,1	254*/325	-	0,075	0,125
1,35	0,143	27*/378	25*/375	0,06	0,09

* — данные касаются образцов первой серии.

чего инструмента. Как показала практика, наиболее часто сварные элементы металлоконструкций обрабатываются при a , изменяющейся в пределах 19...26 мкм. В связи с этим, используя ранее полученные зависимости глубины канавки от скорости ВМП при амплитудах 19 и 26 мкм [8], на рис. 5 представлены графики, которые позволяют установить взаимосвязь между глубиной канавки и скоростью проковки при разной амплитуде колебаний рабочего инструмента с одной стороны (рис. 5, а), а также пределами выносливости сварных соединений обеих серий (см. табл. 2) с другой (рис. 5, б), соответственно. Анализ представленных в таком виде результатов позволя-

ет сделать несколько выводов. Представляется возможность определять при заданной скорости проковки не только изменение глубины канавки в зависимости от амплитуды колебаний рабочего инструмента (рис. 5, а), но и изменение предела выносливости сварных соединений первой и второй серий (рис. 5, б). Из графиков (рис. 5, а) следует, что по мере увеличения скорости обработки не только уменьшается глубина канавки, но и влияние амплитуды колебаний рабочего инструмента на ее изменение становится менее заметным, так как кривые 1 и 2 сходятся. Это приводит к тому, что с одной стороны уменьшается сопротивление усталости образцов первой (кривая 1) и второй (кривая 2) серий (рис. 5, б), с другой, становится менее эффективным влияние амплитуды колебаний рабочего инструмента на его изменение. При $V = 0,4$ м/мин h уже практически не зависит от a , что определяет в свою очередь одинаковые значения пределов выносливости сварных образцов, которые для образцов первой и второй серий равны 220 и 250 МПа, соответственно. Анализ результатов также показал, что с увеличением h прямые 1 и 2 (рис. 5, б) расходятся. Это свидетельствует о том, что место и порядок использования технологии упрочнения в технологическом цикле изготовления изделия имеет существенное значение.

Иногда 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. 6 приведены зависимости пределов выносливости сварных соединений обеих серий от скорости проковки, определенные при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 и 26 мкм, соответственно. Из анализа полученных результатов видно, что для каждой серии с увеличением V происходит не только снижение пределов выносливости, но и уменьшение разницы между ними. Как следует из рисунка, при $V = 0,4$ м/мин эффективность повышения сопротивления усталости сварного соединения только от деформационного упрочнения (прямые 1, 2) или от совместного действия перечисленных факторов (прямые 3, 4) практически не зависит от амплитуды колебаний рабочего инструмента. Пределы выносливости имеют одинаковые

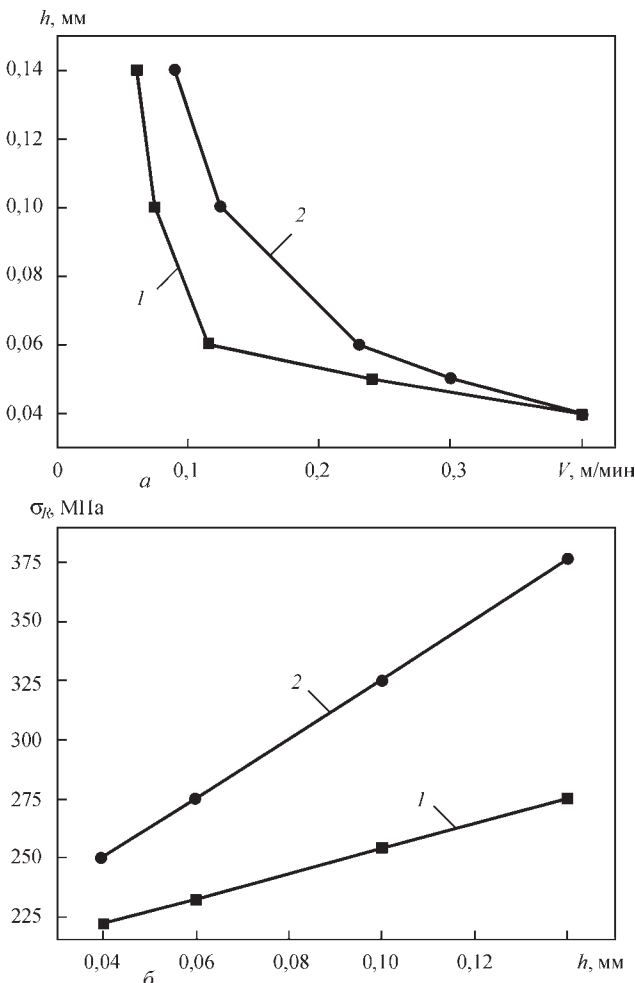


Рис. 5. Зависимость между глубиной канавки и скоростью ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 (1) и 26 мкм (2) — а, а также пределами выносливости упрочненных сварных соединений первой (1) и второй (2) серий — б

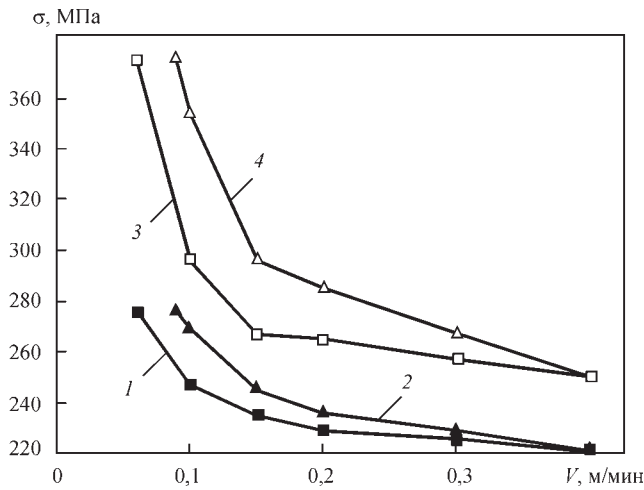


Рис. 6. Зависимость пределов выносливости стыковых сварных соединений первой (1, 2) и второй (3, 4) серий от скорости ВМП при амплитуде колебаний рабочего инструмента 19 (1, 3) и 26 мкм (2, 4)

значения, которые на 11 % для первой серии образцов и на 26 % для второй превышают предел выносливости сварного соединения в исходном состоянии. Кроме этого видно, что независимо от a с увеличением скорости проковки происходит незначительное снижение разности пределов выносливости между обеими сериями.

Относительное повышение пределов выносливости обеих серий сварных соединений, определенных после разной скорости ВМП в диапазоне изменения амплитуды колебаний рабочего инструмента от 19 до 26 мкм, исходя из предположения о пропорциональном повышении предела выносливости, хорошо иллюстрируют зависимости, приведенные на рис. 7. Их расчетные значения при текущей амплитуде колебаний рабочего инструмента a_i можно определить по уравнению в виде:

$$\frac{\sigma_R^i}{\sigma_R^u} = \frac{\sigma_{R1}}{\sigma_R^u} + \frac{\sigma_{R2} - \sigma_{R1}}{\sigma_R^u (a_2 - a_1)} (a_i - a_1), \quad (3)$$

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

Из анализа рисунка следует, что при увеличении скорости проковки независимо от амплитуды колебаний рабочего инструмента эффективность повышения сопротивления усталости сварного соединения только от деформационного упрочнения (прямые 5–8) или совокупности всех факторов (прямые 1–4) уменьшается. Следует отметить, что более чувствительными к изменению V являются ОН

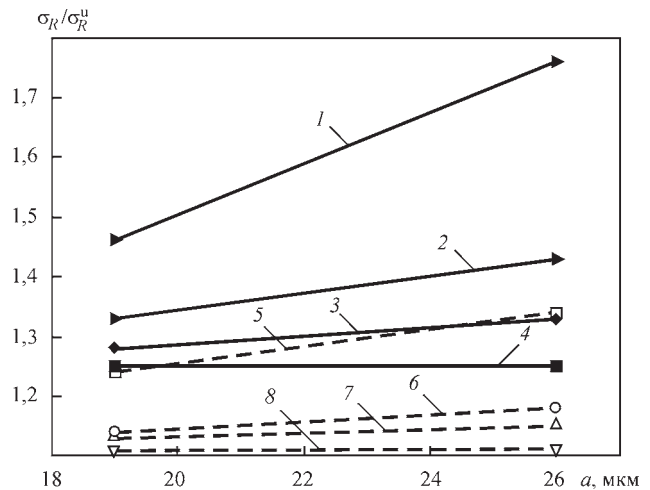


Рис. 7. Относительное повышение пределов выносливости стыковых сварных соединений первой (5–8) и второй (1–4) серий, определенных после разной скорости ВМП в диапазоне изменения амплитуды колебаний рабочего инструмента 19...26 мкм: 1 — $V = 0,1$; 2 — 0,2; 3 — 0,3; 4 — 0,4; 5 — 0,1; 6 — 0,2; 7 — 0,3; 8 — 0,4

сжатия, так как разница между прямыми 1–4 более существенна при разной амплитуде колебаний рабочего инструмента. Однако при $V = 0,4$ м/мин разница между пределами выносливости образцов первой и второй серий независимо от a становится одинаковой, что свидетельствует о том, что вклад в повышение сопротивления усталости сварных соединений ОН сжатия независимо от амплитуды колебаний инструмента практически одинаков.

Видно, что при такой скорости обработки влияние только деформационного упрочнения независимо от a также одинаково. Поскольку при уменьшении скорости проковки и увеличении амплитуды колебаний рабочего инструмента более интенсивное повышение пределов выносливости происходит в образцах второй серии, представляется возможным сделать вывод о том, что наиболее эффективного повышения сопротивления усталости можно добиться, используя технологию ВМП, выбрав соответствующие режимы упрочнения, на последнем этапе изготовления сварных элементов металлоконструкций.

Таким образом, представленные данные дали возможность, во-первых, определить пределы вы-

Таблица 3. Расчетные значения пределов выносливости стыковых сварных соединений, определенные при разных скоростях ВМП и амплитудах колебаний рабочего инструмента

V , м/мин	Предел выносливости σ_R , МПа		$\beta \cdot 10^{-2}$, мкм ⁻¹
	$a_1 = 19$ мкм	$a_2 = 26$ мкм	
0,1	247*/295	269*/355	1,43*/4,29
0,2	229*/268	235*/290	0,57*/1,79
0,3	225*/255	230*/265	0,286*/0,714
0,4	222*/250	222*/250	0

* — данные относятся к образцам первой серии.

носливости стыковых сварных соединений после разных режимов ВМП по глубине канавки или пластически деформированного слоя материала, а во-вторых, более осознанно подойти к выбору оптимальных режимов ВМП при различной комбинации ее скорости и амплитуды колебаний рабочего инструмента с учетом технологии изготовления элементов металлоконструкций.

Выводы

1. Предложена методика определения пределов выносливости стыковых сварных соединений низкоуглеродистой стали по глубине канавки и по глубине пластически деформированного слоя материала под ее дном в зоне сплавления сварного шва с основным металлом.

2. Показано, что для стыковых сварных соединений между глубиной канавки и глубиной пластически деформированного слоя, полученных после разных режимов высокочастотной механической проковки, существует удовлетворительная корреляционная зависимость.

3. Установлена эффективность повышения предела выносливости сварных соединений после разной технологии их изготовления в зависимости от скорости высокочастотной механической проковки и амплитуды колебаний рабочего инструмента.

Список литературы

- Roy S., Fisher J. W., Yen B.T. (2003) Fatigue resistance of welded details enhanced by ultrasonic impact treatment (UIT). *International Journal of Fatigue*, **25**, 1239–1247.
- Wang T., Wang D., Huo L., Zang Y. (2008) Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT). *Ibid.*, **4**, 1–7.
- Zhao X., Wang D., Huo L. (2011) Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials and Design*, **32**, 1, 88–96.
- Marguis G. (2010) Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds. *Engineering Fracture Mechanics*, **77**, 2051–2062.
- Trufiakov V. I., Statnikov E. Sh., Mikheev P. P., Kuzmenko A. Z. (1998) The efficiency of ultrasonic impact treatment for improving the fatigue strength of welded joints. *Intern. Inst. of Welding. Doc. XIII-1745-98*, 12.
- Лобанов Л. М., Кирьян В. И., Кныш В. В., Прокопенко Г. И. (2006) Повышение сопротивления усталости сварных соединений металлоконструкций высокочастотной механической проковкой (Обзор). *Автоматическая сварка*, **9**, 3–11.
- Михеев П. П., Недосека А. Я., Пархоменко И. В. (1984) Эффективность применения ультразвуковой ударной обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений. *Там же*, **3**, 4–7.
- Дегтярев В. А. (2011) Оценка влияния режимов высокочастотной механической проковки сварных соединений на их сопротивление усталости. *Проблемы прочности*, **2**, 61–70.

- Прокопенко Г. И., Клейман Я. И., Козлов О. В., Кудрявцев Ю. Ф., Книш В. В., Михеев П. П. (2002) *Пристрій для ультразвукової ударної обробки металів*, Україна, Пат. 47536.
- Кныш В. В., Соловей С. А., Богайчук И. Л. (2011) Оптимизация процесса упрочнения сварных соединений стали 09Г2С высокочастотной механической проковкой. *Автоматическая сварка*, **5**, 26–31.
- ГОСТ 9450-76. *Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников*. Введ. 01.01.1977.
- Серенсен С. В., Когаев В. П., Шнейдерович Р. М. (1975) *Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность*. Москва, Машиностроение.
- Manson S. S., Muralidharam U. (1987) Fatigue life prediction in bending from axial fatigue information. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **9**, 5, 357–372.
- Кирьян В. И., Кныш В. В. (2008) Высокочастотная механическая проковка сварных соединений металлоконструкций. *Сварочное производство*, **11**, 36–41.

References

- Roy, S., Fisher, J.W., Yen, B.T. (2003) Fatigue resistance of welded details enhanced by ultrasonic impact treatment (UIT). *Int. J. Fatigue*, **25**, 1239-1247.
- Wang, T., Wang, D., Huo, L., Zang, Y. (2008) Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT). *Ibid.*, **4**, 1-7.
- Zhao, X., Wang, D., Huo, L. (2011) Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment. *Materials and Design*, **32**(1), 88-96.
- Marguis, G. (2010) Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds. *Engineering Fracture Mechanics*, **77**, 2051-2062.
- Trufiakov, V.I., Statnikov, E.Sh., Mikheev, P.P., Kuzmenko, A.Z. (1998) The efficiency of ultrasonic impact treatment for improving the fatigue strength of welded joints. *Intern. Inst. of Welding. IIV Doc. XIII-1745-98*, 12.
- Lobanov, L.M., Kirian, V.I., Knysh, V.V., Prokopenko, G.I. (2006) Improvement of fatigue resistance of welded joints in metal structures by high-frequency mechanical peening (Review). *The Paton Welding J.*, **9**, 2-8.
- Mikheev, P.P., Nedoseka, A.Ya., Parkhomenko, I.V. (1984) Efficiency of application of ultrasonic impact treatment for improvement of fatigue resistance of welded joints. *Avtomatich. Svarka*, **3**, 4-7 [in Russian].
- 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].
- Prokopenko, G.I., Kleiman, Ya.I., Kozlov, O.V. et al. (2002) *Device for ultrasonic peening treatment of metals*. Pat. 47536, Ukraine [in Ukrainian].
- Knysh, V.V., Solovej, S.A., Bogajchuk, I.L. (2011) Optimisation of the process of strengthening of welded joints of 09G2S steel by high-frequency mechanical peening. *The Paton Welding J.*, **5**, 20-24.
- ГОСТ 9450-76: *Measurement of microhardness by indentation of diamond point*. Introd. 01.01.1977 [in Russian].
- Serensen, S.V., Kogaev, V.P., Shnejderovich, R.M. (1975) *Load-carrying capacity and strength design of machine parts*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
- Manson, S.S., Muralidharam, U. (1987) Fatigue life prediction from axial fatigue information. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **9**(5), 357-372.
- Kirian, V.I., Knysh, V.V. (2008) High-frequency mechanical peening of welded joints of metal structures. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 36-41 [in Russian].

МЕТОДИ ОЦІНКИ ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ ВТОМІ СТИКОВИХ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ВИСОКОЧАСТОТНОЇ МЕХАНІЧНОЇ ПРОКОВКИ

В. О. ДЕГТЯРЕВ

Інститут проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України. 01014, м. Київ, вул. Тимірязєвська, 2.
E-mail: degtyarev@ipp.kiev.ua

Досліджено вплив режимів високочастотної механічної проковки на підвищення опору втомі стикових зварних з'єднань сталі Ст3сп. Різна технологія підготовки зразків для досліджень дозволила встановити, що кількісний вклад в підвищення границі витривалості зварних з'єднань залишкових напружень стиску, деформаційного зміцнення поверхневого шару канавки, яка утворюється після проковки вузької зони сплавлення шва з основним металом, та зміни концентрації напружень після високочастотної механічної проковки складає 57, 37, 6 %, відповідно. Показано, що між глибиною канавки та глибиною пластично деформованого шару матеріалу існує кореляція. Запропоновано методіку визначення границі витривалості стикових зварних з'єднань після різних режимів проковки по глибині канавки та пластично деформованого шару матеріалу, використовуючи експериментальні дані вимірювання мікротвердості, а також в дослідженому діапазоні зміни амплітуди коливань робочого інструмента. Встановлена глибина канавки в залежності від швидкості високочастотної механічної проковки та амплітуди коливань робочого інструмента, а також зміна границі витривалості зразків після різної технології їх виготовлення. Показано, що при збільшенні швидкості проковки незалежно від амплітуди коливань робочого інструмента ефективність підвищення опору втомі зварних з'єднань зменшується, а при швидкості 0,4 м/хв границя витривалості від деформаційного зміцнення та сукупного впливу усіх факторів, які властиві високочастотній механічній проковці, підвищується на 11 та 26 %, відповідно. Бібліогр. 14, табл. 3, рис. 7.

Ключові слова: зварне з'єднання, границя витривалості, глибина канавки, швидкість високочастотної механічної проковки, глибина пластично деформованого шару, мікротвердість

METHODS OF EVALUATION OF INCREASE OF FATIGUE RESISTANCE IN BUTT WELDED JOINTS OF LOW-CARBON STEELS AFTER HIGH-FREQUENCY MECHANICAL PEENING

V. A. DEGTYAREV

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

There was investigated an effect of modes of high-frequency mechanical peening on increase of fatigue resistance of butt welded joints of steel ST3sp (killed). Different technology of sample preparation for investigation allowed determining that quantitative contribution in rise of fatigue limit of welded joints, residual compression stresses, deformation hardening of surface layer of a groove formed after peening of narrow zone of weld fusion with base metal, and change of stress concentration after mechanical peening makes 57, 37 and 6 %, respectively. It is shown that there is a correlation between the groove depth and depth of plastically deformed layer of material. The procedure was proposed for determination of the fatigue limits of butt welded joints after different modes of peening on groove depth and plastically deformed layer of material, using the experimental data of microhardness measurement as well as the change of amplitude of oscillation of working tool in the investigated range. A depth of groove was determined depending on speed of high-frequency mechanical peening and amplitude of working tool oscillation as well as change of sample fatigue limit due to different technology of their manufacture. It is shown that increase of peening speed independent on working tool oscillation amplitude promotes decrease of efficiency of improvement of welded joint fatigue resistance and at 0.4 m/min speed the fatigue limit from deformation hardening and total effect of all factors typical for high-frequency mechanical peening rises by 11 and 26 %, respectively. 14 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

Keywords: welded joint, fatigue limit, groove depth, speed of high-frequency mechanical peening, plastically deformed layer, microhardness

Поступила в редакцію 24.10.2018

Новая книга

Дефектоскопия XXI века. Основные направления работ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины по развитию технологий неразрушающего контроля сварных соединений / Под ред. проф. В. А. Троицкого. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2018. – 196 с.

Сборник содержит 11 ранее опубликованных статей сотрудников отдела неразрушающих методов контроля качества сварных соединений ИЭС им. Е. О. Патона, а также рекламные материалы различных методов неразрушающего контроля.



ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ (Обзор)

Р. С. ГУБАТЮК

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

При строительстве высокоскоростных бесстыковых железнодорожных магистралей массово используют высокопрочные рельсы, которые свариваются различными способами. С появлением высокопрочных рельсов с высоким содержанием углерода особую актуальность приобрела необходимость введения операции термической обработки сварных стыков в цикл изготовления рельсовой плети. Целью представленного обзора является анализ проблем и прогноз перспектив современных технологий термической обработки сварных стыков высокопрочных рельсов. Рассмотрены различные способы термической обработки, применяемые в промышленности. Проанализированы различные схемы нагрева и охлаждения сварного шва рельсов и их влияние на формирование микроструктуры и механических свойств металла соединения. Обзор литературных данных показал, что при проведении термической обработки сварных стыков высокопрочных рельсов наиболее востребована технология нагрева токами высокой частоты с последующей закалкой головки. Библиогр. 31, рис. 6.

Ключевые слова: бесстыковой рельсовый путь, высокопрочные рельсы, сварные стыки, термическая обработка, твердость, микроструктура, токи высокой частоты, дефекты

Мировой опыт показывает, что перспективное развитие железных дорог требует создания скоростных магистралей. Решение этой задачи выдвигает новые требования к железнодорожному пути и к основному его элементу — рельсам и их бесстыковому соединению на всем протяжении пути.

В последнее десятилетие в мире отмечается тенденция увеличения интенсивности, скорости движения и грузонапряженности на железных дорогах, что вызывает необходимость повышения надежности и эксплуатационной стойкости рельсов и обуславливает высокий уровень требований к ним по твердости, контактно-усталостной прочности, сопротивлению образованию контактно-усталостных дефектов и хрупкому разрушению [1].

С увеличением скорости движения и увеличением массы перевозимых грузов растет динамическое воздействие как на колесную пару, так и на железнодорожный путь. Одним из основных недостатков звеньев пути является наличие стыка. Рельсовый стык представляет собой место, в котором происходит «разрыв» рельсовой нити, что, несмотря на стыковые накладки, уменьшает жесткость и увеличивает просадки. Это приводит к тому, что при движении подвижного состава через стык происходит удар колеса о головку принимающего конца рельса. Толчки и удары в стыках приводят к интенсивному износу как ходовых частей подвижного состава, так и самих рельсов. В результате ударов колеса о набегающий рельс происходят смятие и сколы головки рельсов в зоне

стыка на расстоянии 60...80 мм от стыкового зазора, изломы рельсов по болтовым отверстиям, изломы накладок и стыковых болтов [2].

В связи с этим в мире существует тенденция замены стыковых болтовых соединений железнодорожных рельсов сварными стыками. Бесстыковой путь лишен недостатков стыковых соединений и имеет ряд преимуществ [3]:

- экономия металла за счет уменьшения числа стыковых креплений;
- сокращение до 30 % расходов на ремонт пути и подвижного состава;
- увеличение срока службы верхнего строения пути, а также подвижного состава за счет снижения количества ударов колес вагонов и локомотивов в месте стыка рельсовых плетей;
- снижение до 12 % основного удельного сопротивления движению поездов и в связи с этим экономия дизельного топлива и электроэнергии на тягу;
- снижение объемов работ по выправке пути, связанных с просадками в стыках;
- отсутствие изломов рельсов по болтовым отверстиям, одного из основных видов изломов в звеньевом пути;
- улучшение условий комфортабельности пассажирского проезда, снижение уровня шума;
- снижение загрязненности пути сыпучими грузами и окружающий среды пылящими грузами;
- повышение надежности работы электрических рельсовых цепей автоблокировки и т. п.

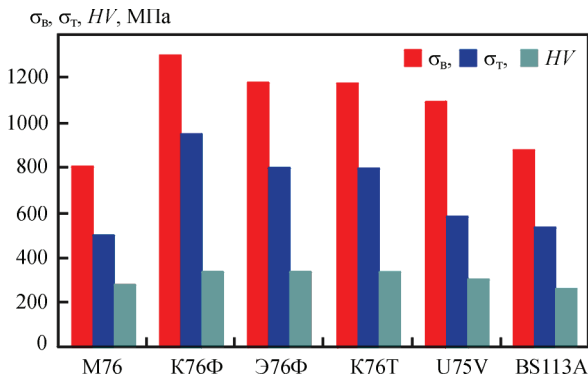


Рис. 1. Прочностные характеристики рельсов [4]

В настоящее время в мире при строительстве железных дорог широко применяются высокопрочные рельсы таких ведущих производителей, как Voestalpine (R350HT, Австрия), NipponSteel (BC-350Я, BC-350ЛДТ, Япония), CorusBritishSteel (BS113A, Великобритания), PIETC (U75V, Китай), комбинат Азовсталь (К76Ф, Украина), ОАО «Нижнетагильский металлургический комбинат» (Э76Ф, РФ), Новокузнецкий металлургический комбинат (К76Т, Россия). Высокопрочные рельсы имеют прочностные показатели металла в 1,3...1,5 раза больше, чем обычные рельсы (рис. 1, 2), а требования к пластическим свойствам в соответствии с нормативными показателями сохранились на прежнем уровне [4]. При производстве высокопрочных рельсов используют технологию производства с непрерывной разливкой стали и непрерывной прокаткой. На рис. 3 представлено распределение твердости в основном металле высокопрочных рельсов в вертикальной плоскости [5].

Высокопрочные рельсы имеют значительное содержание углерода (0,9...1,1 %) для улучшения износостойкости. При производстве таких рельсов внутри зерен аустенита остаются крупные карбиды, что снижает пластичность и ударную вязкость перлитной структуры после ускоренного охлаждения. С точки зрения структуры рельсовой стали, повышение в ней содержания углерода кардинально изменило свариваемость такой стали. На современном этапе развития оборудования технологии сварочного производства, по основному показателю свариваемости стали, высокоуглеродистая рельсовая сталь близка к высокопрочным среднелегированным сталям с содержанием углерода 0,3...0,45 %. Значение показателей углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле [6] для этих сталей, приблизительно одинаковый — $C_{эkv} = 0,80...1,0$ %. Таким образом, высокоуглеродистые рельсовые стали по качественному критерию свариваемости относятся к удовлетворительным, т.е. когда без специальных технологических мер и рациональных режимов сварки

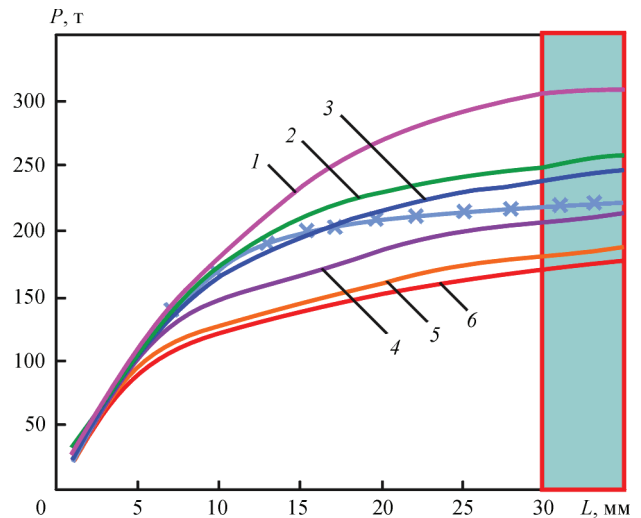


Рис. 2. Зависимость нагрузки при испытании на статический изгиб от прогиба рельса [4] 1 — НКМК Э78ХС (РФ); 2 — НКМК, НТМК Э76Ф, К76Ф (РФ, 2012); 3 — НКМК, НТМК Э76Ф, К76Ф (РФ, 2003); 4 — Азовсталь КФ (Украина); 5 — U75V (КНР); 6 — Азовсталь М76 (Украина)

невозможно обеспечить металлическую целостность соединения [7].

В настоящее время в мировой практике при строительстве бесстыкового пути рельсы сваривают следующими способами [8]:

давлением — электроконтактная сварка, газопрессовая сварка, индукционная сварка, лазерная сварка, сварка трением;

алюминотермитным;

электродуговым — сварка штучными электродами, сварка под слоем флюса, сварка в среде защитных газов, электрошлаковая сварка, сварка порошковыми проволоками и др.

Способ сварки давлением основан на разогреве концов рельсов до температуры пластического состояния и сдавливанием их с определенным усилием. Концы рельсов можно нагревать электриче-

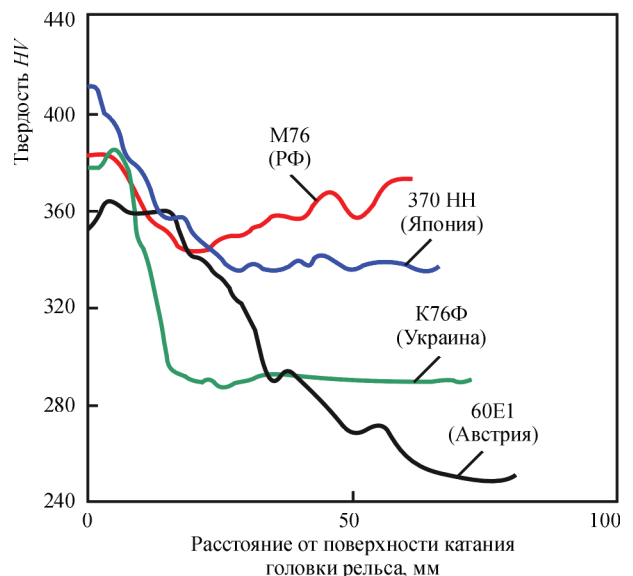


Рис. 3. Распределение твердости в основном металле высокопрочных рельсов в вертикальной плоскости [5]

ским током, газовыми горелками, токами высокой частоты, лазером, плазмой, теплом, выделяемым при трении. При сварке давлением отсутствует присадочный материал, концы рельсов свариваются между собой. При использовании сварки давлением прочность и надежность сварных стыков рельсов определяется, прежде всего, правильным выбором технологии и режимов сварки.

Алюминотермитный и электродуговой способ существенно отличаются от способов сварки давлением тем, что сварной шов шириной 15...25 мм и более состоит из присадочного материала, имеющего литую структуру [9]. Качество сварных стыков рельсов и их долговечность зависят и от свойств присадочных материалов.

Из перечисленных способов сварки рельсов наибольшее распространение получил электроконтактный способ сварки [10]. Этот способ обеспечивает высокое качество сварного соединения, высокую производительность процесса, высокую автоматизацию и механизацию процесса, наличие системы контроля параметров режима сварки.

Для всех способов сварки характерно наличие зоны термического влияния (ЗТВ). Возникающие остаточные напряжения в металле ЗТВ приводят к снижению прочностных характеристик сварного соединения. Ширина ЗТВ зависит от времени воздействия высоких температур на основной металл, массы присадочного материала, способа и параметров сварки [11].

С каждым годом увеличивается количество остродефектных сварных стыков рельсов, также увеличивается количество изломов рельсов в сварных стыках. Эти дефекты сварки наблюдаются в последние годы при использовании рельсов из электростали для строительства бесстыкового пути [3, 12].

Зона сварных стыков является слабым участком рельсового пути. Как показывает практика, количество дефектов в изъятых дефектных рельсах достигает 30 % в сварных швах при общей протяженности шва не более 2 % длины рельсовой плети. Причина этого заключается в изменении однородности микроструктуры в зонах сварного шва и ЗТВ, а также создании неблагоприятной эпюры остаточных напряжений. При сварке создаются условия для образования внутренних дефектов, являющихся концентраторами напряжений и ослабляющих участки рельса со сварным швом, а также коробление рельса в зоне сварного шва с последующим образованием при эксплуатации седловин. Большинство дефектов рельсов приходится на зону головки. Дефекты в виде поперечных трещин в головке составляют 33 %, возникают из-за недостаточной контактно-усталостной прочности металла, на-

рушений технологии сварки рельсов и внутренних дефектов. При этом дефекты, вызванные горизонтальным расслоением головки рельса из-за наличия скоплений неметаллических включений, составляют 17 %. Дефекты, образовавшиеся в результате вертикального расслоения головки из-за остатков усадочной раковины, составляют 19 %. Остальная доля дефектов приходится на выкрашивание слоя, наплавленного на поверхность катания головки, боковой износ и смятие головки рельса в сварном стыке. На рис. 4 показано расположение дефектов рельсов по поперечному сечению [6].

Основными недостатками, снижающими ресурс в эксплуатации рельсов, являются [11]:

- наличие остаточных напряжений в головке рельса, которые имеют место в результате операции холодной правки при производстве;
- создание мягких участков с пониженным сопротивлением износу и смятию в ЗТВ после сварки и локальной термической обработки сварных швов;
- заметное снижение ударной вязкости, трещиностойкости и критического размера усталостных трещин при закалке с прокатного нагрева по сравнению с закалкой с отдельного перекристаллизационного нагрева.

Известно [13], что сварное соединение рельсов имеет крупнозернистое строение и более низкие показатели механических свойств, чем основной металл. Металл зоны сварного стыка, по сравнению с металлом прокатных рельсов, отличается меньшей пластичностью, вязкостью и большей склонностью к хрупким разрушениям. В сварных стыках высокопрочных рельсов наблюдаются провалы твердости, в том числе в закаленном слое металла головки рельса. У рельсов обычной прочности разброс твердости в зоне сварки колеблется в небольших пределах $HB\ 10...30$, а при сварке рельсов повышенной и высокой прочности в

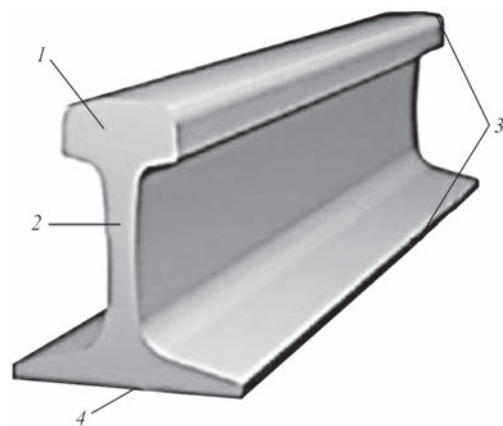


Рис. 4. Расположение дефектов рельсов по поперечному сечению [6]: 1 — в головке рельса (74 %); 2 — в шейке (7 %); 3 — другие дефекты вне стыка (16 %); 4 — в подошве рельса (3 %)

стыках наблюдается значительное снижение твердости (на *HB* 100...150), и соответственно, износоустойчивости и предела выносливости металла в головке рельса.

В мировой практике все шире применяют дополнительную термическую обработку (ТО) рельсовых стыков, которая минимизирует последствия высокотемпературного нагрева высокопрочных рельсовых сталей в процессе сварки [14, 15]. Дополнительная ТО рельсового стыка повышает его прочностные свойства и измельчает микроструктуру сварного соединения. Применение ТО положительно сказывается на сроке службы сварного стыка рельсов, так как предел усталостной прочности выше предела прочности сварного стыка, не подвергнувшегося ТО. Хрупкая прочность и ударная вязкость металла сварных рельсов после местной ТО стыков возрастают, увеличение сопротивляемости хрупким разрушениям сварных рельсов обычной, повышенной и высокой прочности увеличивает надежность их работы в пути. Это особенно важно при массовом применении рельсов из сталей новых марок бесстыковых плетей и рельсов в районах с суровым климатом, на скоростных и высокоскоростных линиях [16].

В этой связи актуальным является вопрос определения оптимальных режимов ТО сварных стыков высокопрочных рельсов, решение этой задачи позволит повысить долговечность и надежность железнодорожных магистралей.

Наибольшую конструктивную прочность имеют рельсы с однородной структурой сорбита закалки максимальной дисперсности с твердостью *HB* 331...388, или рельсы с однородной структурой отпущенного мартенсита или бейнита. Эксплуатационная стойкость рельсов напрямую связана с их твердостью. Такие параметры микроструктуры рельсов, как величина межпластиночного расстояния в перлите, величина перлитных колоний, наличие избыточного феррита, также оказывают большое влияние на свойства рельсов. Известно, что перлитная структура образуется при диффузионном превращении аустенита в широком интервале температур — от приблизительно 720 до 450 °С, и имеет вследствие этого различную дисперсность, оцениваемую величиной межпластиночного расстояния, которое может изменяться более чем на порядок: от примерно 1,0 до 0,05 мкм. Соответственно изменяется твердость стали и другие характеристики механических свойств [17].

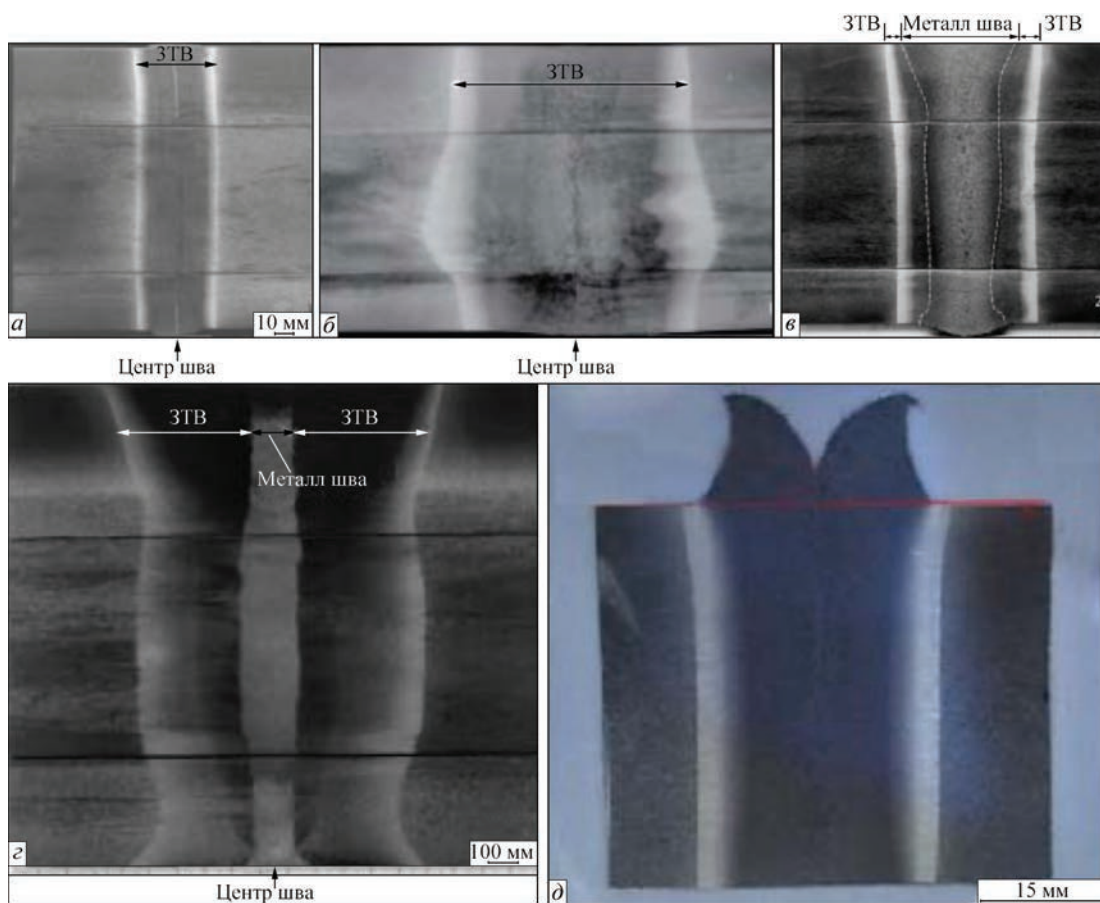


Рис. 5. Макроструктуры сварного стыка рельса, сваренного разными способами [17]: *a* — контактно-стыковая сварка оплавлением; *б* — газопрессовая сварка; *в* — алюминотермитная сварка; *г* — сварка закрытой дугой (Enclosed arc welding); *д* — линейная сварка трением

Известно (рис. 5), что контактно-стыковая сварка и дуговая сварка имеют минимальные зоны литого металла и ЗТВ. Алюминотермитный стык имеет самую большую зону литого металла и ЗТВ, газопрессовый способ — самую большую ЗТВ рельсовой стали. При линейной сварке трением зона литого металла минимальная, а ЗТВ состоит из нескольких зон.

На рис. 6 представлены сравнительные результаты по распределению твердости в сварном стыке при сварке разными способами без термообработки стыка и с термообработкой. Видно, что алюминотермитная и газопрессовая сварка имеют провал твердости на большей площади стыка по сравнению с другими способами [18].

В настоящее время проведено много работ по определению рациональной технологии ТО рельсовых стыков высокопрочных рельсов. В разных странах мира технологии ТО сварных соединений имеют принципиальное различие. В Германии для проведения ТО после сварки стыка выполняется нагрев экзотермическим порошком, который вливается в стальной клинker, окружающий сварной стык, и поджигается, происходит горение порошка при температуре 370...430 °С. Контролируемое охлаждение стыка происходит около 30 мин, обеспечивая полное перлитное превращение. В рекомендациях Министерства железных дорог (Индия) при контактно-стыковой сварке высокопрочных рельсов необходимо выполнять контролируемую ТО после сварки. Процесс ТО происходит в асбестовой трубе диаметром 300 мм, длиной

1 м, которая устанавливается на участок рельса со сварным швом и происходит нагрев стыка до температуры 850 °С четырьмя керосиновыми горелками с выдержкой порядка 10 мин, после чего сварной стык перемещается на закалочное устройство сжатым сухим воздухом. Специалисты австрийской компании Voestalpine Schienen GmbH рекомендуют применять после сварки высокопрочных рельсов собственного производства типа R350HT, R370CrHT, R400HT различную ТО в виде последующего нагрева стыка, выдержки ускоренного охлаждения и т. п. В Великобритании проводились работы по определению оптимальной скорости нагрева, влияния условий закалки на распределение остаточных напряжений в сварном стыке высокопрочных рельсов и поиска приемлемого времени цикла. Сварной стык нагревали с различным тепловым потоком от 75 до 120 кВт/м² до температуры 650 °С и охлаждали с различной скоростью от 2...5 °С/с. В ходе исследований было установлено, что уровень остаточных напряжений растяжения может быть уменьшен путем быстрого нагрева сварного стыка непосредственно после сварки. Результаты ускоренного охлаждения показали улучшенное распределение твердости по сравнению с естественным охлаждением на воздухе. Железнодорожным исследовательским институтом Японии была разработана технология газопрессовой сварки и ТО высокопрочных рельсов. После сварки, когда температура стыка достигает 600 °С, он повторно нагревается специальными горелками порядка 90 с до температуры 1000 °С. После это-

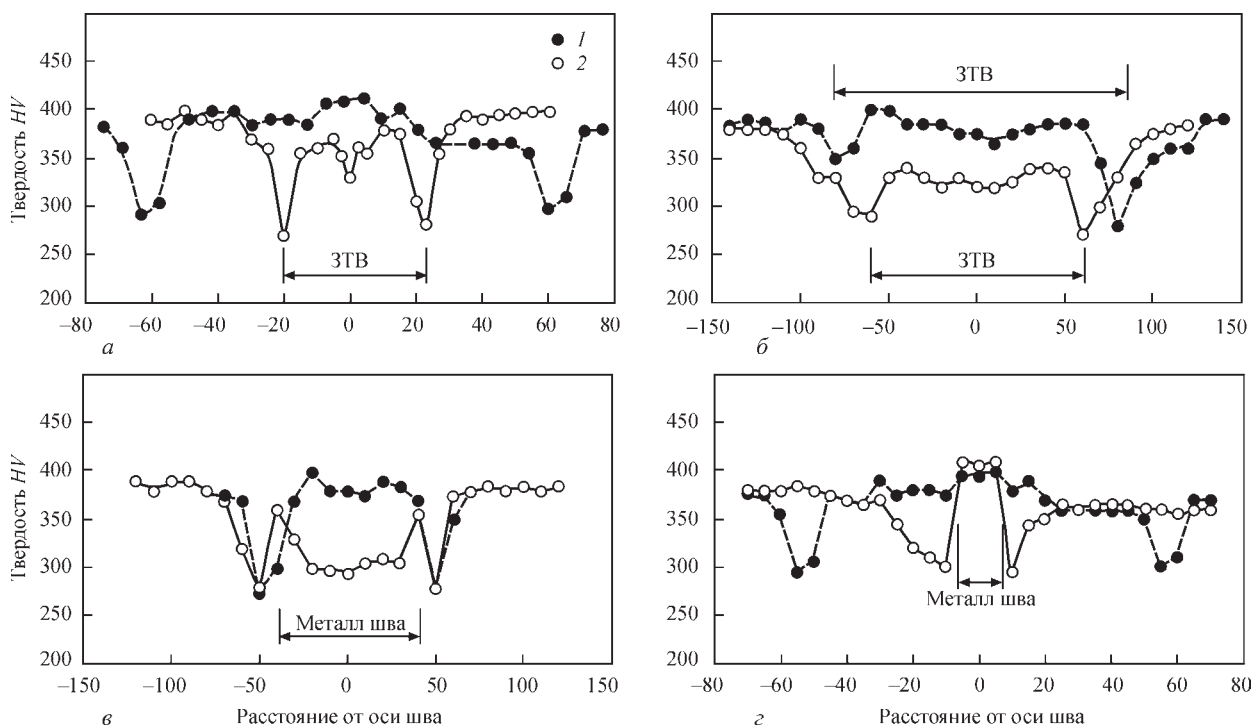


Рис. 6. Распределение твердости в зоне сварного стыка рельса, сваренного различными способами [13]: а — контактно-стыковая сварка оплавлением; б — газопрессовая сварка; в — алюминотермитная сварка; г — сварка закрытой дугой (Enclosed arc welding); 1 — после ТО, 2 — сварной

го происходит охлаждение специальным закалочным устройством до температуры 300 °С. В США имеется опыт строительства железных дорог, используя высокопрочные рельсы японского производства гиперэвтектоидной стали марки HE-X с содержанием углерода 1,1 % длиной 146 м, которые свариваются в 440-метровые плети. В дальнейшем вся сварная плеть пропускается через сквозное индукционное устройство для ТО, чем обеспечивается равномерная твердость и однородность структуры по всей протяженности сварной плети. В университете Цинхуа (Китай) проводились исследования по влиянию ТО на сварное соединение рельсы U75Mn. ТО осуществлялась путем индукционного нагрева соединения до температуры нормализации 880 °С и температуры отпуска 600 °С. Результаты исследований показали, что при нормализации изменяется размер зерен в сварном соединении и улучшаются механические свойства металла, возрастает твердость. При температуре 600 °С показатели твердости оказались даже ниже показателей сварного соединения без ТО [19–25].

В ряде работ доказана необходимость применения дифференцированной ТО сварных стыков, заключающейся в упрочнении головки стыка с повторного перекристаллизационного индукционного нагрева всего его сечения с последующей нормализацией подошвы и шейки рельса. В итоге увеличивается твердость в головке рельса, а также возрастает усталостная и хрупкая прочность вследствие измельчения структуры металла сварного соединения. По мнению авторов, дифференциальная ТО сварных стыков рельсов устраняет зональную неоднородность металла шва [26].

По мнению специалистов Томского университета (РФ) технология с упрочнением воздушно-водяной смесью является ненадежной. Потому что в металле головки сварного стыка рельсов образовывается неблагоприятная закалочная структура мартенсита, которая превышает нормативную твердость рельсовой стали, что резко снижает сопротивление рельсов усталостному и хрупкому разрушению. Такая структурная неоднородность по поверхности катания стыка приводит к выкрашиванию этих областей металла [27].

Результатом проведенных работ по ТО сварных стыков на индукционных установках типа ИТСМ-250/2,4 российского производства с частотой тока 2,4 кГц является восстановленная твердость до уровня прочности основного металла, при этом в головке рельса формируется структура сорбита закалки. Предел текучести металла и выносливости сварных рельсов не ниже прокатных. По мнению авторов данных работ для обеспечения прочности и надежной работы путей ТО обработка сварных

стыков рельсов современного производства с высоким содержанием углерода и других легирующих элементов является обязательной [13, 27].

Томской компанией «МагнитМ» разработан способ ТО сварных стыков рельсов, основанный на нагреве сварного соединения по оптимальной форме распределения температурного поля. Данный способ ТО позволяет исключить самоотпуск головки рельса после ее охлаждения. Закалку головки рельса производят путем принудительного охлаждения сжатым воздухом, которая характеризуется более равномерным и стабильным распределением твердости на поверхности катания в зоне сварного соединения, чем при закалке воздушно-водяной смесью. Для проведения ТО была разработана эффективная конструкция индуктора для нагрева установки типа УИН-100/РТ-П и использовалась различная частота тока источника индукционного нагрева 8,0.....16,0 кГц [28].

Авторами работы [29] проводились исследования эффективности различных способов ТО. Было определено, что применение односторонней схемы закалочного охлаждения, когда воздушная закалочная среда воздействует только на головку рельса, приводит к тому, что зона стыка, нагретая до температуры выше критической, при охлаждении резко уменьшает объем, что ведет к ее сжатию. Оставшаяся высокая температура в подошве приводит к пластической деформации, что способствует деформации рельса и получения прогиба на подошве. Для устранения негативного влияния напряжения в подошве рельса авторы предлагают технологию с применением дифференцированной двухсторонней схемы закалочного охлаждения. Схема проводит закалочное охлаждение головки рельса и подстуживание его подошвы для сохранения геометрии рельса и позволяет получить благоприятную эпюру сжимающих напряжений в головке и подошве и компенсирующих растягивающих напряжений в шейке. После проведения ТО микроструктура металла шва в головке рельса и подошве представлена сорбитом, в шейке — пластинчатым и зернистым сорбитом смешанной морфологии.

По мнению автора работы [30] установки типа УИН-001 имеют конструкцию с излишне широким индуктором, который в процессе ТО приводит к избыточному увеличению ЗТВ, времени нагрева и воздействию высоких температур на металл рельса. Так как профиль рельса имеет сложную форму поперечного сечения с различными объемами металла, для равномерного распределения температурного поля по сечению специалистами ИЭС им. Е. О. Патона предлагается снизить частоту тока до 2,4 кГц и применить специальную конструкцию индукторов с магнитопрода-

ми. Благодаря этому улучшается магнитная связь между индуктором и сварным стыком и происходит равномерное распределение вкладываемой мощности в нагреваемый стык рельса. Увеличивается часть мощности, передаваемой в головку и в подошву, по сравнению с шейкой, и уменьшается в перьях рельса, предотвращая их перегрев. В итоге получается равномерный нагрев всего поперечного сечения сварного стыка рельса с допустимым градиентом перепада температурного поля. В результате ТО сварных стыков позитивно изменилась микроструктура металла сварного соединения, равномерно распределилась твердость по ширине ЗТВ.

Различное современное оборудование, разработанное для процесса ТО сварных стыков рельсов, позволяет обеспечить проведение процесса ТО в виде единой технологической операции на одном индукционном оборудовании для различных марок стали и различных типоразмеров рельсов. Это обеспечивается рациональным выбором режима термообработки.

Существуют некие рекомендации при проведении ТО сварных стыков высокопрочных рельсов. При индукционном нагреве обрабатываемого соединения ниже критической точки A_1 (690...730 °С) и значительной выдержке при этой температуре может произойти рекристаллизация и частичный рост размеров зерен. При такой выдержке карбиды, образованные во время сварки, могут снова раствориться в ферритной матрице. При этом медленное охлаждение вновь способствует образованию таких карбидов, что может привести к снижению эксплуатационной стойкости рельсов. Поэтому рекомендуется при индукционном нагреве рельсовой стали быстрый нагрев до максимальной температуры выше точки A_1 , с минимальной выдержкой или без нее, и быстрое охлаждение до температуры 600...650 °С. В этом случае образуется сорбитообразный перлит с разрозненной сеткой феррита, при этом мелкодисперсный цементит растворяется в ферритной матрице, что увеличивает твердость сварного шва. В случае быстрого охлаждения стали, содержащей 0,71 % углерода, в температурном диапазоне $A_1 < T < A_3$ аустенитные зерна превращаются в мартенсит и образуется закаленный стык рельса. Как известно, мартенсит имеет высокую твердость и одновременно высокую хрупкость. Медленное охлаждение < 10 °С/с от температуры отжига до A_1 и принудительное охлаждение сжатым воздухом до температуры 510...420 °С, может образовать бейнитную структуру, которая имеет высокую прочность и ударную вязкость, но твердость такой структуры оказывается выше нормативной твердости рельсовой стали [31].

Также можно сказать, что развитие железных дорог идет по пути строительства высокоскоростных и грузонапряженных магистралей, которые ужесточают условия эксплуатации железнодорожного полотна и требуют повышения качества как самих рельсов, так и их сварных соединений. Производители сохраняют тенденции по увеличению содержания углерода в рельсовых сталях, разрабатывают новые системы легирования рельсов и технологии ТО, что повышает их эксплуатационные свойства. Для уменьшения повреждения рельсов необходимо обеспечить высокую твердость, износостойкость, контактно-усталостную прочность металла головки и одновременно пластичность и стойкость к знакопеременным нагрузкам в шейке и подошве. Данный обзор показывает, что несмотря на большие успехи в области ТО по повышению надежности сварных соединений рельсов, существующие технологии ТО не обеспечивают достаточную стабильность служебных свойств и не позволяют в полной мере получить требуемые эксплуатационные характеристики сварных швов рельсов. Поэтому возникает необходимость проведения дальнейших исследований и изучения особенностей кинетики фазовых превращений в сварном соединении рельса в процессе нагрева и охлаждения при проведении ТО, которые помогут решить поставленную задачу. На сегодня в мире нет единого устоявшегося мнения относительно выполнения технологического процесса ТО по ряду параметров: источник нагрева, мощность, вид закалочной среды, температурно-временные показатели для сварных стыков высокопрочных рельсов, со схожими весовыми и геометрическими показателями. В полной мере нет четкого определения зоны влияния при ТО, которая в свою очередь зависит от способа выполнения сварного соединения железнодорожных рельсов. Предпочтительными являются способы выполнения сварных соединений с минимальной шириной ЗТВ, такие как контактно-стыковая сварка оплавлением рельсов и последующей ТО сварного стыка.

Широкое распространение получил способ проведения ТО сварных стыков высокопрочных рельсов с нагревом ТВЧ, который имеет ряд преимуществ по сравнению с другими методами. Такой способ позволяет контролировать процесс нагрева, является управляемым в части необходимого количества вкладываемой энергии, в том числе и на определенной глубине металла, обеспечивает более равномерный прогрев сварного соединения по всему сечению, сокращает время нагрева, а следовательно и воздействие высоких температур на металл сварного соединения. Следует отметить, что в литературе почти не анализируется влияние режимов индукционного нагрева и охлаждения на структуру рельсо-

вой стали, а также влияние образовавшейся структуры на эксплуатационную стойкость, а именно, охлаждение в большей степени формирует структуру металла и его свойства.

Одним из сдерживающих факторов распространения технологического процесса ТО с нагревом ТВЧ сварных стыков железнодорожных рельсов является сложный процесс определения формы и конструкции рабочего органа – индуктора, удовлетворяющего всем требованиям технологического процесса ТО. Форма и конструкция индуктора зависит от многих характеристик: геометрических (сложная форма поперечного сечения рельсов, массогабаритные показатели составных частей рельсы — головки, шейки, подошвы), электрических (рабочая частота, электромагнитные параметры системы), тепловых (скорость нагрева, время выдержки, скорость охлаждения, распространение тепловых потоков в сложной геометрии объемов металла в зоне сварного соединения и основного металла), а также места проведения ТО сварных стыков железнодорожных рельсов (рельсостроительное предприятие, полевые условия, ремонт).

В этой связи актуальным является задача создания нового комплекса оборудования для ТО, который будет отвечать современным требованиям определения оптимальных режимов ТО сварных стыков высокопрочных рельсов для повышения долговечности и надежности железнодорожных магистралей.

В заключение отметим, что существующие технологии ТО сварных стыков высокопрочных рельсов нуждаются в дальнейшем исследовании процесса, так как на современном этапе действующие технологии ТО не обеспечивают в полной мере достаточную однородность свойств сварного соединения и основного металла.

При этом необходимо проводить дальнейшие исследования по влиянию скоростей нагрева, времени выдержки и охлаждения на особенности структурообразования путем управления режимами термического цикла в диапазоне температур фазовых превращений и влияние на структурную долю фазовых составляющих в сварном соединении, которые определяют его надежность и долговечность.

Также недостаточно точно определена ширина зоны влияния при ТО сварного соединения. При исследовании процесса ТО необходимо определить такую зону, чтобы максимально повысить однородность сварного соединения с основным металлом рельса и уменьшить ее чувствительность к концентраторам напряжения.

Для решения общей задачи необходимо учитывать сложную форму поперечного сечения свар-

ного рельса и распространение тепловых потоков в металле сварного соединения и по оси рельса. Немаловажным является применение методов физического и математического моделирования для определения требуемых тепловых полей, электромагнитных параметров системы и фазовых превращений при ТО сварного соединения рельсов.

Список литературы

1. Громов В. Е., Юрьев А. Б., Морозов К. В. и др. (2014) Сравнительный анализ структурно фазовых состояний в рельсах после объемной и дифференциальной закалки. *Сталь*, 7, 91–95.
2. Воронин Н. Н., Прохоров Н. Н., Трынкова О. Н. (2012) Резервы алюминотермитной сварки рельсов. *Мир транспорта*, 2, 76–83.
3. Жадан Г. И. (2012) Оценка мероприятий по совершенствованию бесстыкового пути с позиции ресурсосбережения. *Збірник наукових праць ДонІЗТ*, 32, 263–268.
4. Кучук-Яценко С. И., Кривенко В. Г., Дидковский А. В. и др. (2012) Технология и новое поколение оборудования для контактной стыковой сварки высокопрочных рельсов современного производства при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей. *Автоматическая сварка*, 6 (710), 32–40.
5. Кучук-Яценко С. И., Дидковский А. В., Швецов В. И. и др. (2016) Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства. *Там же*, 5-6 (753), 7–16. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.06.01>.
6. Костин В. А. (2012) Математическое описание углеродного эквивалента как критерия оценки свариваемости сталей. *Там же*, 8, 12–17.
7. Штайгер М. Г., Балановский А. Е. (2018) Анализ технологий для сварки высокопрочных рельсов с позиции структурообразования при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей. Часть 1. *Вестник Иркутского государственного технического университета*, 22, 6, 48–74. DOI: 10.21285/1814-3520-2018-6-48-74.
8. Шевченко Р. А., Козырев Н. А., Усольцев А. А. и др. (2017) Способы получения качественного сварного соединения железнодорожных рельсов. *Труды XX Международной научно-практической конференции «Металлургия: Технологии, инновации, качество»*. Новокузнецк, СибГИУ, сс. 254–257.
9. Тихомирова Л. Б., Ильиных А. С., Галай М. С., Сидоров Э. С. (2016) Исследование структуры и механических свойств алюминотермитных сварных соединений рельсов. *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*, 16, 3, 90–95.
10. Калашников Е. А., Королев Ю. А. (2015) Технология сварки рельсов в России и за рубежом. *Путь и путевое хозяйство*, 8, 2–6.
11. Козырев Н. А., Усольцев А. А., Шевченко Р. А. и др. (2017) Современные методы сварки рельсов нового поколения. *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*, 60, 10, 785–791.
12. Ермаков В. М., Штайгер М. Г., Янович О. А. (2016) Электронный паспорт рельса. *Путь и путевое хозяйство*, 4, 13–17.
13. Генкин И. З. (2003) Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках. *Автоматическая сварка*, 9, 41–44.
14. Saita K., Karimine K., Ueda M. et al. (2013) Trends in Rail Welding Technologies and Our Future Approach. *Nippon steel & sumitomo metal technical report*. December, 2013, 105, 84–92.
15. Андреева Л. А., Федин В. М., Башлыков А. В. и др. (2013) Термическое упрочнение сварных стыков рельсов на промышленном транспорте. *Промышленный транспорт XXI век*, 1, 19–20.
16. Машеков С. А., Абсадыков Б. Н., Алимкулов М. М., Смаилова Г. А. (2016) Проблемы сварки рельсов и их решение

- путем разработки перспективных способов индукционной сварки. Сообщение 1. Доклады Национальной академии наук Республики Казахстан. ISSN 2224-5227, 305, 19–21.
- 17 Шур Е. А. (2006) Влияние структуры на эксплуатационную стойкость рельсов. *Влияние свойств металлической матрицы на эксплуатационную стойкость рельсов: материалы II Всерос. науч.-техн. семинара, Екатеринбург, 16–17 мая, 2006 г.* Екатеринбург, Изд-во УИМ, сс. 37–64.
 - 18 Штайгер М. Г., Балановский А. Е. (2018) Анализ технологий для сварки высокопрочных рельсов с позиции структурообразования при строительстве и реконструкции скоростных железнодорожных магистралей (Обзор). Часть 2. *Вестник Иркутского государственного технического университета*, 22, 7, 41–68.
 - 19 Zaauman L. (2007) Continuous welded rail using mobile flash butt welding. *Civil Engineering*, 5, 62–65.
 - 20 (2012) *Manual for Flash Butt Welding of Rails*. Ministry of railways of India January.
 - 21 Girsch G., Keichel J., Gehrmann R. et al. Advanced rail steels for Heavy Haul application – track performance and weld ability Integrated Project (IP). *Thematic Priority 6: Project No. 5 Sustainable Development, Global Change and Ecosystems*.
 - 22 Pointner P., Joerg A. Jaiswal J. (2015) Definitive guidelines on the use of different rail grades. *Innovative track system*, 6, 41–42.
 - 23 Jilabi Abdul (2015) Welding of Rail Steels. *A thesis submitted to the University of Manchester for the degree of PhD in the Faculty of Engineering and Physical Sciences*.
 - 24 (2015) Continuous path in the United States on the Union Pacific network. *Railway gazette international*, 8, 42–43.
 - 25 Gong L., Zhu L., Zhou H. X. (2017) Effect on hardness and microstructures of rail joint with ultra-narrow gap arc welding by post weld heat treatment. *Engineering Materials*, 737, 90–94.
 - 26 Хлыст С., Кузмиченко В., Хлыст И., Гонтарь А. (2013) Опыт проведения дифференцированной термообработки рельсов воздушным способом по технологии «ТЭК-ДТ» на промышленной установке ТЭК-ДТО-20-13,6. *Инженерные решения*, 1, 1–4.
 - 27 Бабенко П. Г., Земан С. К. (2002) *Аппаратно-программные средства автоматизации технологических процессов*. Томск, Изд-во Том. ун-та.
 - 28 Фещуков А. Н., Рубан В. В., Земан С. К. (2013) Комплекс высокочастотный индукционный нагреватель для термической обработки сварных стыков рельсов в путевых условиях. *XV Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии»*, сс. 256–258.
 - 29 Резанов В. А., Федин В. М., Башлыков А. В. и др. (2013) Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов. *Вестник ВНИИЖТ*, 2, 28–34.
 - 30 Пантелеймонов Е. А. (2018) К вопросу термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. *Автоматическая сварка*, 3, 43–47. DOI: <https://dx.doi.org/10.15407/as2018.03.08>.
 - 31 Машеков С. А., Абсадыков Б. Н., Алимкулов М. М., Смаилова Г. А. (2016) Проблемы сварки рельсов и их решение путем разработки перспективных способов индукционной сварки. Сообщение 2. Доклады Национальной академии наук Республики Казахстан. ISSN 2224-5227, 305, сс. 22–28.
- saving. *Zbirnyk Naukovykh Prats DonIZT*, 32, 263-268 [in Russian].
4. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Krivenko, V.G., Didkovsky, A.V. et al. (2012) Technology and new generation of equipment for flash-butt welding of advanced high-strength rails for construction and reconstruction of high-speed railway lines. *The Paton Welding J.*, 6, 22-26.
 5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Didkovsky, A.V., Shvets, V.I. et al. (2016) Flash-butt welding of high-strength rails of nowadays production. *Ibid.*, 5-6, 4-12. DOI: <https://doi.org/10.15407/as2016.06.01>.
 6. Kostin, V.A. (2012) Mathematical formulation of carbon equivalent as a criterion for evaluation of steel weldability. *Ibid.*, 8, 11-16.
 7. Shtajger, M.G., Balanovsky, A.E. (2018) Analysis of technologies for welding of high-strength rails from position of structure formation in construction and reconstruction of high-speed railway lines. Pt 1. *Vestnik Irkutskogo Gos. Tekhn. Un-ta*, 22(6), 48-74. DOI: 10.21285/1814-3520-6-48-74 [in Russian].
 8. Shevchenko, R.A., Kozyrev, N.A., Usoltsev, A.A. et al. (2017) Methods of producing of quality welded joint of railroad rails. In: *Proc. of 20th Int. Sci.-Pract. Conf. on Metallurgy: Technologies, Innovations, Quality*. Novokuznetsk, SibGIU, 254-257.
 9. Tikhomirova, L.B., Iliinykh, A.S., Galaj, M.S., Sidorov, E.S. (2016) Examination of structure and mechanical properties of aluminothermic welded joints of rails. *Vestnik YuUrGU. Seriya Metallurgiya*, 16(3), 90-95 [in Russian].
 10. Kalashnikov, E.A., Korolyov, Yu.A. (2015) Technology of welding of rails in Russia and abroad. *Put i Putevoe Khozyajstvo*, 8, 2-6 [in Russian].
 11. Kozyrev, N.A., Usoltsev, A.A., Shevchenko, R.A. et al. (2017) Modern methods of welding of new generation rails. *Izv. Vuzov, Chyorn. Metallurgiya*, 60(10), 785-791 [in Russian].
 12. Ermakov, V.M., Shtajger, M.G., Yanovich, O.A. (2016) Electronic certificate of rails. *Put i Putevoe Khozyajstvo*, 4, 13-17 [in Russian].
 13. Genkin, I.Z. (2003) Heat treatment of rail welded joints in induction units. *The Paton Welding J.*, 9, 41-44.
 14. Saita, K., Karimine, K., Ueda, M. et al. (2013) Trends in rail welding technologies and our future approach. In: *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*. December, 105, 84-92.
 15. Andreeva, L.A., Fedin, V.M., Bashlykov, A.V. et al. (2013) Thermal hardening of rail welded joints in industrial transport. *Promyshlennyj Transport XXI Vek*, 1, 19-20 [in Russian].
 16. Mashekov, S.A., Absadykov, B.N., Alimkulov, M.M., Smailova G.A. (2016) Problems of rail welding and their solution by mean of development of perspective methods of induction welding. *Information 1. Dokl. Nats. Akademii Nauk Respubliki Kazakhstan*, 305, 19-21, ISSN 2224-5227 [in Russian].
 17. Shur, E.A. (2006) Influence of structure on service stability of rails. Influence of properties of metallic matrix on service stability of rails. In: *Proc. of 2nd All-Russian Sci.-Techn. Seminar (Ekaterinburg, 16-17 May, 2006)*. Ekaterinburg, UIM, 37-64 [in Russian].
 18. Shtajger, M.G., Balanovsky, A.E. (2018) Analysis of technologies for welding of high-strength rails from a position of structure formation in construction and reconstruction of high-speed railway lines (Review). Pt 2. *Vestnik IGTU*, 22(7), 41-68 [in Russian].
 19. Zaauman, L. (2007) Continuous welded rail using mobile flash butt welding. *Civil Engineering*, 5, 62-65 [in Russian].
 20. (2012) *Manual for flash butt welding of rails*. Ministry of Railways of India, January.
 21. Girsch, G., Keichel, J., Gehrmann, R. et al. Advanced rail steels for heavy haul application – track performance and weld ability Intergrated Project (IP). *Thematic Priority 6. Project No. 5: Sustainable Development, Global Change and Ecosystems*.

References

1. Gromov, V.E., Yuriev, A.B., Morozov, K.V. et al. (2014) Comparative analysis of structural-phase states in rails after volume and differential hardening. *Stal*, 7, 91-95 [in Russian].
2. Voronin, N.N., Prokhorov, N.N., Trynkova, O.N. (2012) Reserves of aluminothermic welding of rails. *Mir Transporta*, 2, 76-83 [in Russian].
3. Zhadan, G.I. (2012) Assessment of measures on improvement of continuous welded rail track from viewpoint of resource-

22. Pointner, P., Joerg, A., Jaiswal, J. (2015) Definitive guidelines on the use of different rail grades. *Innovative track system*, **6**, 41-42.
23. Jilabi, Abdul (2015) Welding of rail steels. In: Thesis for PhD Degree, University of Manchester, Faculty of Engineering and Physical Sci.
24. (2015) *Railway Gazette International*, **8**, 42-43.
25. Gong, L., Zhu, L., Zhou, H.X. (2017) Effect on hardness and microstructures of rail joint with ultra-narrow gap arc welding by post weld heat treatment. *Engineering Materials*, **737**, 90-94.
26. Khlyst, S., Kuzmichenko, V., Khlyst I., Gontar, A. (2013) Experience of conducting of differentiated heat treatment of rails by air method according to the technology "TEK-DT" on industrial unit TEK-DTO-20-13.6. *Inzhenerye Resheniya*, **1**, 1-4 [in Russian].
27. Babenko, P.G., Zeman, S.K. (2002) *Problems of design of systems of high-frequency induction heating. Software of automation of technological processes*. Tomsk, Tomsk Un-t [in Russian].
28. Feshchukov, A.N., Ruban, V.V., Zeman, S.K. (2013) Complex of high-frequency induction heater for thermal treatment of rail welded joints in track conditions. 15th Int. Sci.-Pract. Conf. on Modern Engineering and Technologies, 256-258.
29. Rezanov, V.A., Fedin, V.M., Bashlykov, A.V. et al. (2013) Differentiated hardening of rail welded joints. *Vestnik VNIIZhT*, **2**, 28-34 [in Russian].
30. Panteleymonov, E.A. (2018) On the problem of heat treatment of welded joints of railway rails. *The Paton Welding J.*, **3**, 36-39. DOI: <https://dx.doi.org/10.15407/as2018.03.08>.
31. Mashekov, S.A., Absadykov, B.N., Alimkulov, M.M., Smailova, G.A. (2016) Problems of rail welding and their solution by mean of development of perspective methods of induction welding. Information 2. *Dokl. Nats. Akademii Nauk Respubliki Kazakhstan*, **305**, 22-28, ISSN 2224-5227 [in Russian].

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК (Огляд)

Р. С. ГУБАТЮК

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

При будівництві високошвидкісних безстикових залізничних магістралей масово використовують високоміцні рейки, які зварюються різними способами. З появою високоміцних рейок з високим вмістом вуглецю особливої актуальності набула необхідність введення операції термічної обробки зварних стиків в цикл виготовлення рейкової пліти. Метою представленого огляду є аналіз проблем та прогноз перспектив сучасних технологій термічної обробки зварних стиків високоміцних рейок. Розглянуто різні способи термічної обробки, що застосовуються в промисловості. Проаналізовано різні схеми нагріву і охолодження зварного шва рейок і їх вплив на формування мікроструктури і механічних властивостей металу з'єднання. Огляд літературних даних показав, що при проведенні термічної обробки зварних стиків високоміцних рейок найбільш затребувана технологія нагріву струмами високої частоти з подальшим гартуванням головки. Бібліогр. 31, рис. 6.

Ключові слова: безстиковий рейковий шлях, високоміцні рейки, зварні стики, термічна обробка, твердість, мікроструктура, струми високої частоти, дефекти

HEAT TREATMENT OF BUTT WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH RAILWAY RAILS (Review)

R. S. GUBATYUK

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

There is a mass use of high-strength rails, which are welded by different methods, in construction of high-speed continuous trunk railways. Necessity of implementation of heat treatment operation of butt welded joints into a rail string production cycle has acquired specific importance with appearance of high-strength rails having high content of carbon. An aim of presented review is analysis of the problems and forecast of the perspectives of current technologies of heat treatment of high-strength rail butt welded joints. Different methods of heat treatment used in industry were considered. Various schemes of heating and cooling of rail weld and their effect on formation of microstructure and mechanical properties of joint metal were analyzed. A review of references showed that the technology of heating with high-frequency currents with further quenching of a head is the most essential in performance of heat treatment of butt welded joints of high-strength rails. 31 Ref., 6 Fig.

Keywords: continuous rail track, high-strength rails, butt welded joints, heat treatment, hardness, microstructure, high-frequency currents, defects

Поступила в редакцію 21.09.2018



**ООО «Фрониус Украина»
проводит семинар:**

20 июня 2019 г. — «Роботизация сварочных процессов»

Контакты: тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44

E-mail: sales.ukraine@fronius.com; www.fronius.ua

Сварочный тренажер Virtual Welding компании Fronius: обучение сварке с персональным инструктором*

Компания Fronius внедряет новые технологии в процесс обучения сварщиков. Чтобы обучение было более простым и увлекательным, компания Fronius предлагает новые подходы на основе платформы Virtual Welducation, позволяющие познакомиться с миром сварки в виртуальной среде. Центральным элементом этого подхода является тренажер Virtual Welding, на котором ученики могут отрабатывать навыки ручной и роботизированной сварки в виртуальных и при этом реалистичных условиях без риска получения травмы и расхода дорогостоящих материалов.

Сварочный тренажер Fronius Virtual Welding позволяет ученикам изучать и отрабатывать различные процессы сварки в виртуальной реальности (VR). В этой системе реализованы процессы

ручной сварки стержневым электродом и сварки металлической проволокой в газовой среде (MIG/MAG), а также недавно добавлен процесс сварки вольфрамовым электродом в среде инертного газа (TIG). Используя пластиковые детали, присоединенные к вертикальному терминалу, можно отрабатывать обработку V-образных стыковых швов, угловых швов, стыковых швов без разделки кромок и наплавки в различных положениях. Шов, выполняемый с помощью сварочной горелки, отображается в реальном времени на сенсорном дисплее тренажера и в очках виртуальной реальности, которые использует ученик. Виртуальный тренер Ghost очень помогает ученикам, обучающимся работать со сварочной горелкой. Он показывает нужную траекторию горелки, скорость и угол, расстояние между горелкой и деталью, а также сразу сообщает об ошибке, когда ученик отклоняется от установленных параметров. Навыки отрабатываются настолько незаметно, что, когда ученик берет в руки настоящую горелку и выполняет реальную сварку, он держит ее почти правильно. Создается впечатление, что ученики будто забывают, что они уже отработали этот навык во время эффективных тренировок на виртуальном тренажере. Реальный инструктор может рассказать и показать, как вести горелку, корректировать процесс, но он не может быть сразу в нескольких местах. А виртуальный инструктор всегда рядом. Он все показывает и одновременно оценивает выполнение задач. На более сложных уровнях сварка выполняется без подсказок, то есть Ghost не показывает правильную траекторию горелки. Однако даже на этом этапе он оказывает поддержку в виде функции воспроизведения, которая позволяет ученикам увидеть не только свой шов, но и пересмотреть всю операцию сварки. На экране одновременно демонстрируются правильная и выполненная траектории, которые удобно сравнивать.

Благодаря сварочному тренажеру Virtual Welding можно радикально изменить подход к процессу обучения сварке. Отработку базовых навыков и практику ведения горелки, которые были связаны с большими затратами материалов, теперь можно проводить на тренажере, экономя ресурсы и средства. Уменьшается также риск травм, поскольку ученики учатся работать с горелкой до того, как будут иметь дело с высокими температурами и ослепительной сварочной дугой. Од-



Благодаря вопросам программы Welducation Basic пользователи получают новые знания в процессе игры



Тренажер Virtual Welding позволяет ученикам отрабатывать навыки различных процессов сварки в виртуальных и при этом реалистичных условиях без риска получения травмы и без расхода дорогостоящих материалов

* Статья на правах рекламы.

нако наиболее важным преимуществом является улучшение учебного процесса. Сварочный тренажер Virtual Welding значительно повышает качество обучения. Ghost обеспечивает каждому ученику индивидуальное обучение и каждый раз предоставляет визуальные подсказки. Каждое новое задание сначала отрабатывается в виртуальной среде, а уже потом его можно попробовать выполнить на реальном оборудовании. Ученикам нравится учиться на тренажере, они воспринимают обучение как игру, им всегда интересно попробовать что-то новое, поэтому они быстро осваивают работу с сенсорным дисплеем. А когда появляются баллы за правильность ведения сварочной горелки, обучение на тренажере Virtual Welding начинает восприниматься как компьютерная игра. Полученные баллы мотивируют учеников к улучшению результатов. Так они значительно быстрее учатся работать со сварочной горелкой. Это позволяет согласовать упражнения с уровнем знаний ученика. Ученики могут также регистрировать личные достижения и полученные навыки в цифровом виде и сохранять их в системе.

Тренажер Virtual Welding уже снискал огромную популярность в профессиональных училищах, центрах профессионального обучения, технических колледжах, сварочных институтах и ассоциациях. Для поддержки виртуального обучения компания Fronius разработала приложение Virtual Welducation Basic, чтобы ученики могли узнавать полезные факты обо всех аспектах сварки со смартфона или планшета и получать информацию о продуктах в интерактивном виде. Программа предлагает увлекательный подход к изучению материала — с играми и викторинами, и включает приложение дополненной реальности (MagicFolder) для виртуального обучения сварке. Приложение MagicFolder очень простое в использовании; оно работает в сочетании с новой брошюрой Virtual Welding, на каждой странице которой напечатан графический кодовый символ. Если читатель хочет получить дополнительную информацию, ему нужно просто сканировать эти кодовые символы при помощи камеры смартфона или планшета, и приложение покажет видео на тему виртуального обучения сварке. Приложение с викториной помогает ученикам освоить азы сварки в увлекательной форме. Игра помогает также получить базовые навыки сварки. Система баллов и трехмерные модели сварочных процессов предоставляют объяснения самых важных преимуществ виртуального набора различных уровней, повышают мотивацию учеников. Приложение Virtual Welducation Basic доступно бесплатно для устройств под управлением Android и iOS. Еще одним из ноу-хау компании Fronius является приложение для работы со сварочной системой — WeldConnect. Приложение WeldConnect позволяет определить оптимальные параметры для конкретного процесса сварки. Сварщику нужно только ввести модель используемого источника питания, характеристику сварочного процесса, толщину металла, скорость сварки, геометрию сварного шва, а также основной металл, присадочный материал и защитный газ. Данные можно ввести вручную либо путем сканирования QR-кодов материалов при помощи смартфона. На основе этих данных WeldConnect быстро и точно рассчитывает производительность сварки и наплавки, расход энергии, а также предложит оптимальные параметры сварки. Больше не нужно настраивать источник питания или подбирать правильные параметры. Результаты можно сохранить, передать по беспроводному интерфейсу в источник питания TPS/i в виде сварочного задания либо отправить друзьям или коллегам электронной почтой. Приложение очень простое в использовании и предоставляет пошаговые инструкции, давая возможность сварщикам очень быстро настраивать необходимые сварочные системы.



Очки виртуальной реальности позволяют отслеживать сварной шов и создают впечатление реальной сварки



ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»
 07455, Киевская обл., Броварской р-н,
 с. Княжичи, ул. Славы, 24
 Тел.: +38 044 277-21-41; факс: +38 044 277-21-44
 E-mail: sales.ukraine@fronius.com
 www.fronius.ua

**Наукові школи зварювального факультету
Національного технічного університету України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»**

Зварювальний факультет сьогодні — це найбільший в світі центр підготовки фахівців в галузі зварювання та споріднених процесів. Факультет є акредитованим Навчальним центром Міжнародного інституту зварювання з підготовки міжнародних інженерів-зварників, входить до складу спільного німецько-українського факультету (Університет Отто Фон Геріке), бере участь в програмі подвійного диплому з Федеральним університетом Уберландія (Бразилія). За останні 10 років на факультеті підготовлено 6 докторів і 18 кандидатів наук. Трьома кафедрами факультету: зварювального виробництва, інженерії поверхні і електрозварювальних установок — випущено 820 бакалаврів, 698 промислових магістрів і 195 наукових магістрів.

З 2007 р. по теперішній час стратегія розвитку зварювального факультету здійснюється на підставі п'ятирічних і річних «Програм розвитку зварювального факультету Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» та співробітництва з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Підготовка та виконання програм здійснюються під керівництвом академіка НАН України Б.Є. Патона і академіка НАН України М.З. Згуровського.

На зварювальному факультеті отримали розвиток чотири наукові школи:

- фізико-хімічні і термодформаційні основи зварювання та споріднених процесів;
- магнітне керування процесами зварювання;
- інженерія та нанотехнології покриттів;
- моніторинг і управління якістю у зварюванні.

Фізико-хімічні і термодформаційні основи зварювання та споріднених процесів

Керівник наукової школи — завідувач кафедри зварювального виробництва, д-р техн. наук, професор Квасницький Віктор В'ячеславович.

Коротка історія наукової школи: школа заснована у 1935 р. першим завідувачем кафедри зварювального виробництва у Київському політехнічному інституті акад. Патonom Євгеном Оскаровичем. На протязі всього часу існування наукову школу очолювали видатні вчені із зварювання та споріднених процесів, які забезпечували розвиток школи в напрямках дослідження фізико-хімічних основ розроблення нових технологій зварювання та зварювальних матеріалів, термодформаційних основ формування зварних з'єднань, контролю напруженого стану та забезпечення розмірної стабільності при зварюванні, створення нових технологій розділового газотермічного різання та обробки матеріалів.

В період 1935–1938 рр. закладалися фізичні, фізико-хімічні та інженерні основи автоматичного електродугового зварювання, досліджувалося формування та вплив усадочних напружень на міцність зварних конструкцій. Основні зусилля були спрямовані на формування наукового колективу кафедри зварювального виробництва, обладнання дослідницьких та навчальних лабораторій, створення нової інженерної спеціальності «Обладнання та технологія зварювального виробництва».

1947–1957 роки — на чолі школи акад., д-р техн. наук, проф. Хренов Костянтин Костянтинович. Цей період характеризується активними дослідженнями фізико-хімічних процесів у зварювальній дузі як основи для розроблення керамічних флюсів та технологій підводного зварювання і різання металів. Досліджується каналова модель зварювальної дуги, стиснена дуга, принципи утворення стисненої дуги. Динамічно розвивається матеріально-технічна база. Встановлені тісні зв'язки з промисловими підприємствами, на яких впроваджуються результати досліджень. Розроблена технологія різання киснем низького тиску та досліджуються фізико-хімічні процеси при газополуменевій обробці матеріалів. Розроблені інженерні методи розрахунку напружено-деформованого стану при зварюванні.

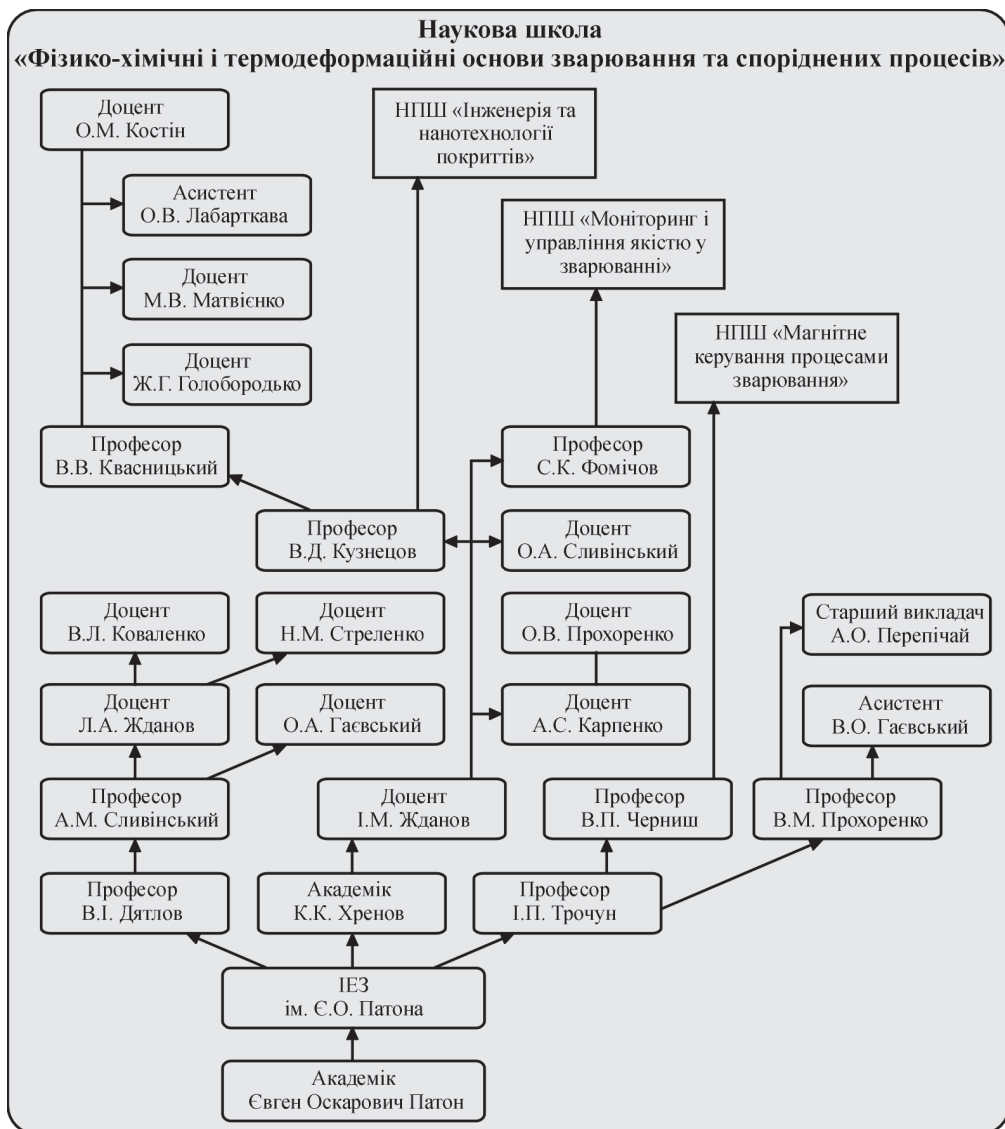
1957–1967 роки — школу очолює проф. Трочук Іван Петрович. Створюються наукові засади контролю напружень при автоматичному дуговому зварюванні під флюсом, ведуться значні роботи по створенню спеціалізованих механічних деформометрів для досліджень напруженого стану далеко за межами Радянського Союзу. Досліджується 475°-крихкість при зварюванні нержавіючих сталей, вплив газів на властивості зварних швів, зварювання в середовищі азоту, зварювання голим дротом. Проводяться дослідження по запобіганню втрати стійкості при зварюванні тонкостінних листових конструкцій.

1967–1969 роки — школу очолює д-р техн. наук, проф. Дятлов Володимир Іванович. У цей

період досліджується міжфазна взаємодія на границях газ – метал, шлак – метал, шлак – газ, роль газової фази у формуванні металу шва при дуговому зварюванні. Методами термографії досліджувалися фізико-хімічні процеси, які мають місце при нагріванні, плавленні і затвердінні зварювальних флюсів. Розробляються теоретичні засади магнітно-пружного методу визначення залишкових напружень в зварних конструкціях та лінійка контрольно-вимірювальних приладів. Прилади впроваджуються у виробництво, неодноразово демонструвались на різноманітних виставках, в тому числі і міжнародних, та відзначались медалями і дипломами. Проводяться спільні з Миколаївським кораблебудівним інститутом дослідження деформацій та напружень в листових елементах при приварюванні ребр жорсткості в суднобудівних конструкціях.

1969–1972 роки — на чолі школи член-кор., д-р техн. наук, проф. Касаткін Борис Сергійович. Вивчається адсорбційна крихкість зварних з'єднань різнорідних металів. Цей період відзначений дослідженням деформацій та напружень при зварюванні конструкцій із кольорових металів та високоміцних низьколегованих сталей. За результатами досліджень сформульовані технологічні рекомендації, що були впроваджені при виготовленні автодорожніх мостів, кузовів автомобілів БІЛАЗ, кар'єрної гірничодобувної техніки, продукції енергомашинобудування.

1974–1989 роки — школу очолює д-р техн. наук, проф. Пацкевич Іван Романович. Вивчається вплив поверхневих явищ на утворення дефектів металу зварного шва, здатність до змочування та розтікання різнорідних пар рідких металів в ізотермічних і неізотермічних умовах, визначений вплив зовнішніх збурень на згадані явища та досліджена зварюваність чавунів. Досліджуються особливості переносу електродного металу, формування зварювальної ванни, впливу параметрів тепловкладення при зварюванні алюмінієвих сплавів. Вивчаються можли-



вості застосування безфтористих плавлених флюсів для зварювання сталей загального призначення активованим електродним дротом. Розроблені комбінації флюс – електродний дріт. Проведені дослідження стійкості металу зварного шва до утворення пор. Розроблена технологія зварювання заготовок безпосередньо після повітряно-плазмового різання. Виконані дослідження деформацій і технологічної міцності при багатошаровому зварюванні і наплавленні термічно зміцнених сталей, запасу і зміни потенціальної енергії залишкових напружень при крихкому руйнуванні зварних з'єднань. Визначені механізми утворення кутових деформацій при багатопохідному зварюванні та рекомендації по їх зменшенню. Вивчені механізми утворення та розроблене спеціальне обладнання для зменшення деформацій при зварюванні тонкостінних трубопроводів із нержавіючої сталі при виготовленні виробів авіаційної техніки. Розроблена складально-зварювальна оснастка не має аналогів у світовій практиці. Проведені наукові дослідження магнітного управління дугою, пінч-ефекту, створенню методів магнітного керування кристалізацією зварних швів. Цими дослідженнями покладений початок наукової школи «Магнітне керування процесами зварювання» та створена споріднена кафедра електрозварювальних установок.

1989–2015 роки — школою керував д-р техн. наук, проф. Прохоренко В.М. У ці роки вивчається кінетика легування зварювальної ванни через флюс, розробляються плавлені флюси та технологія наплавки у потоці флюсу. Досліджувалися фізико-хімічні процеси утворення газової фази при електродуговому зварюванні під флюсом і теоретичні основи формування складу металу шва. Проводилися науково-дослідні роботи по створенню нових композиційних матеріалів для паяння у приладобудуванні, підвищенню технологічності спеціальних зварних конструкцій космічного базування та розроблені відповідні технологічні рекомендації. Для потреб підприємств нафтогазової промисловості, хімічного та енергетичного машинобудування України розроблені теоретичні основи багатопараметричного методу оцінки напружено-деформованого стану металу та дослідженню механізмів руйнування і методів діагностики магістральних газо- та нафтопроводів, розроблений дослідний зразок приладу для електромагнітного контролю напружено-деформованого стану зварних трубопроводів. Досліджувалася здатність до відділення шлакової корки, стабільність горіння зварювальної дуги та електричні параметри дуги змінного струму, стійкість зварних швів до утворення тріщин, проблеми термічної правки зварних балок.

З 2015 р. керівником наукової школи є завідувач кафедри зварювального виробництва д-р тех. наук, проф. Квасницький В.В. За цей час спільно з Національним університетом кораблебудування ім. Адмірала Макарова, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України розроблена інноваційна технологія та створене промислове обладнання для різання низьковуглецевих і низьколегованих сталей та сплавів з додаванням води в плазму. Результати впроваджені на Херсонському суднобудівному заводі. Визначені наукові засади керування напружено-деформованим станом при зварюванні в твердій фазі. Досліджено вплив високоенергетичних імпульсних джерел енергії на формування модифікованих шарів матеріалів. Рекомендовано застосування низькоенергетичних сильнострумівих електронних пучків і компресійної плазми для інтенсифікації процесів об'ємної взаємодії при дифузійному зварюванні та паянні з тиском у вакуумі. Розроблені технології дифузійного зварювання з термоцикуванням та контактено-реактивного паяння металокерамічних виробів. За результатами розробки виготовлені партії промислових деталей для Харківського агрегатного конструкторського бюро та ТОВ «Технобім» (ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України). Розробляються окремі модулі для систем автоматизованого проектування зварних конструкцій, технології виготовлення й технологічного оснащення, систем автоматизованого керування процесом зварювання, роботами, автоматизованого робочого місця конструктора й технолога, програмного забезпечення інверторних джерел живлення, автоматизованих систем навчання і експертних систем зі зварювання.

Упродовж 2014-2016 рр. налагоджена інтенсивна співпраця з ЦНДІ ОВТ Збройних Сил України (ЗСУ), в рамках якої розроблені технології виготовлення захисних протикумулятивних екранів для захисту військової бронетехніки. Комплекти екранів поставлені та змонтовані на об'єктах ЗСУ.

Проводяться дослідження по забезпеченню високої якості зварних з'єднань броньових сталей вітчизняного та закордонного виробництва.

Проведений порівняльний аналіз фізико-механічних властивостей основних та перспективних матеріалів для виготовлення захисних протикумулятивних екранів (ЗПКЕ). Визначені особливості структурно-фазових перетворень цих матеріалів в залежності від температурного циклу зварювання та їх вплив на механічні властивості металу зварних з'єднань.

Результати досліджень наукової школи використовуються вузами України й Німеччини (Технічний університет, м. Росток). Науково-методичні розробки вчених школи стали основою для створення у 1988 р. Учебного центру зварювання на Кубі в університеті Лас-Вільяс та спільного українсько-німецького факультету з Інститутом зварювання та променевої технології Магдебурського університету ім. Отто фон Геріке.

Багаторічні дослідження впливу хімічного складу та структури наплавленого металу на його механічні властивості, розробка безвольфрамкових наплавочних матеріалів, роботи по газо-полуменовому обробленню металів сприяли створенню у 1989 р. нової спеціальності «Технологія і устаткування відновлення та підвищення зносостійкості деталей машин і конструкцій» (доц. Духно В.М., проф. Корж В.М.) та формуванню наукового напрямку «Нанотехнології у зварюванні та споріднених процесах» (проф. Кузнецов В.Д., проф. Смирнов І.В.).

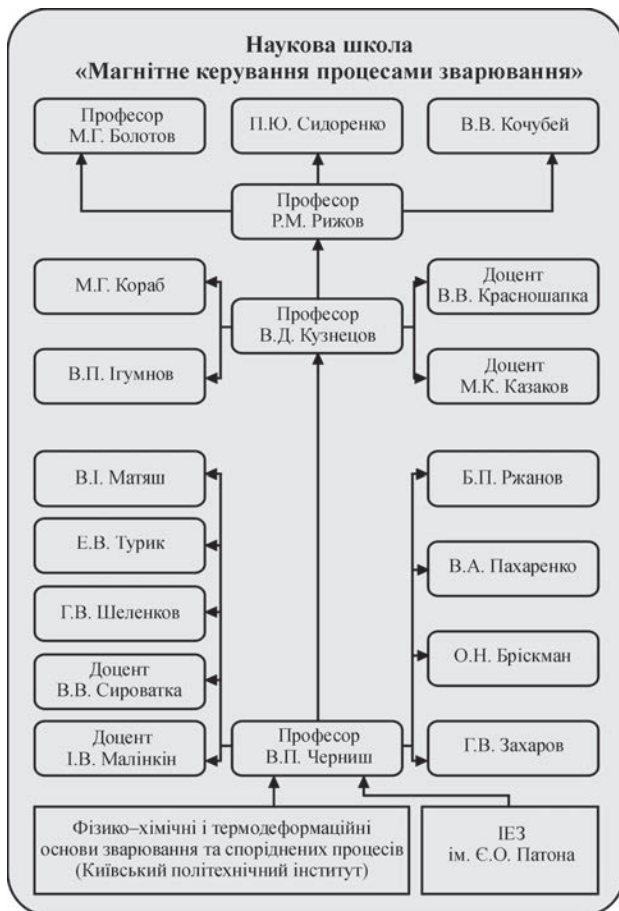
Магнітне керування процесами зварювання

Керівник школи у даний час: д-р техн. наук, проф. кафедри електрозварювальних установок Рижов Роман Миколайович

Коротка історія наукової школи. Наприкінці 1950-х — початку 1960-х років у КПІ на кафедрі зварювання, яка у той час входила до складу механіко-машинобудівного факультету, за ініціативи професорів Дятлова В.В. і Трочуна І.П., доц. Сердюка Г.Б. було розпочато наукові дослідження, спрямовані на вивчення впливу зовнішніх керуючих магнітних полів на процеси дугового зварювання. Перші глибокі за змістом і масштабні за об’ємом роботи у цьому напрямку розпочались з приходом на кафедру її випускника Валерія Павловича Черниша, який у 1961 р. закінчив КПІ. Він у 1966 р., після захисту під керівництвом проф. Трочуна І.П. кандидатської дисертації на тему «Вплив зовнішнього магнітного поля на процес первинної кристалізації металу зварювальної ванни» заснував лабораторію «Магнітне керування процесами зварювання».

Саме у цей період, спочатку як студенти-дослідники, а потім як інженери, у лабораторії почали працювати Малінкін І.В. і Сироватка В.В. У 1969 р. штат лабораторії поповнився аспірантом Кузнецовим В.Д. та інженерами Поповським В.Ю. і Большого В.А. Було розпочато різнопланові дослідження новітнього способу дугового зварювання з електромагнітним перемішуванням розплаву ванни. Під керівництвом Черниша В.П. було підготовано ряд дисертаційних робіт. У 1972 р. Кузнецов В.Д. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження впливу електромагнітного перемішування розплаву ванни на стійкість зварних з’єднань проти утворення гарячих тріщин». У 1973 р. Малінкін І.В. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження методу керування кристалізацією швів, що ґрунтується на електромагнітному перемішуванні розплаву зварювальної ванни». У 1974 р. Захаров Г.В. захистив кандидатську дисертацію на тему «Зварювання сталі ВНС2 з електромагнітним перемішуванням розплаву ванни». У 1975 р. Сироватка В.В. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження і удосконалення методу зварювання сплаву АМг6 із застосуванням електромагнітного перемішування зварювальної ванни». Підсумком даного етапу робіт була експозиція, представлена співробітниками лабораторії магнітного керування процесами зварювання на виставці досягнень народного господарства СРСР. Її було відзначено срібною медаллю.

Після накопичення досвіду і вивчення технологічних особливостей дугового зварювання з електромагнітним перемішуванням розплаву ванни у середині 1970-х років було розпочато його впровадження у виробництво на провідних підприємствах колишнього Радянського



Союзу. В процесі виконання значної кількості наукових досліджень накопичувався матеріал для публікацій і дисертаційних робіт. У 1976 р. заступник головного зварювальника Сумського машинобудівного заводу ім. Фрунзе Бріскман О.Н. під керівництвом Черниша В.П. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження і розробка способів підвищення технологічної міцності зварних швів хімічних машин і апаратів із стабільно аустенітних сталей». У цьому ж році начальник лабораторії зварювання зазначеного підприємства Шеленков Г.М. також під керівництвом Черниша В.П. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження і розробка процесу дугового зварювання титану з електромагнітним перемішуванням для серійного виготовлення хімічної апаратури».

У 1978 р. в КПІ було організовано кафедру «Електрозварювальні установки». Її завідувачем став Черниш В.П., який у цьому ж році захистив докторську дисертацію на тему «Дослідження і розробка фізико-технологічних основ зварювання з електромагнітним перемішуванням розплаву ванни». Викладачами кафедри стали більшість співробітників лабораторії магнітного керування процесами зварювання.

Наукові дослідження у даному напрямі не припинялись. Вони були спрямовані на поглиблене вивчення механізмів впливу зовнішніх електромагнітних дій на процеси зварювання. У 1978 р. аспірант кафедри Турик Є.В. під керівництвом Черниша В.П. захистив кандидатську дисертацію на тему «Дослідження механізму впливу електромагнітного перемішування розплаву зварювальної ванни на стійкість швів проти утворення гарячих тріщин». У 1980 р. Пахаренко В.П. захистив кандидатську дисертацію на тему «Кінетика кристалізації та формування властивостей зварних швів при зварюванні з електромагнітним перемішуванням». Продовжувалась і робота на промислових підприємствах щодо подальшого впровадження наукових розробок кафедри електрозварювальних установок. У 1982 р. головний зварювальник Південного машинобудівного заводу Ржанов Б.П. захистив кандидатську дисертацію на тему «Застосування зовнішнього магнітного поля для зниження дефектності швів і підвищення продуктивності зварювання при виготовленні конструкцій із алюмінієвих сплавів». Накопичені з початку організації лабораторії магнітного керування процесами зварювання наукові дані були узагальнені у двох монографіях, підготовлених співробітниками кафедри електрозварювальних установок.

Подальші роботи щодо розвитку зазначеного наукового напрямку були спрямовані на істотне розширення сфери застосування зовнішніх електромагнітних дій. Так, наприклад, у 1980-і роки на промислових підприємствах були певні проблеми, пов'язані із забезпеченням якості зварних з'єднань у тонкостінних виробках. Їх вирішенням займалися співробітники кафедри електрозварювальних установок. У 1984 р. Матяш В.І. захистив кандидатську дисертацію на тему «Застосування електромагнітних дій для керування формуванням швів при імпульсно-дуговому зварюванні». Розроблену в процесі її виконання технологію було успішно впроваджено на ряді підприємств при зварюванні тонкостінних виробів із складно легованих сталей і сплавів. У 1987 р. вже під керівництвом Кузнецова В.Д. була підготовлена кандидатська дисертація Казаковим М.К. на тему «Застосування електромагнітного перемішування розплаву для підвищення ударної в'язкості швів при електрошлаковому зварюванні». Дану технологію також було впроваджено у виробництво великогабаритних товстостінних виробів. У дані роки на кафедрі електрозварювальних установок Скачковим І.О. проводився комплекс досліджень, спрямованих на застосування зовнішніх електромагнітних дій у плазмово-дуговому зварюванні. Підсумком наукових робіт, виконаних на кафедрі електрозварювальних установок у зазначений період, є захист у 1989 р. докторської дисертації Кузнецова В.Д. на тему «Керування магнітогідродинамічними процесами у зварювальній ванні і підвищення ефективності способів зварювання плавленням». Його науковим консультантом був Черниш В.П. В подальшому Кузнецов В.Д. став завідувачем кафедри «Відновлення деталей машин» (зараз її перейменовано у кафедру «Інженерії поверхні»), яку очолює і у теперішній час.

1990-і роки можна вважати завершальним етапом розробки технологій зварювання з електромагнітним перемішуванням розплаву. У 1990 р. Кораб М.Г. захистив кандидатську дисертацію на тему «Удосконалення процесу дугового зварювання застосуванням автоматичного регулювання кінетики кристалізації». Її головною метою було створення замкненої автоматичної системи дугового зварювання з електромагнітним перемішуванням розплаву. У 1995 р. Красношопка В.В. під керівництвом Кузнецова В.Д. захистив кандидатську дисертацію на тему «Удосконалення механізованого дугового зварювання неплавким електродом шляхом застосування імпульсної подачі присадкового дроту і імпульсних електромагнітних дій». Ця робота вже була спрямована на одночасне використання в про-

цесі зварювання різних зовнішніх імпульсних дій. У дев'яності роки минулого сторіччя на авіабудівних підприємствах відбувалось масштабне оновлення технологій зварювання і, відповідно, обладнання для їх реалізації. В цьому процесі брали участь і співробітники кафедри електрозварювальних установок. Результатом цих робіт був захист у 1996 р. кандидатської дисертації Рижовим Р.М. на тему «Застосування електромагнітних дій для стабілізації якості швів при ручному TIG-зварюванні». Нажаль це остання дисертаційна робота, яку було захищено під керівництвом Черниша В.П. У 2000 р. він пішов із життя.

Подальші розробки на кафедрі електрозварювальних установок технологій зварювання з електромагнітними діями і обладнання для їх реалізації проводились під керівництвом Рижова Р.М. В основному вони були спрямовані на дослідження технологічних можливостей комбінованих електромагнітних дій. Для їх створення була необхідна розробка з використанням мікропроцесорної техніки сучасних генераторів імпульсів керуючих магнітних полів і різних за конструкціями багатополіусних електромагнітних систем. У цей період було виконано ряд проектів по застосуванню комбінованих електромагнітних дій при зварюванні плавким і неплавким електродами, у підводному мокрому зварюванні, широкошаровому наплавленні. Підсумком цих робіт був захист у 2008 р. Рижовим Р.М. докторської дисертації на тему «Дугове зварювання з комбінованими електромагнітними діями». Його науковим консультантом був Кузнецов В.Д.

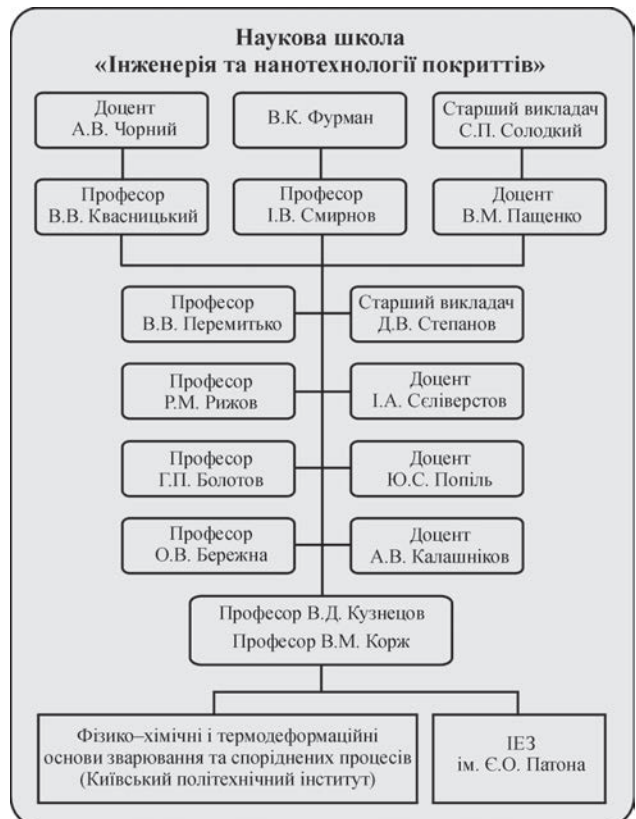
В останні роки співробітниками кафедри електрозварювальних установок розроблено ряд новітніх технологій зварювання з електромагнітними діями. Так, розробки минулих років можна було обмежено використовувати при зварюванні плавким електродом у середовищі захисних газів. Ця задача успішно вирішена застосуванням високочастотних імпульсних магнітних полів. Результати виконаних у даному напрямку робіт узагальнені в захищеній у 2010 р. Сидоренком П.Ю. під керівництвом Рижова Р.М. кандидатської дисертації на тему «Керування процесом перенесення електродного металу застосуванням імпульсних електромагнітних дій при дуговому зварюванні». При точковому контактному зварюванні однією з головних проблем є стабілізація якості з'єднань. У більшій мірі це стосується зварювання різномірних матеріалів. Дану задачу також успішно вирішено застосуванням зовнішніх електромагнітних дій. Підсумком виконаних науково-дослідних робіт є захищена у 2015 р. Кочубеєм В.В. під керівництвом Рижова Р.М. кандидатська дисертація на тему «Застосування зовнішніх електромагнітних дій для поліпшення показників якості з'єднань при точковому контактному зварюванні».

У теперішній час науково-дослідні роботи представників наукової школи «Магнітне керування процесами зварювання» спрямовано на подальше розширення областей застосування технологій зварювання з електромагнітними діями, поглиблене вивчення технологічних можливостей розроблених способів зварювання і створення новітніх зразків спеціалізованого устаткування для їх практичної реалізації.

Інженерія та нанотехнології покриттів

Керівник школи в даний час — Кузнецов Валерій Дмитрович, д-р техн. наук, професор кафедри Інженерії поверхні НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», завідувач кафедри інженерії поверхні з 2001 по 2016 р.; член двох Спеціалізованих вчених рад по захисту докторських дисертацій КПІ ім. Ігоря Сікорського та ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України; член фахової ради Міністерства освіти та науки України.

Коротка історія наукової школи. Становлення наукової школи почалось у 1990-і роки разом із організацією кафедри «Інженерія поверхні», яка спочатку мала назву «Відновлення деталей машин». У ці роки інтенсивно почав розвиватися новий напрямок у науці та техніці — інженерія поверхні. Головним координатором робіт по створенню функціональних поверхонь у межах всієї держави був при-



значений Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, тому основна увага була приділена технологіям інженерії поверхні, які базуються на джерелах енергії, ідентичних тим, що застосовуються у зварюванні. Враховуючи це, найбільший розвиток отримали технології наплавлення, нанесення газотермічних покриттів, вакуумно-конденсаційних покриттів тощо. Ці технології були віднесені до категорії споріднених зварюванню процесів і включені у відповідну наукову спеціальність 05.03.06.

Наукову школу, яка формувалась, очолили вже знані у науковому середовищі зварювальників професор, д-р техн. наук Кузнецов В.Д. та професор, д-р техн. наук Корж В.М.

З кінця 1980-х років закладені теоретичні та практичні основи методів наплавлення поверхневих шарів із керованим енерговкладом в основний матеріал виробу під керівництвом проф. Кузнецова В.Д.

Паралельно, у ці ж роки, проводилась інтенсивна робота по створенню обладнання та теоретично-технологічних основ застосування екологічно чистих продуктів електролізу води в технологіях модифікування поверхні та нанесення функціональних покриттів під керівництвом проф. Коржа В.М.

1993 р. — заснування нового напрямку робіт зі створення керованих систем генерації низькотемпературної плазми для обробки матеріалів із застосуванням складних газових сумішей проф. Пашенко В.М.

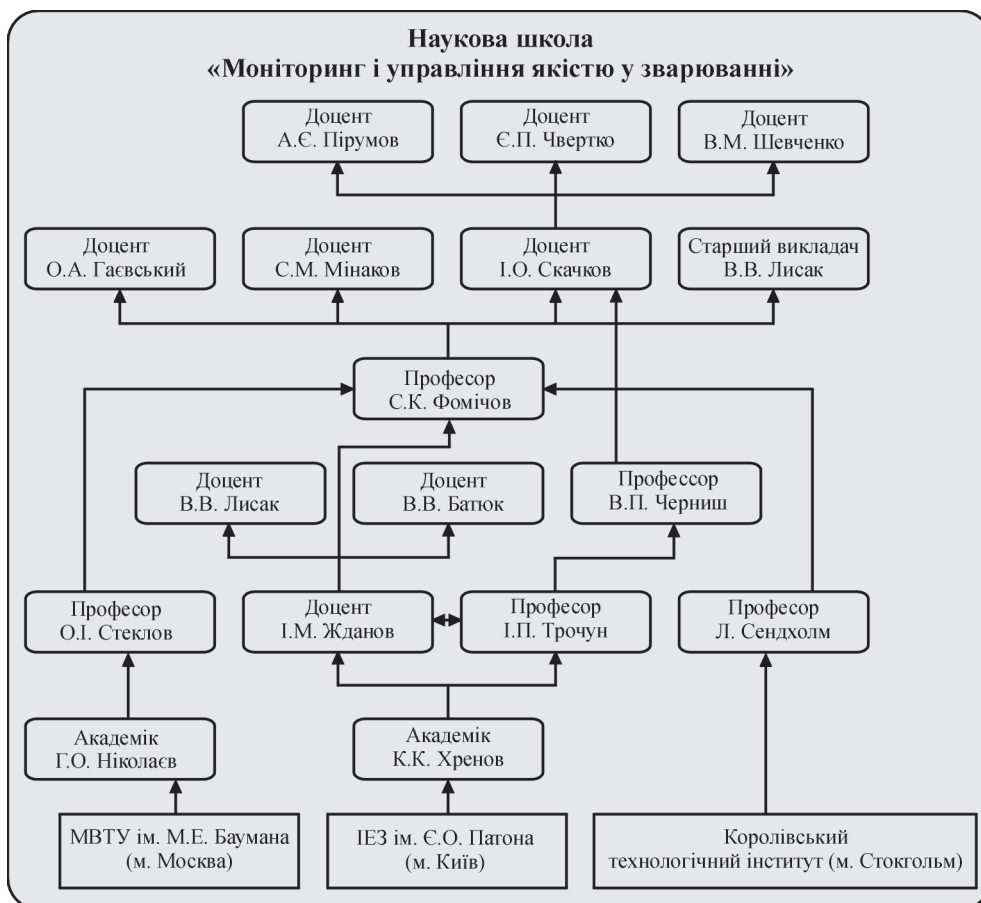
2003 р. — заснування напрямку робіт зі створення багатофункціональних плазмових покриттів із застосуванням порошків із нанорозмірними складовими проф. Копиловим В.І. та проф. Смирновим І.В.

2012 р. — заснування нового напрямку робіт щодо теоретичного та експериментального вивчення впливу нанорозмірних добавок на фізико-механічні та експлуатаційні характеристики зварних швів та наплавлених шарів проф. Кузнецовим В.Д.

Моніторинг і управління якістю у зварюванні

Керівник школи в даний час — Фомічов Сергій Костянтинович, д-р техн. наук, професор, декан зварювального факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського, а також:

- голова Координаційної ради завідувачів кафедрами зварювання та споріднених процесів технічних університетів України;





Розгляд в ІЕЗ ім. Є.О. Патона наукових шкіл зварювального факультету на Координаційній Раді завідуючих кафедрами зварювання та споріднених процесів України

- голова кваліфікаційної комісії органу Міжнародного інституту зварювання з атестації та сертифікації персоналу зі зварювання в Україні;
- голова громадської Наглядової ради Міжнародного органу з сертифікації Bureau Veritas Ukraine;
- член двох Спеціалізованих вчених рад по захисту докторських дисертацій КПІ ім. Ігоря Сікорського та ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України;
- член Правління Української асоціації якості;
- член Міжнародної гільдії професіоналів з якості;
- член редакційної колегії наукового журналу «Технічна діагностика та неруйнівний контроль».

Коротка історія наукової школи

1953 р. — заснування школи «Контроль якості зварних з'єднань за рівнем напружено-деформованого стану» академіком Хреновим К.К.

1960-і, 1970-і роки — розвиток розрахункових методів контролю напружено-деформованого стану зварних конструкцій проф. Трочуном І.П. та магнітних методів контролю напружено-деформованого стану зварних конструкцій доц. Ждановим І.М. і доц. Батюком В.В.

1980-і, початок 1990-х років — дослідження механізмів руйнування зварних конструкцій з урахуванням технологічних, експлуатаційних факторів і впливу агресивного середовища, розробка багатопараметричних методів контролю якості та прогнозування руйнування зварних конструкцій на базі магнітних, акустичних методів (спільно з кафедрою технології електрохімічних виробництв КПІ) доц. Ждановим І.М., проф. Фомічовим С.К., проф. Недосекою А.Я., д-ром хім. наук Герасименко Ю.С., доц. Батюком В.В., канд. техн. наук Яременко М.А., канд. техн. наук Мінаковим С.М. і канд. техн. наук Сорокіним В.І. та розробка методів забезпечення якості проф. Чернишем В.П.

1992 р. — створення телеметричних систем моніторингу технічного стану зварних конструкцій проф. Фомічовим С.К., канд. техн. наук Мінаковим С.М. і канд. техн. наук Яременко М.А.

1996 р. — заснування нового напрямку «Інтегровані системи управління якістю» проф. Фомічовим С.К. і проф. Сендхолмом Л. (Королівський технологічний інститут, м. Стокгольм, Швеція) і розвиток доц. Скачковим І.О., доц. Гаєвським О.А. і ст. викл. Лисаком В.В.

2002 р. — заснування нового напрямку «Моніторинг якості на основі штучного інтелекту» проф. Фомічовим С.К., доц. Скачковим І.О. і розвиток доц. Пірумовим А.Є., доц. Чвертко Є.П. і доц. Шевченко М.В.



Моніторинг технічного стану судноперевантажувача



Робота з магістрами в лабораторії

Академік НАН України С. І. Кучук-Яценко

Календарь выставок и конференций в 2019 г.

Дата	Место проведения	Название
19–22 февраля	Мюнхен, Германия	Конференция «Сварка в аппарато- и судостроении»
19–20 февраля	Эссен, Германия	Конференция DVS «Цифровые технологии в профессиональном обучении и дальнейшем образовании»
19–22 марта	Екатеринбург, Россия	19-я специализированная выставка «Металлообработка. Сварка-2019»
20–21 марта	Кембридж, Великобритания	Международный симпозиум по линейной сварке трением
20–22 марта	Бангкок, Таиланд	8-й Азиатский конгресс МИС
2–5 апреля	Киев, Украина	11-я Международная специализированная выставка «Киевская техническая ярмарка-2019»
9–11 апреля	Львов, Украина	9-я специализированная выставка «Металл, оборудование, инструмент»
9–12 апреля	Минск, Беларусь	19-я специализированная выставка «Сварка и Резка-2019»
10–11 апреля	Халле, Германия	11-й Международный конгресс электронно-лучевых технологий
25–28 апреля	С.-Петербург, Россия	Выставка «Сварка/Welding-2019»
7–8 мая	Дюссельдорф, Германия	6-й Международный конгресс и выставка по алюминию и технологиям
11–13 мая	Москва, Россия	Международная выставка «Металлоконструкции-2019»
14–16 мая	Польша	19-я Международная конференция «Обеспечение качества в литейном и сварочном производствах»
16 мая	с. Княжичи, Киевская обл.	Семинар «Автоматизация сварочных процессов»
21–23 мая	Польша	25-я научно-техническая краевая конференция «Реклама, инновации и требования качества процессов сварки»
21–23 мая	Аахен, Германия	12-я Международная конференция «Пайка, высокотемпературная пайка и диффузионная пайка»
22–24 мая	Запорожье, Украина	Выставка «Машиностроение. Металлургия»
28–30 мая	Москва, Россия	Международная научная конференция «Сварка и родственные технологии для изготовления оборудования специального и ответственного назначения»
май	Киев, Украина	Сессия научного совета по новым материалам МААН
3-6 июня	Львов, Украина	6-я Международная конференция «Механика разрушений»
4–5 июня	Киев, Украина	Международная конференция «Материалы для сварки, наплавки, нанесения защитных покрытий и 3D-технологий»
7–12 июня	Братислава, Словакия	71-я ассамблея Международного института сварки
18–20 июня	Гомель, Беларусь	Международный научно-практический семинар «Сварочные материалы: состояние и перспективы»
20 июня	с. Княжичи, Киевская обл.	Семинар «Роботизация сварочных процессов»
25-29 июня	Дюссельдорф, Германия	GIFA, METEC, THERMPROCESS, NEWCAST 2019 – ЯРКИЙ МИР МЕТАЛЛОВ (выставки металлургической и металлообрабатывающей промышленности)
3–6 сентября	Томск, Россия	Международная конференция «Сварка в России 2019: современное состояние и перспективы»
9–13 сентября	Одесса, Украина	9-я Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»
16–17 сентября	Росток, Германия	DVS – студенческий конгресс
14–16 октября	Гданьск, Польша	61-я научно-техническая конференция сварщиков
23-24 октября	София, Болгария	Семинар «Обучение персонала сварочного производства»
19–22 ноября	Киев, Украина	18-й Международный Промышленный Форум-2019 с разделом «Укрсварка»

Подписка – 2019 на журнал «Автоматическая сварка»
www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as
 Подписной индекс 70031

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
990 грн.	1980 грн.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств: ДП «Преса», «Пресцентр», «Меркурий» (Украина); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (РФ).



Подписка – 2019 на журнал «The Paton Welding Journal»
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
 Подписной индекс 21971

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
2400 грн.	4800 грн.	192 дол. США	384 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal». Журналы распространяются по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, E-mail: journal@paton.kiev.ua).



Правила для авторов, лицензионные соглашения, архивные выпуски журналов на сайте издательства www.patonpublishinghouse.com.

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

Реклама в журналах «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- ◆ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ◆ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ◆ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ◆ Вклейка А4, 200×290 мм
- ◆ Разворот А3, 400×290 мм
- ◆ А5, 165×130 мм

Стоимость рекламы

- ◆ Цена договорная
- ◆ Предусмотрена система скидок
- ◆ Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- ◆ Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- ◆ Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 24.01.2019. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
 Усл. печ. л. 9,04. Усл.-отт. 9,89. Уч.-изд. л. 10,34.
 Печать ООО «ДИА».