

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов,

В. Д. Позняков,

И. А. Рябцев, К. А. Юценко

Ученые университетов Украины

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. В. Квасницкий,

НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,

В. Д. Кузнецов,

НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев

М. М. Студент, Физ.-механ. ин-т

им. Г. В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Ариэля, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

Г. А. Туричин

С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), К. Г. Григоренко,

Н. А. Притула

Электронная верстка

И. Р. Наумова, Д. И. Серета, А. И. Сулима

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Казимира Малевича, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

К 100-летию со дня рождения В. Е. Патона 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

*Нестеренков В. М., Матвейчук В. А., Русыник М. О.,
Овчинников А. В.* Применение аддитивных электронно-
лучевых технологий для изготовления деталей из по-
рошков титанового сплава BT1-0 5*Махненко О. В., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А.,
Пивторак Н. И., Ковальчук Д. В.* Моделирование темпе-
ратурных полей и напряженно-деформированного
состояния малого трехмерного образца при его послой-
ном формировании 11*Демченко В. Ф., Кривцун И. В., Крикент И. В., Шуба И. В.*
Силовое взаимодействие тока дуги с собственным маг-
нитным полем 20*Гусарова И. А., Потапов А. М., Манько Т. А., Фальчен-
ко Ю. В., Устинов А. И., Петрушинец Л. В., Мельничен-
ко Т. В.* Диффузионная сварка в вакууме фольги из
порошкового никель-хромового сплава 31*Дубовой А. Н., Карпеченко А. А., Бобров М. Н., Неде-
лько Ю. Е.* Формирование наноразмерной полигониза-
ционной субструктуры в напыленных электродуговых
покрытиях 40

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

*Барвинко Ю. П., Барвинко А. Ю., Яшник А. Н., Токарский
Д. В.* Состояние и перспективы производства в Украине
сварных резервуаров для хранения нефти (Обзор) 44*Соловей С. А.* Современное состояние методов повыше-
ния коррозионной стойкости и сопротивления коррозион-
ной усталости сварных соединений (Обзор) 51*Бурлака В. В., Гулаков С. В., Поднебенная С. К.*
Инверторный прямоходовый источник питания с повы-
шенным коэффициентом мощности 59

ХРОНИКА

17-й Международный научно-технический семинар
в Сваляве 62

Информация

Перспективы роботизации сварочных процессов
промышленных предприятий 65

РЕДАКЦІЙНА КОЛЕГІЯ

Головний редактор
Б. Є. Патон

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

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

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

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

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

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

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

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

За зміст рекламних матеріалів редакція
журналу відповідальності не несе

Ціна договірною
Видається щомісячно

ЗМІСТ

До 100-річчя від дня народження В. Є. Патона 3

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

Нестеренков В. М., Матвійчук В. А., Русиник М. О.,
Овчинников О. В. Застосування адитивних електронно-
променевих технологій для виготовлення деталей з порош-
ків титанового сплаву BT1-0 5

Махненко О. В., Міленін О. С., Великоіваненко О. А.,
Півторак Н. І., Ковальчук Д. В. Моделювання темпера-
турних полів і напружено-деформованого стану ма-
лого тривимірного зразка при його поширеному
формуванні 11

Демченко В. Ф., Кривцун І. В., Крикент І. В., Шуба І. В.
Силова взаємодія струму дуги з власним магнітним
полем 20

Гусарова І. О., Потапов А. М., Манько Т. А., Фальчен-
ко Ю. В., Устінов А. І., Петрушинець Л. В., Мельничен-
ко Т. В. Дифузійне зварювання в вакуумі фольги з
порошкового нікель-хромового сплаву 31

Дубовий О. М., Карпеченко А. А., Бобров М. М., Неделько
Ю. Є. Формування нанорозмірної полігонізаційної субст-
руктури в напиленних електродугових покриттях 40

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

Барвінко Ю. П., Барвінко А. Ю., Яшник А. Н., Токарський
Д. В. Стан і перспективи виробництва в Україні зварних
резервуарів для зберігання нафти (Огляд) 44

Соловей С. О. Сучасний стан методів підвищення коро-
зійної стійкості та опору корозійній втомі зварних з'єднань
(Огляд) 51

Бурлака В. В., Гулаков С. В., Поднебенна С. К. Інвертор-
не прямоходове джерело живлення з підвищеним
коефіцієнтом потужності 59

ХРОНІКА

17-й Міжнародний науково-технічний семінар
у Сваляві 62

Інформація

Перспективи роботизації зварних процесів промислових
підприємств 65

К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. Е. ПАТОНА



18 марта 2017 г. исполняется 100 лет со дня рождения Владимира Евгеньевича Патона, кандидата технических наук, талантливого инженера, блистательного конструктора, лауреата Государственных премий, заслуженного изобретателя Украины, одного из основоположников украинской школы конструирования сварочной аппаратуры.

В. Е. Патон в 1941 г. окончил Уральский политехнический институт по специальности «Технология машиностроения» и был направлен на Новотажильский металлургический завод инженером-технологом.

С 1943 г. вся его дальнейшая трудовая и научная деятельность связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, где он прошел путь от младшего научного сотрудника до заместителя начальника Опытного конструкторско-технологического бюро (ОКТБ), одним из создателей которого был в далеком 1959 г.

Еще во время Второй мировой войны в Нижнем Тагиле В. Е. Патон принимал активное участие в работах по внедрению автоматической сварки под флюсом бронекорпусов танков Т-34. Именно в это время он начал заниматься конструированием аппаратов для сварки. В 1948 г. им был создан универсальный сварочный автомат тракторного типа ТС-17, по своим характеристикам не имевший аналогов в мире, ставший одним из основных средств механизации сварочных работ в народном хозяйстве страны.

Среди специалистов-сварщиков Владимир Евгеньевич знаменит, прежде всего, как со-

здатель оригинальных конструкций универсальных сварочных автоматов общепромышленного назначения, а также созданными ученым многочисленными сварочными автоматами для различных отраслей промышленности (строительство, судо-, мосто-, приборостроение и т. д.). Широкий диапазон технических знаний и блестящий конструкторский талант позволял ему выбирать наиболее рациональные конструкторские решения, которые приводили практически к стопроцентному внедрению вновь создаваемой сварочной техники.

Огромный запас научных идей всегда привлекал к В. Е. Патону молодых, думающих сотрудников. Атмосфера творчества и доброжелательности позволяла работать молодым коллегам с полной отдачей при разработке сварочной аппаратуры нового поколения, в основу которой был положен метод и принципы агрегатирования, что успешно завершилось созданием нового класса сварочной техники.

В 1972 г. группа сотрудников ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона, в том числе и В. Е. Патон, становятся лауреатами Государственной премии Украины за создание и внедрение микроплазменной сварки при изготовлении радиолокационных станций, используемых в системе противоракетной обороны.

В 1983 г. В. Е. Патон становится одним из лауреатов премии СМ СССР за комплекс исследований, проектно-конструкторских и технологических работ по созданию прогрессивных технологий дуговой сварки и оборудования для сварочных работ при сооружении магистральных трубопроводов.

При строительстве телебашни в Киеве в 1968–1973 гг. под руководством В. Е. Патона был разработан оригинальный комплекс сварочного оборудования, позволивший осуществлять сварку конструкций на земле с последовательным наращиванием конструкций башни.

В. Е. Патон брал участие в создании нового вида сварочных аппаратов — магнитошагающих автоматов, которые решали проблему монтажно-вертикальной сварки.

Под руководством В. Е. Патона была создана целая гамма специальных автоматов

тракторного типа для судо-, мостостроения и других областей общего машиностроения.

Работы по сварке в космосе, начатые в Институте электросварки им. Е. О. Патона осенью 1964 г. по инициативе Б. Е. Патона и С. П. Королева, в течение последующих 15–20 лет развернулись в широкую программу исследований в области космических технологий, материаловедения, строительства металлоконструкций и даже астрофизики. Необходимая исследовательская и технологическая аппаратура проектировалась в ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона, а изготавливалась преимущественно силами Опытного завода сварочного оборудования при активном участии лабораторий Института электросварки. Во всех работах по созданию аппаратуры для сварки в космосе и космических технологий Владимир Евгеньевич Патон активно участвовал с первых дней одновременно в нескольких качествах: и как творец-конструктор, и как перспективно мыслящий аналитик, и как организатор работ, и как мудрый воспитатель молодых коллег. Конструкторскую группу Владимир Евгеньевич формировал лично сам, совмещая в ту пору должности заместителя начальника ОКТБ и руководителя отдела сварочной аппаратуры.

Эрудиция и широкий инженерный кругозор позволяли В. Е. Патону проводить смелые параллели между различными отраслями техники, например, сваркой в космосе и сваркой под водой, с их помощью определять направление работ, находить конкретные решения.

За это время конструкторский отдел, руководимый В. Е. Патоном, совместно с другими научными подразделениями Института электросварки создали целый ряд оборудования для сварки и напыления в космосе, а именно: комплекс экспериментальных аппаратов для исследования процессов сварки в космосе «Вулкан» (1965–1969 гг.); аппараты для активных астрофизических экспериментов «Зарница» и «Аракс» (1972–1975 гг.); аппараты для термического испарения металла и нанесения тонкостенных покрытий «Испаритель-80» и «Испаритель М» (1978–1983 гг.); универсальный ручной инструмент для элект-

ронно-лучевой сварки, резки, пайки и нанесения покрытий в условиях открытого космоса (УРИ), получивший высокую оценку космических экипажей Джанибекова–Савицкой и Соловьева–Кизима (1984–1986 гг.).

В. Е. Патон стоял у истоков работ по сварке в космосе и внес существенный вклад в создание аппаратуры для космических технологий, но никогда не подчеркивал своей роли. Большинство авторских свидетельств в области конструирования сварочной космической аппаратуры (около 25), полученных совместно с коллегами, так и остались неопубликованными в открытой печати, а описанные в них конструкции теперь считаются общеизвестными.

Сегодня в память о долгой и плодотворной работе творцов космической техники и непосредственными исследователями космоса в отделе космических технологий Института электросварки хранятся конверты и письма, побывавшие на борту космических станций «Мир» и «Салют». Среди них есть конверт, посвященный 50-летию ИЭС, с маркой, на которой изображен портрет Е. О. Патона — основателя Института электросварки, автографы Б. Е. Патона и В. Е. Патона и маркой, посвященной сварке.

В. Е. Патон вел активную организаторскую работу в Координационном совете по сварке в СССР, в Научном совете ГКНТ СССР по проблемам «Новые процессы сварки и сварные конструкции», много лет возглавлял Государственную экзаменационную комиссию сварочного факультета Киевского политехнического института.

В. Е. Патон — автор более 50 научных трудов и 90 изобретений.

Владимир Евгеньевич был натурой увлекающейся с огромным диапазоном интересов. Особенно отличался своим бережным и трогательным отношением к природе.

Ученики и соратники В. Е. Патона, все, кто имел честь работать с ним, помнят его как яркую личность, блестящего инженера, талантливого руководителя и благородного человека.

Институт электросварки им. Е. О. Патона,
редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

ПРИМЕНЕНИЕ АДДИТИВНЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОРОШКОВ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT1-0

В. М. НЕСТЕРЕНКОВ¹, В. А. МАТВЕЙЧУК¹, М. О. РУСЫНИК¹, А. В. ОВЧИННИКОВ²

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

²Запорожский нац. техн. ун-т. 09063, г. Запорожье, ул. Жуковского, 64. E-mail: iaov@rambler.ru

Исследована возможность применения гидрированно-дегидрированных (HDH) порошков титана отечественного производства для изготовления изделий методом аддитивной электронно-лучевой плавки на установках типа СВ-212М. Для исследований применялся порошок HDH технически чистого титана марки BT1-0. Разработаны элементы техники изготовления деталей методом послойной 3D наплавки. Получены и исследованы образцы изделий заданной формы размером 12×12×100 мм. Изучены структуры наплавленных слоев. Отмечено отсутствие пористости и несплавлений в полученных образцах изделий. Показана возможность создания детали заданной формы с применением методов аддитивной электронно-лучевой наплавки с использованием порошка титанового сплава BT1-0 отечественного производства. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 12.

Ключевые слова: электронный луч, слой, аддитивные технологии, порошок титановый, структура

Аддитивные технологии (АТ) получили широкое коммерческое и промышленное распространение для изготовления высокопрочных объемных изделий из металлических порошков. Для этих целей преимущественно применяют технологии избирательного лазерного плавления (Selective Laser Melting – SLM), обеспечивающие формирование изделия путем сплавления порошка металлов лазерным лучом в среде защитного газа, и технологии электронно-лучевого плавления (Electron Beam Melting – EBM) — формирование изделий путем сплавления порошка металлов электронным лучом в вакуумной камере.

Большой интерес данные технологии представляют для производства сложных деталей, применяемых в авиадвигателестроении. В последние годы наметилась устойчивая тенденция внедрения АТ в ведущих авиадвигателестроительных компаниях [1]. Для промышленных предприятий отечественного машиностроения (ОАО «Мотор Сич», ГП НПКГ «Зоря-Машпроект», ГП ЛРЗ «Мотор») при изготовлении и ремонте деталей газотурбинных двигателей (ГТД) актуальны задачи выращивания изделий с применением порошковых материалов из титановых сплавов [2], поскольку из этих сплавов изготавливается большое количество элементов ГТД. Традиционно переплав титановых сплавов для авиационной техники проводят в вакууме, для сварки и наплавки применяется лазерная и дуговая сварка в среде защитных газов, а также электронно-лучевая сварка (ЭЛС). Применительно к производству авиационных деталей из титановых сплавов предпочтительно приме-

нять 3D наплавку на основе электронно-лучевых технологий, позволяющую изготавливать практически любые компоненты ГТД с обеспечением высокоэффективной вакуумной защиты расплавленного металла сварочной ванны. На сегодня существует ряд технических решений [3], которые показывают возможность изготовления титановых изделий с применением ЭЛС. Однако применяемые в данных установках расходные материалы — порошки титановых сплавов — имеют ряд недостатков. К ним можно отнести несоответствие составов порошковых материалов большому количеству сертифицированных сплавов для стран СНГ, высокую стоимость — более \$ 500 за 1 кг порошка, а также отсутствие отечественных промышленных технологий их получения. Таким образом, имеет место проблема импортозамещения и сырьевого обеспечения оборудования для аддитивного производства.

Актуальной задачей является разработка установок на базе ЭЛС процессов с применением отечественных порошковых материалов.

С точки зрения технологии ЭЛС отечественные производители имеют богатый опыт сварки и наплавки титановых сплавов, в том числе со сложной многокоординатной системой перемещения электронно-лучевых пушек и наплавливаемых деталей [3–7]. Это создает предпосылки к разработке собственных машин на основе электронно-лучевых технологий. Вопрос применения титановых порошковых материалов отечественного производства можно решить, если использовать несферические порошки титановых сплавов на основе

технологий гидрирования-дегидрирования (HDH) [6]. ГП «ГНИП Институт титана» совместно с НИЦ «Титан Запорожья» ЗНТУ предлагает инновационную технологию производства порошков титана низкой себестоимости методом гидрирования-дегидрирования из титана губчатого или других титаносодержащих материалов различного качества и фракционного состава [8].

В этом направлении решены вопросы обеспечения необходимых химических и гранулометрических составов порошков, показана возможность их серийного производства в Украине, что позволяет сформировать стоимость этих материалов на уровне \$ 100 за 1 кг порошка. Однако остаются открытыми вопросы применения данных порошковых материалов для аддитивных процессов.

Титан является химически активным металлом. Электронно-лучевые технологии в вакуумной камере обеспечивают надежную защиту расплавленного и остывающего металла, поэтому представляются наиболее перспективными для разработки технологии непосредственного создания металлических изделий из титана методами 3D наплавки [5].

Серийно выпускаемых для этих целей установок отечественной разработки не существует. Зарубежные производители поставляют технологию «под ключ», что не обеспечивает гибкости производства с возможностью замены сырья на аналоги [7]. Основным сдерживающим фактором промышленного развития аддитивных технологий для изготовления и ремонта деталей ГТД в Украине является высокая стоимость порошков [1], поэтому перспективным является применение отечественных порошков титановых сплавов.

Целью настоящей работы является изучение возможности применения порошков титановых сплавов отечественного производства для изготовления изделий заданной формы методом аддитивной электронно-лучевой плавки.

Для изготовления изделий применялся несферический порошок титанового сплава BT1-0, предоставленный НИЦ «Титан Запорожья» ЗНТУ.

Материалы и методика исследований. Работу выполняли на малогабаритной установке электронно-лучевой сварки (ЭЛС) типа СВ-212М с импульсным источником питания 60кВ/60кВт, электронно-лучевой пушкой ЭЛА-60 и пакетом прикладных программ для ЭЛС. Оборудование и программное обеспечение разработано в Институте электросварки им. Е. О. Патона. Общий вид оборудования представлен на рис. 1.

Установка состоит из малогабаритной вакуумной камеры 1, в которой установлен передвижной стол, с закрепленной оснасткой 3 для выращивания изделия. На вакуумной камере расположена электронно-лучевая пушка 2. Вакуумная система

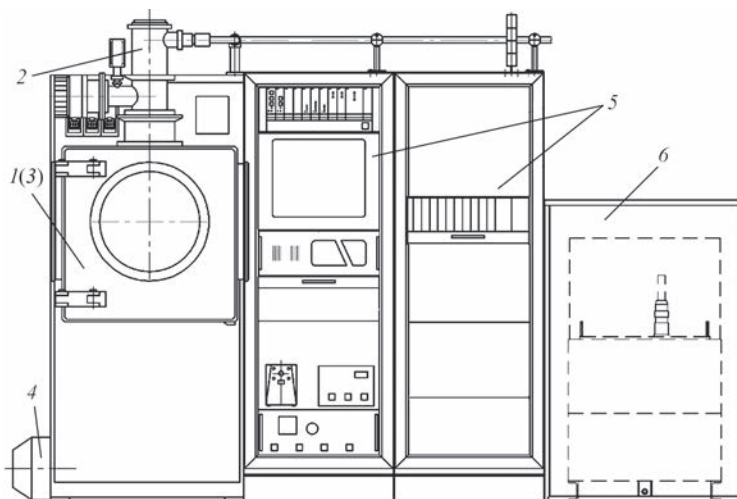


Рис. 1. Схема установки СВ-212М (описание 1–6 см. в тексте)

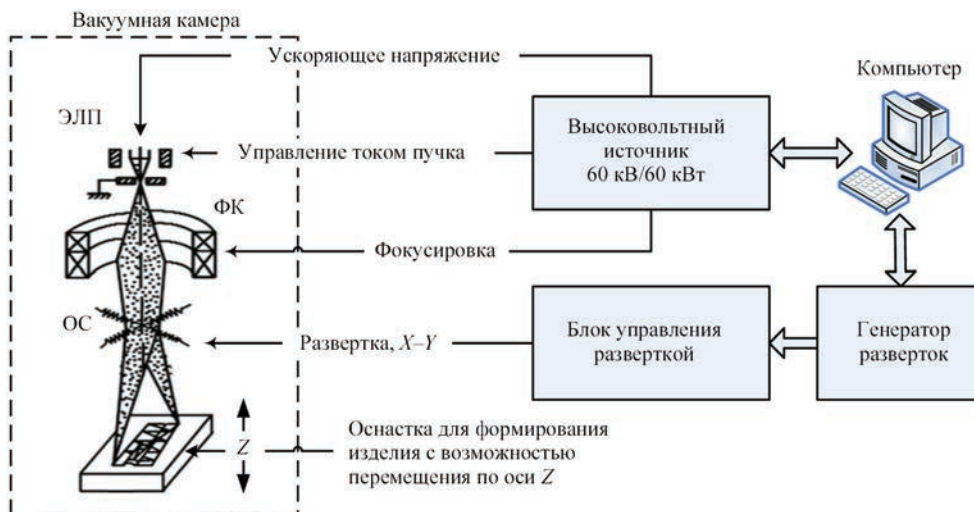


Рис. 2. Блок-схема оборудования для аддитивной электронно-лучевой наплавки: ЭЛП — электронно-лучевая пушка; ФК — фокусирующая катушка ЭЛП; ОС — отклоняющая система ЭЛП

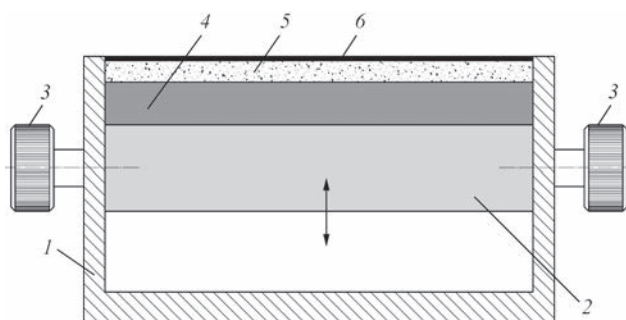


Рис. 3. Схема модуля для 3D наплавки (описание 1–7 см. в тексте); стрелкой указано направление перемещения стола

установки (поз. 4) обеспечивает величину вакуума в камере менее 10^{-4} Торр. В шкафах управления 5 находятся промышленный компьютер, монитор, блоки управления высоковольтным источником и вакуумной системой. Высоковольтный источник 6 позволяет получить регулируемое напряжение до 65 кВ и ток пучка до 1 А.

Блок-схема оборудования для аддитивной электронно-лучевой наплавки представлена на рис. 2.

Пучок электронов, необходимый для нагрева поверхности с нанесенным металлическим порошком, формируется в электронно-лучевой пушке (ЭЛП), которая питается от высоковольтного источника. Управляет источником промышленный компьютер. В состав источника входят системы управления фокусировкой и током пучка. Для формирования зоны плавления использован генератор, создающий сигналы управления разверткой. В блоке управления разверткой эти сигналы усиливаются и поступают на отклоняющие катушки ЭЛП. Пучок электронов отклоняется по

осям X и Y и создает зону плавления заданной формы. Процесс выполняется по программе в соответствии с технологическими режимами. Объектами управления являются ток пучка, ток фокусировки, отклонение пучка по осям X и Y .

Для реализации аддитивных процессов на стандартной установке для ЭЛС был разработан модуль послойной подачи порошковых материалов (рис. 3).

Данный модуль помещался в рабочую вакуумную камеру. Его конструкция обеспечивала реализацию следующих технологических факторов: изменение слоя порошковых материалов в диапазоне от 50 до 500 мкм; четкое формирование рабочего пространства $100 \times 15 \times 50$ мм; применение съемной титановой подложки, изменение степени уплотнения насыпного слоя порошка. Разработанный модуль дает возможность применения как традиционно используемого в машинах 3D печати сферического, так и опытного несферического порошка. Важной особенностью данного устройства является возможность уплотнения порошков, что для несферических порошков позволяет повысить плотность слоя [9]. Модуль состоит из корпуса 1 и стола 2, перемещаемого по вертикали. Стол передвигается в вертикальном направлении, при этом его положение фиксируется винтами 3. На столе установлена титановая подложка 4, на которой послойно наращивается изделие 5. Порошок на подложку наносится с помощью дозатора. Излишки удаляются скребком, после чего, при необходимости, слой уплотняется специальным формующим устройством. При этом формируется гладкая поверхность с равномерно распределенным слоем порошка 6. Перед нанесением последующего слоя стол опускается на заданную величину, которая контролируется микрометром часового типа. При этом расстояние между катодом ЭЛП и поверхностью зоны плавки оста-

Технологические характеристики и химический состав порошковых материалов HDH титана BT1-0

Фракция, мкм	Плотность, г/см ³	Содержание примесей, мас. %					
		N	C	H	Fe	Si	O
100...160	1,7	≤0,05	≤0,1	0,012	≤0,3	≤0,15	≤0,15
63...100	1,8	≤0,05	≤0,1	0,012	≤0,3	≤0,15	≤0,15

верхность с равномерно распределенным слоем порошка 6. Перед нанесением последующего слоя стол опускается на заданную величину, которая контролируется микрометром часового типа. При этом расстояние между катодом ЭЛП и поверхностью зоны плавки оста-

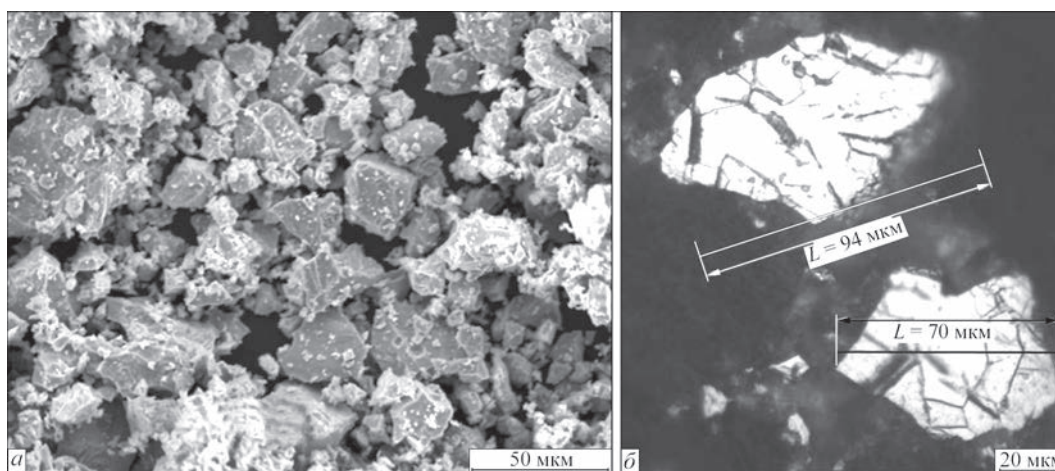


Рис. 4. Внешний вид (а) и микроструктура (б) порошков BT1-0 HDH фракции 63...100 мкм, применяемых для наплавки

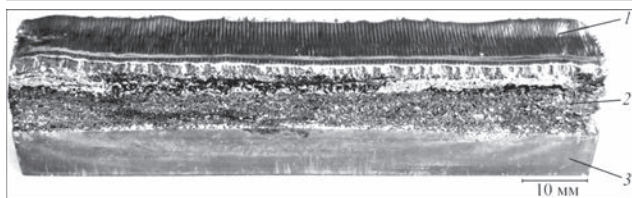


Рис. 5. Образец изделия, изготовленный методом электронно-лучевой 3D-наплавки: 1 — верхний слой наплавленного металла; 2 — промежуточный слой металла с частицами несплавленного порошка; 3 — подложка из титана

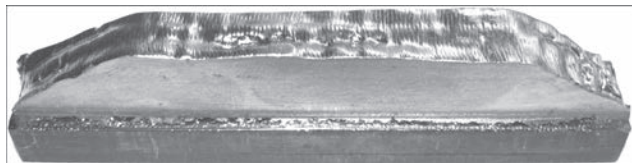


Рис. 6. Изделие после механической обработки

ется фиксированным и не изменяется в процессе создания всей детали.

Процесс электронно-лучевой плавки происходит в вакуумной камере при величине вакуума менее $1 \cdot 10^{-4}$ Торр. Сфокусированный пучок электронов создает зону плавки и формирует изделие, перемещаясь по заданной траектории. После проведения плавки камера открывается и наносится следующий слой порошка. Деталь выращивается послойно.

В качестве порошковых материалов применяли титановые HDH порошки, представляющие собой гранулы несферической формы титанового сплава BT1-0 с литой микроструктурой частиц (рис. 4).

Технологические характеристики и химический состав порошковых материалов HDH титана BT1-0 приведены в таблице.

В сплавлении порошков по приведенной выше схеме получены образцы изделий заданной прямолинейной формы размерами $12 \times 12 \times 100$ мм (рис. 5).

На фотографии видны верхний слой изделия 1, подложка 3 с промежуточными слоями наплавленного металла. На боковой поверхности присутствуют частицы несплавленного металлического порошка 2. Этот порошок в дальнейшем удаляется, а поверхность металла механически

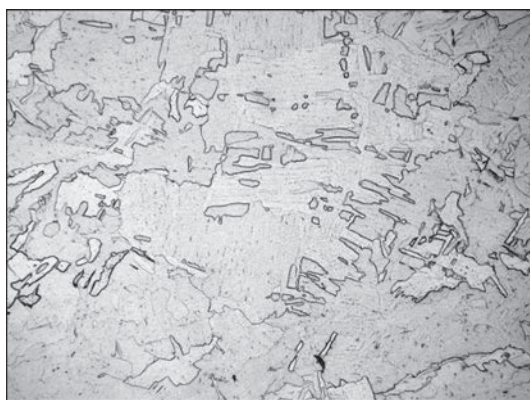


Рис. 8. Микроструктура ($\times 100$) наплавленного металла у линии сплавления

обрабатывается. После отработки режимов наплавки, учитывающих фракцию порошка, величину слоя и размер перекрытия слоев, получены образцы для дальнейших исследований. На рис. 6 представлено изделие после механической обработки. Поверхность наплавленного металла обработана фрезерованием. Структура металла однородная, без видимых повреждений и включений.

В различных сечениях образца были проведены металлографические исследования микроструктуры наплавленного металла (порошок из титанового сплава BT1-0 наплавлен на основу из титанового сплава BT-20).

Структура наплавленного металла состояла из пластинчатой α -фазы. В зависимости от размера слоя и фракции порошковых материалов изменялись размеры пластин игольчатой α -фазы, а также имели место выделения α' -фазы. Образование закалочных структур характерно для фракций менее 80 мкм, что связано с низкой энергией источника и быстрым теплоотводом в объем ранее сформированного литого металла (рис. 7).

В дальнейшем проведены исследования микроструктуры в различных зонах образцов, полученных из порошков фракции 63...100 мкм. Литая структура у линии сплавления с подложкой отличается размерами и конфигурацией пластин α -фазы. В первых слоях наплавленного металла они крупнее и имеют более полиэдрическую фор-

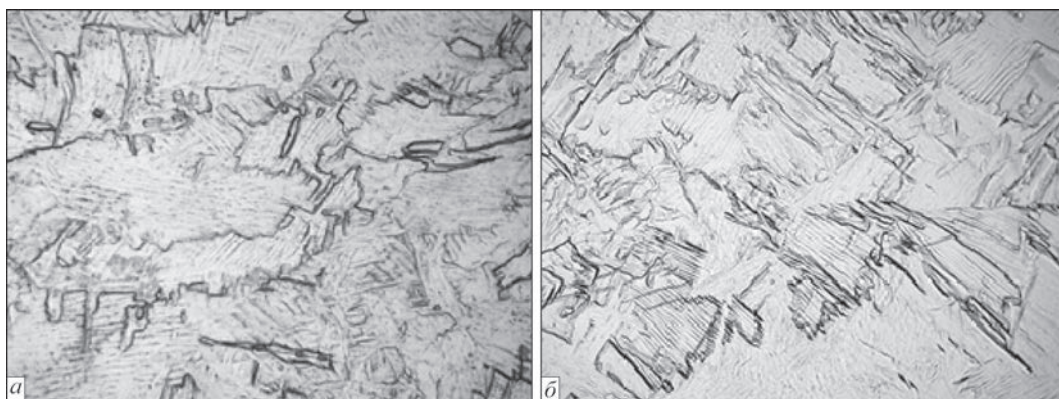


Рис. 7. Микроструктура ($\times 200$) металла в центре слоя: а — слой до 100 мкм; б — слой более 100 мкм

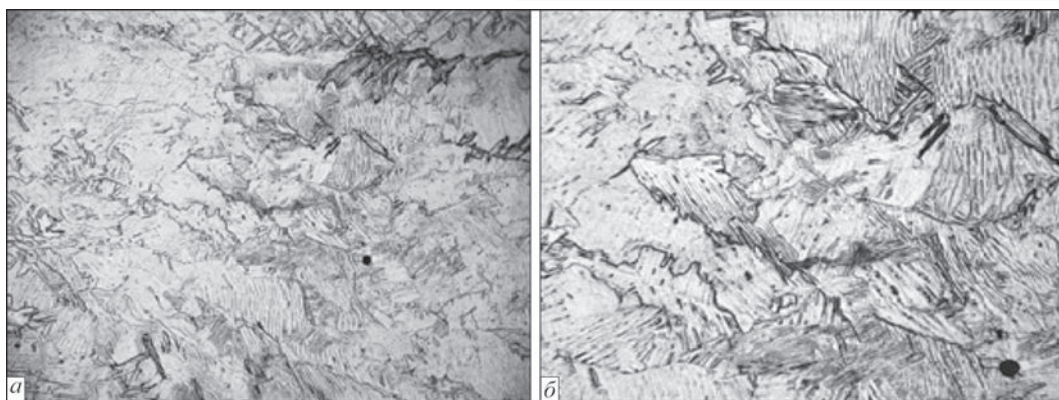


Рис. 9. Микроструктура наплавленного металла в верхней части образцов: *a* — $\times 100$; *б* — $\times 200$



Рис. 10. Микроструктура ($\times 100$) металла внешних слоев наплавки

му, чем в средней части и на последних слоях наплавки (рис. 8, 9). Это связано со скоростью охлаждения: при малых скоростях образуются более крупные пластины, а при высоких формируется мелкоигльчатая α' -структура.

На внешних слоях наплавленного металла пластины вытянуты в направлении теплоотвода с зазубренными границами (рис. 10).

Переходные зоны слоев наплавленного металла отличаются некоторым измельчением пластин и увеличением количества игльчатой α' -фазы (рис. 11).

В структуре исследуемого образца не обнаружено дефектов: пор, несплавлений.

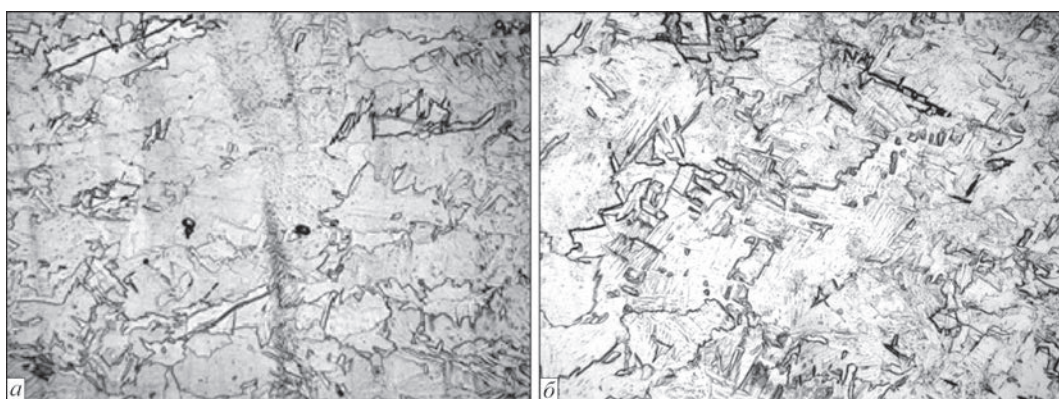


Рис. 11. Микроструктура наплавки в центральной части образцов: *a* — $\times 200$; *б* — $\times 100$

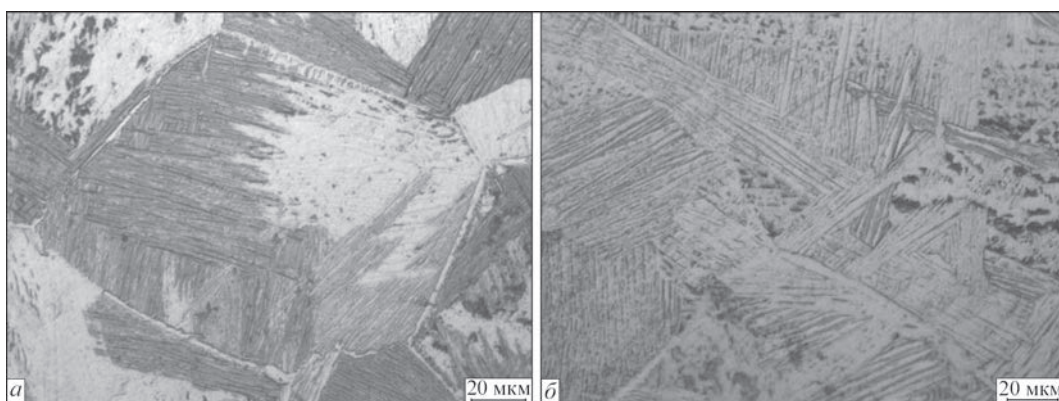


Рис. 12 Микроструктура слоев: *a* — слой 350; *б* — 120 мкм

Микроструктура слоев наращиваемого металла представлена на рис. 12.

Как следует из анализа микроструктур слоев наращиваемого металла, в структуре образца формируются характерные структурные зоны, размер которых зависит от их положения по высоте наплавки.

Выводы

1. Исследовано качество сплавления порошков несферической формы при электронно-лучевой 3D наплавке. Установлено, что структурные отличия проявляются в размерах, структурных составляющих α -фазы и являются следствием различной скорости охлаждения слоев. Важным является тот факт, что независимо от фракции порошка и размеров слоя структуры образцов представляют собой характерную для литых титановых сплавов α -фазу. Это позволяет сделать вывод, что форма порошковых материалов, в нашем случае несферическая, не влияет на структуру наплавленного металла.

2. Разработаны элементы техники и реализована возможность изготовления деталей заданной формы с применением аддитивных процессов методом электронно-лучевого послойного наращивания с использованием HDH порошков, которые позволяют получить плотную литую структуру наплавленного металла.

1. Петрик И. А., Овчинников А. В., Селиверстов А. Г. Разработка порошков титановых сплавов для аддитивных технологий применительно к деталям ГТД // Авиационно-космическая техника и технология. – 2015. – № 8. – С. 11–16.
2. Разработка отечественных аддитивных технологий изготовления и контроля ответственных деталей машиностроения / И. Ю. Смуров и др. – Реферат-презентация. ФГБОУ ВПО МГТУ «СТАНКИН».
3. Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко и др.; под ред. Б. Е. Патона. – Киев: Наукова думка, 1987. – 256 с.
4. Компьютерное управление процессом электронно-лучевой сварки с многокоординатным перемещением пушки и изделия / Б. Е. Патон и др. // Автоматическая сварка. – 2004. – С. 3–7.

5. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей / С. В. Ахонин и др. // Там же. – 2016. – № 5-6. – С. 141–144.
6. Поверхневі явища при нагріванні порошку гідриду титану / О. М. Івасишин та ін. // Фізика і хімія твердого тіла. – 2011. – Т. 12, № 4. – С. 900–907.
7. Жуков В. В., Григоренко Г. М., Шаповалов В. А. Аддитивное производство металлических изделий (Обзор) // Автоматическая сварка. – 2016. – № 5-6. – С. 148–153.
8. Производство порошков из гидрированного губчатого титана // Сайт ГП «ГНИП Институт титана» [Электронный ресурс]. Режим доступа: http://timag.org/ru_propose.php -25.01.2017
9. Уплотняемость порошковых материалов с различной формой частиц / В. Е. Ольшанецкий и др. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2015. – № 1. – С. 130–133.

В. М. Нестеренков¹, В. А. Матвійчук¹,
М. О. Русиник¹, О. В. Овчинников²

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

²Запорізький нац. техн. ун-т.
09063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64.
E-mail: iaov@rambler.ru

ЗАСТОСУВАННЯ АДИТИВНИХ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИХ ТЕХНОЛОГІЙ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ З ПОРОШКІВ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ВТ1-0

Досліджено можливість застосування гідровано-дегідрованих (HDH) порошків титану вітчизняного виробництва для виготовлення виробів методом адитивної електронно-променевої плавки на установках типу СВ-212М. Для досліджень застосовувався порошок з гідровано-дегідрованого технічно чистого титану марки ВТ1-0. Розроблено елементи техніки виготовлення деталей методом пошарового 3D наплавлення. Отримано і досліджено зразки виробів заданої форми розміром 12×12×100 мм. Вивчено структури наплавлених шарів. Відзначено відсутність пористості і несплавлення в отриманих зразках виробів. Показана можливість створення деталі заданої форми із застосуванням методів адитивного електронно-променевого наплавлення з використанням порошку титанового сплаву ВТ1-0 вітчизняного виробництва. Бібліогр. 9, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: електронний промінь, шар, адитивна технологія, порошок титановий, структура

Поступила в редакцию 06.02.2017

18-я Международная выставка «СВАРКА WELDING 2017»



Во время работы выставки будет представлен серийный самоходный агрегат лазерной сварки САЛС-1, предназначенный для решения производственных задач в условиях трассового строительства для предприятий нефтегазовой отрасли. Эта уникальная сварочная технология на основе волоконных лазеров разработана НТО «ИРЭ-Полус» и НПК «УТС ИНТЕГРАЦИЯ».

<http://welding.expoforum.ru>

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ И НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МАЛОГО ТРЕХМЕРНОГО ОБРАЗЦА ПРИ ЕГО ПОСЛОЙНОМ ФОРМИРОВАНИИ*

**О. В. МАХНЕНКО¹, А. С. МИЛЕНИН¹, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО¹,
Н. И. ПИВТОРАК¹, Д. В. КОВАЛЬЧУК²**

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ЧАО «НПО «Червона Хвиля». 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 15. E-mail: master@chervonahvilya.com

С целью оптимизации процесса послойного формирования титановых конструктивных элементов авиакосмического назначения посредством современных электронно-лучевых технологий xBeam 3D Metal Printer (xBeam) был проведен комплекс исследований кинетики температурных полей и напряженно-деформированного состояния таврового профиля с помощью методов математического и компьютерного моделирования. На основе результатов исследований были показаны способы оптимизации температурных полей для обеспечения равномерного распределения по высоте и по длине изделия путём рационального выбора времени между проходами наплавки формирующих валиков и переменной мощности источника. Кроме того, показаны характерные поля напряжений и деформаций, формирующиеся в изделии в процессе его изготовления, а также возможности применения технологических приемов для снижения остаточного формоизменения. Библиогр. 26, табл. 2, рис. 13.

Ключевые слова: послойное формирование, электронный луч, температурное поле, напряжённо-деформированное состояние, оптимизация, математическое моделирование

В настоящее время аддитивные технологии в производстве титановых конструктивных элементов со сложной геометрией являются перспективной альтернативой традиционному производству, в первую очередь для авиакосмической промышленности и медицины [1–9]. Это обусловлено тем, что стоимость переплава отходов из титановых сплавов в результате механической обработки средних и крупных деталей зачастую выше, чем затраты при послойном формировании такого типа объектов, а для малоразмерных деталей повышается оперативность изготовления единичных экземпляров по индивидуальным заказам.

Существует несколько различных подходов получения металлических конструкций на основе принципа послойного формирования объекта. Эти подходы отличаются по типам расходных материалов и используемым источникам нагрева. По типам используемых расходных материалов эти подходы можно разделить на две основные группы: спекание или сплавление металлических порошков [1, 2, 5–10] и наплавка с подачей расходных материалов (присадочных проволок и т.п.) [1, 4, 11–13].

Методы, использующие порошковые расходные материалы, позволяют получать сложные геометрические объекты с очень высокой точностью

выполнения, в частности, для получения трехмерных пористых конструкций [1–3, 5–8, 10, 14–17]. Такого типа конструкции с успехом используются в медицине в качестве имплантатов [7, 9, 13, 18]. При этом скорость нанесения крайне низка, что ограничивает использование данных технологий для средне- и крупногабаритных конструкций.

Скорость нанесения, при использовании технологий на основе присадочных проволок, значительно выше, в большинстве случаев на порядок. Кроме того, в таких подходах эффективность использования расходных материалов также существенно выше и может достигать 100 % [1].

В качестве источников нагрева в подходах, использующих присадочные проволоки, выступают лазер, электронный луч или электрическая дуга. Подходы на основе лазерных технологий наиболее популярны в настоящее время из-за их точности [1, 4, 12, 19], тем не менее, их энергетическая эффективность мала (2...5 %) [1, 4]. Электронно-лучевая наплавка отличается большим КПД, но требует высокого вакуума. Как показывают результаты исследований структуры металла, электронно-лучевая наплавка позволяет получать детали сложной формы с однородной структурой металла наплавленных слоев, аналогичной струк-

* По материалам доклада, представленного на VIII Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина.

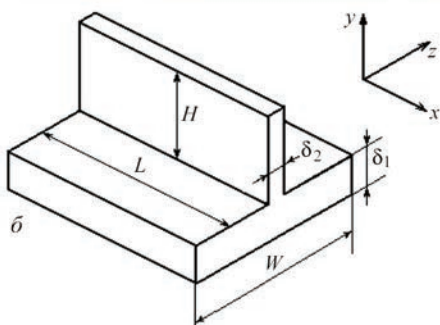
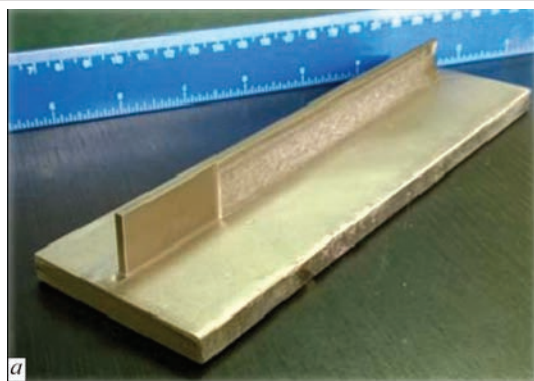


Рис. 1. Внешний вид (а) и схема (б) таврового профиля из титанового сплава, получаемого путем электронно-лучевого многослойного формирования

туре основного материала (подложки) [20]. По этой причине данная методика наиболее перспективна в авиакосмической промышленности [3, 4].

Основным недостатком подходов, использующих наплавку металлической проволокой, является возникновение значительных остаточных напряжений и деформаций [13]. Высокие остаточные напряжения могут существенно снижать эксплуатационные характеристики полученных компонентов, особенно их долговечность при циклических нагрузках, а остаточные деформации могут приводить к недопустимому искажению формы и отбраковке заготовок деталей.

Оптимизация аддитивных технологий наплавки на основе применения математического мо-

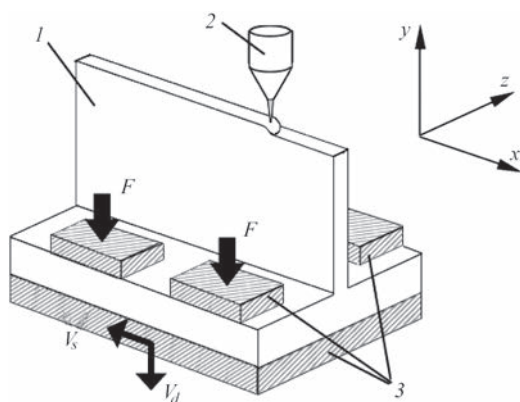


Рис. 2. Технологическая схема процесса электронно-лучевого многослойного формирования образцов таврового сечения: 1 — формируемое изделие; 2 — модуль нагрева и подачи проволоки; 3 — технологическая оснастка

делирования с целью снижения объема экспериментальных исследований требует значительных компьютерных и временных затрат [11, 15]. Тем не менее, выбор оптимальных параметров наплавки на основе компьютерного прогнозирования является наиболее перспективным.

Технологическая схема процесса многослойного формирования трехмерных образцов. Технологическая схема xBeam на примере многослойного формирования таврового профиля (рис. 1) представлена на рис. 2. Процесс проходит в условиях среднего вакуума (в диапазоне 10^{-2} мбар), что, с одной стороны, позволяет избежать загрязнения металла в силу высокого сродства с кислородом и/или азотом, а с другой стороны обеспечивает достаточную фокусировку электронного луча. Подложка формируемого изделия (в рассматриваемом случае это полка таврового профиля) помещается в силовую оснастку, которая прижимает ее к подвижной платформе усилием F , перемещает относительно неподвижного источника нагрева с заданной скоростью V_s в плоскости пластины и периодически, по мере наплавления каждого валика, в перпендикулярном направлении со скоростью V_d .

Источник нагрева представляет собой составной комплекс систем генерирования электронного луча в форме полого конуса, сходящегося максимально близко к поверхности формируемой конструкции и подачи присадочной проволоки (рис. 3, а). Это позволяет реализовать эффективное и достаточно равномерное расплавление присадочной проволоки без существенного ее перегрева, а также создавать ванну расплава на подложке или нанесенном ранее слое для быстрого растекания жидкого присадочного материала по поверхности. Экспериментально определенное распределение потока энергии в таком электронном луче представлено на рис. 3, б.

Согласно лабораторным исследованиям, изделие в результате послойной наплавки получило

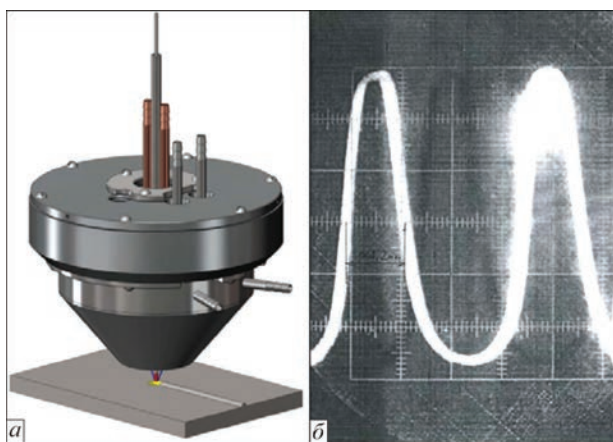


Рис. 3. Схема модуля электронно-лучевого нагрева (а) и экспериментально определенное распределение потока энергии в электронном луче (б)

определенную остаточную изгибную деформацию в результате образования сварочной усадки металла в области наплавки. Кроме того, как показали предварительные эксперименты, торцевые области характеризуются нерегулярной структурой стенки профиля в результате неравномерности нагрева при наплавке. Одним из преимуществ используемой схемы xBeam является возможность программного контроля тепловложения, что дает широкие возможности оптимизации технологических параметров рассматриваемого процесса. Также эффективным параметром оптимизации является варьирование времени задержки между наплавкой каждого из валиков и рациональный выбор способа и степени предварительного подогрева.

Методика исследований. С целью предварительного анализа кинетики состояния образца таврового профиля из титанового сплава был использован программный пакет WeldPrediction, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины для прогнозирования физико-механических процессов в сварке и родственных технологиях [21–23]. Решение задач теплопроводности, напряженно-деформированного состояния металла в процессе предварительного подогрева, последующей наплавки вплоть до остывания изделия и снятия технологической оснастки производилось на совместных прямоугольных сетках разбиения. На каждом этапе наплавки менялась форма изделия в соответствии со скоростью наплавки и геометрией формирующихся при этом валиков. Целесообразным является решение задач нестационарной термопластичности производить в двухмерной постановке путем усреднения трехмерного расчетного поля температур по толщине. Это позволяет не только изучить развитие состояния исследуемого изделия с достаточной точностью, но и снизить ресурсоемкость исследований.

Так, для численного анализа кинетики температурного поля $T(x, y, z)$ от времени t при xBeam наплавке изделия, показанного на рис. 1, использовалось конечно-разностное решение трехмерного нестационарного уравнения теплопроводности:

$$c\gamma(T)\frac{\partial T}{\partial t} = \nabla[\lambda(T)\nabla T], \quad (1)$$

где $c\gamma$, λ — удельная теплоемкость и теплопроводность материала, соответственно.

Граничные условия, необходимые для решения задачи (1), зависят от теплоотвода с поверхности изделия. Так, в области контакта с технологической оснасткой теплоотдача может быть описана законом Ньютона, тогда как на свободной поверхности характеризуется тепловым излучением (закон Стефана–Больцмана) с дополнительным вложением энергии с наплавляемого торца изделия в

случае расположения там источника нагрева. Таким образом, граничные условия для решения задачи теплопроводности в рассматриваемом случае имеют вид:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial n} = \begin{cases} \alpha_T(T - T_C), & \text{в области контакта с оснасткой} \\ \epsilon\sigma_{SF}(T^4 - T_C^4) - q, & \text{на свободных поверхностях,} \end{cases} \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; α_T — коэффициент теплоотдачи; T_C — температура окружающей среды; ϵ — степень черноты материала; σ_{SF} — константа Стефана–Больцмана; q — поток энергии электронно-лучевого нагрева.

Связь между компонентами тензоров напряжений и деформаций может быть сформулирована на основе обобщенного закона Гука с учетом температурных объемных изменений и ассоциированного закона пластического течения [24, 25]:

$$\begin{cases} \Delta\epsilon_{ij} = \psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m) + \delta_{ij}(K\sigma_m + \Delta\epsilon_T) - b_{ij} \\ b_{ij} = \frac{1}{2G}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m)^* + (K\sigma_m)^* \end{cases} \quad (3)$$

$$(i, j) = (x, y, z),$$

где $K = (1 - 2\nu)/E$; E — модуль Юнга; ν — коэффициент Пуассона; $G = E/(2(1 + \nu))$; $\Delta\epsilon_T$ — приращение деформаций, обусловленное термическим расширением металла; ψ — функция состояния материала, определяемая условием текучести, а именно

$$\begin{cases} \Psi = \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i < \sigma_T(T), \\ \Psi > \frac{1}{2G}, & \text{если } \sigma_i = \sigma_T(T), \end{cases} \quad (4)$$

где

$$\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{xz}^2 + \sigma_{yz}^2)}.$$

Пластические деформации определяются из уравнения

$$\Delta\epsilon_{ij} = \left(\Psi - \frac{1}{2G} \right) (\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma_m), \quad (i, j = x, y, z). \quad (5)$$

Реализация условий (4) производится на каждом шаге прослеживания, при этом на каждой итерации по Ψ напряжения σ_{ij} представляются из (5) в виде

$$\begin{cases} \sigma_{ij} = \frac{1}{\Psi} \left(\Delta\epsilon_{ij} + \delta_{ij} \frac{\Psi - K}{K} \Delta\epsilon \right) + J_{ij}; \\ J_{ij} = \frac{(b_{ij} - \delta_{ij}b) + \delta_{ij} \left(K\sigma^* - \frac{\Delta\epsilon_T}{K} \right)}{\Psi}, \end{cases} \quad (6)$$

Т а б л и ц а 1. Технологические параметры процесса многослойного формирования лабораторного образца из титанового сплава (рабочий газ — гелий)

Параметр	Значение	Примечания
Расходный материал (пруток)	Диаметр 1,6 мм	Титан марки ВТ1-0
Подложка (плита)	8×30×70 мм	Титан марки ВТ1-0
Вакуум	5·10 ⁻¹ Па	После начала подачи газа вакуум снизился до 1 Па
Ускоряющее напряжение	15 кВ	-
Ток электронного луча	300 мА	-
Мощность электронного луча	4,5 кВт	-
Скорость подачи расходного материала	14 мм/с	-
Скорость перемещения подложки по оси X	14 мм/с	-
Смещение по оси Y перед каждым новым циклом наплавки	0,5 мм	-
Количество наплавленных слоев	37	-

где

$$\Delta \epsilon = \frac{\Delta \epsilon_{xx} + \Delta \epsilon_{yy} + \Delta \epsilon_{zz}}{3}, \quad b = \frac{b_{xx} + b_{yy} + b_{zz}}{3}.$$

Связь между тензором $\Delta \epsilon_{ij}$ и вектором приращений перемещений ΔU_i представляется в виде

$$\Delta \epsilon_{ij} = \frac{\Delta U_{i,j} + \Delta U_{j,i}}{2}, \tag{7}$$

где запятая соответствует дифференцированию.

Разрешающая система алгебраических уравнений относительно вектора приращений перемещений в узлах конечных элементов на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ определяется в результате минимизации функционала (вариационный принцип Лагранжа)

$$\Theta_I = -\frac{1}{2} \sum_V (\sigma_{ij} + J_{ij}) \Delta \epsilon_{ij} V_{m,n,r} + \sum_{S_p} P_i \Delta U_i \Delta S_p^{m,n,r}, \tag{8}$$

где \sum_V, \sum_{S_p} — оператор суммы по внутренним и поверхностным конечным элементам, соответственно; P_i — силовой вектор внешнего воздействия ($i = x, y, z$).

Таким образом, система уравнений, которая позволяет получить решение относительно приращений вектора перемещений на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ для соответствующего конечного элемента, имеет вид:

$$\begin{cases} \frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta U_{m,n,r}} = 0; \\ \frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta V_{m,n,r}} = 0; \\ \frac{\partial \Theta_I}{\partial \Delta W_{m,n,r}} = 0. \end{cases} \tag{9}$$

Решение указанных задач нестационарной термомпластичности согласно приведенному математическому описанию проводилось путем численного прослеживания упругопластических деформаций, начиная с этапа предварительного подогрева подложки, наплавки каждого валика вплоть до полного остывания изделия и снятия

технологической оснастки, в рамках соответствующего конечно-элементного описания [26].

Результаты моделирования. Рассматриваемый технологический процесс моделировался на основе результатов лабораторных исследований по наплавке таврового изделия из титанового сплава (рис. 1). Основные параметры данного технологического цикла приведены в табл. 1.

В результате решения температурной задачи (рис. 4) показано, что температурные поля для рассматриваемого случая имеют трехмерный характер, при этом в наплавляемой тонкой стенке таврового профиля температура распределена достаточно равномерно в поперечном сечении, а состояние полки характеризуется относительно невысокими температурами градиентами.

Одной из основных задач, которая рассматривалась на данном этапе исследований, было изучение потенциальных возможностей достижения стационарного температурного поля в изделии при наплавке каждого из слоев. Это позволит получить благоприятные условия формирования валиков, а также обеспечить равномерность структурного состояния металла по всему сечению изделия, и, соответственно, гомогенность его физико-механических и эксплуатационных свойств. Как показывают результаты численного моделирования согласно изложенной выше методике, при наплавке валиков не наблюдается значительного перегрева жидкого металла после того, как он попадает на поверхность формируемого изделия, что свидетельствует об эффективном отводе тепла в металл изделия и окружающую среду. Это позволяет получать достаточный прогрев металла для обеспечения сплавления валиков и избежать перегрева и чрезмерной текучести жидкого металла.

Характерной особенностью распределения максимальных температур в области наплавки является локально более низкие температуры в начале валика и небольшой перегрев в конце. Это может быть компенсировано, в частности, переменной по длине мощностью электронно-лучевого источника нагрева. Для примера было рассмотрено три режима наплавки валиков (табл. 2): базовый режим (1) и

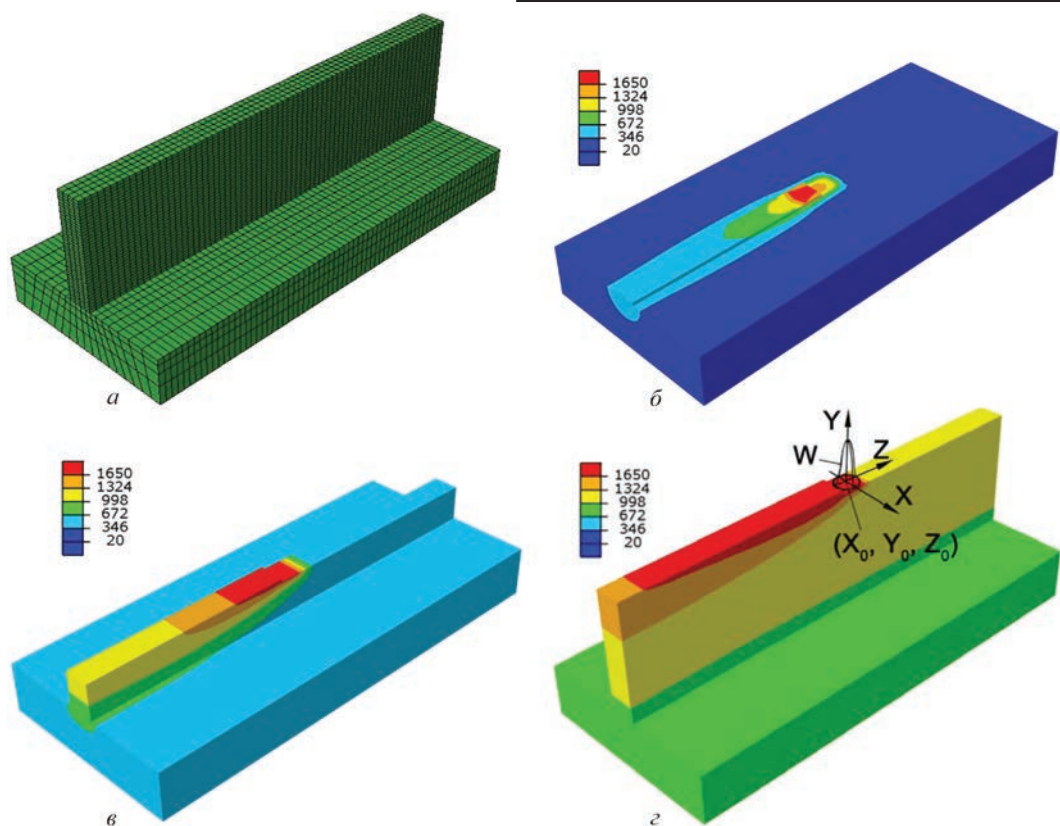


Рис. 4. Конечно-элементная модель (а) и распределение температур в тавровом образце в процессе послойного формирования: б — наплавка 1-го валика; в — наплавка 12-го валика; г — наплавка 37-го валика и схема модели распределенного источника нагрева

режимы избыточной мощности в начале наплавки (2) и сниженной в конце (3).

Выбранные режимы позволяют путем изменения мощности источника на относительно небольших отрезках наплавляемого валика компенсировать избыточный отвод тепла в неразогретое изделие в начале наплавки и избыточное накопление тепла возле конечной части кромки, и достичь более равномерного распределения максимальных температур (в качестве примера на рис. 5 приведено расчетное распределение температур при наплавке десятого валика). Дальнейшее увеличение мощности на начальном этапе формирования стенки таврового профиля (более 160 %) нецелесообразно, так как вызовет локальный перегрев данной области конструкции.

Кроме обеспечения однородности структурного состояния металла вдоль направления наплавки валиков важным является поддержание

максимально приближенного к стационарному температурного режима наплавки каждого из слоев стенки рассматриваемого профиля для однородности металла по высоте. Как показывают результаты расчетов (рис. 6), на примере температуры, усредненной по площади валика через $2,7 \cdot 10^{-3}$ с после его наплавки в центральной части изделия таврового профиля, стационарный режим имеет место после восьмого валика.

Таблица 2. Модельные режимы наплавки валиков в процессе формирования изделия таврового профиля при переменной мощности электронно-лучевого источника нагрева

Номер режима	Мощность источника на различных участках наплавляемого элемента, кВт (%)		
	0...2 мм	2...68 мм	68...70 мм
1	4,5 (100)	4,5 (100)	4,5 (100)
2	6,3 (140)	4,5 (100)	4,3 (95)
3	7,2 (160)	4,5 (100)	4,3 (95)

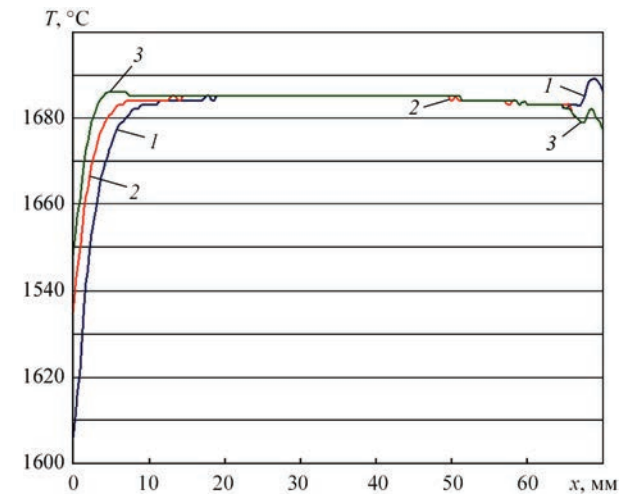


Рис. 5. Распределение максимальных температур по всей длине наплавленного валика для различных режимов теплового воздействия источника (режимы 1–3 согласно табл. 2)

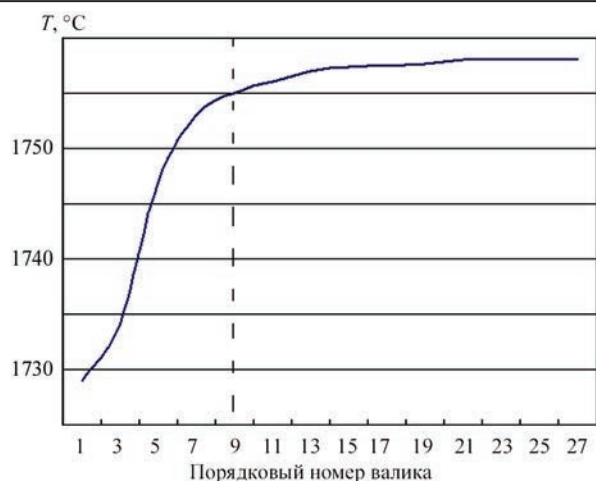


Рис. 6. Зависимость пространственно-усредненной по площади валика максимальной температуры наплавленного металла в центральном сечении профиля от порядкового номера валика

Еще одним важным фактором, который необходимо учитывать при выборе рациональных параметров наплавки рассматриваемого образца, является время задержки t_r между наплавкой каждого из валиков. С одной стороны, увеличение времени задержки позволяет более равномерно перераспределять тепло от каждого из валиков наплавки, с другой, уменьшение t_r ведет к снижению энергоемкости рассматриваемого процесса и меньшему накоплению профилем тепловой энергии. На рис. 7 показано влияние величины t_r на величину установившейся температуры в центральной части изделия. Из приведенных данных можно сделать вывод о том, что при $t_r < 25$ с наблюдается перегрев наплавленной кромки изделия вплоть до переплава предыдущего наплавленного слоя. При $t_r > 40$ с стационарный режим является более благоприятным с точки зрения качества формируемого элемента, но при этом на начальном этапе наплавки может быть несплавление слоев металла между собой в резуль-

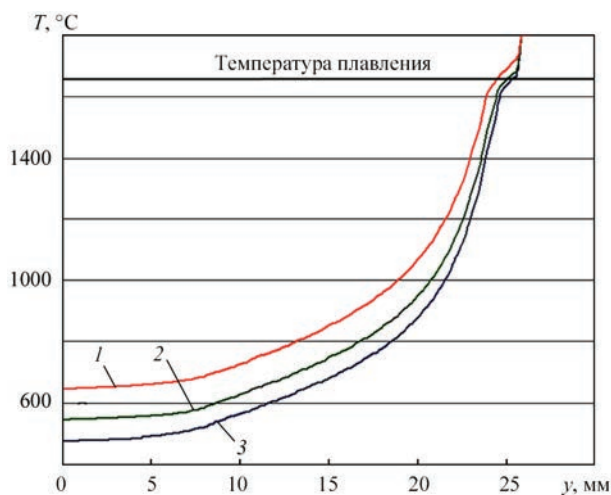


Рис. 7. Распределение максимальных температур по высоте профиля при наплавке 37-го валика для различного времени задержки между валиками: 1 — $t_r = 20$ с; 2 — 30; 3 — 40

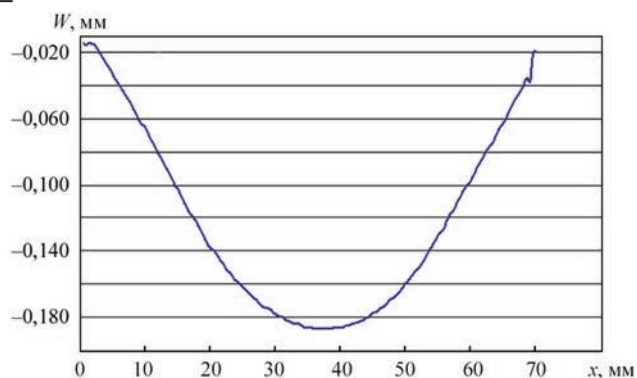


Рис. 8. Остаточное формоизменение нижней плоскости подложки изделия таврового профиля после завершения ЭЛН, полного остывания и снятия силовой оснастки

тате интенсивного отвода тепла в конструкцию. Поэтому диапазон $25 \text{ с} < t_r < 35 \text{ с}$ можно считать рациональным при выборе регулярной задержки наплавки каждого из валиков по всей высоте наплаваемого элемента.

Остаточное формоизменение и внутренние напряжения в сформированном изделии могут являться факторами, ограничивающими применение рассматриваемой технологии. Необратимые деформации подложки рассматриваемого элемента таврового профиля в результате продольной усадки могут превышать допуски, предписанные конкретными конструктивными решениями, тогда как высокие остаточные напряжения снижают сопротивляемость к усталостному воздействию и повышают склонность к стресс-коррозионному разрушению. Наиболее часто для улучшения эксплуатационных характеристик конструкций, в частности, сварных, используют термомеханическую обработку. Но дополнительный технологический этап обработки изделий влечет повышение себестоимости производства, поэтому рациональным является оптимизация процесса xBeam с учетом особенностей кинетики напряженно-деформированного состояния конструкции конкретной геометрии. Так, для рассматриваемого изделия таврового профиля характерным и наиболее неблагоприятным является остаточное деформирование по механизму продольной усадки, в результате чего вся конструкция получает изгиб в продольной плоскости (рис. 8). Ввиду относительно небольшой длины данного элемента его остаточное формоизменение невелико (около 0,2 мм), но при необходимости увеличения длины конструкции остаточный прогиб может выходить за пределы требуемых допусков (рис. 9).

Напряженное состояние в плоскости изделия (рис. 10) характеризуется относительно невысоким уровнем остаточных напряжений как в продольном направлении, так и в поперечном. Характерной особенностью является некоторая концентрация напряжений σ_{yy} в результате кон-

цевых эффектов. Кроме того, в области перехода полки тавра в стенку имеются повышенные растягивающие продольные напряжения σ_{xx} , обусловленные общим изгибом конструкции.

Эффективным технологическим приемом снижения остаточных деформаций сварных конструкций является предварительный прогиб (выгиб), который может реализовываться за счет силовой оснастки. На рис. 11 представлены результаты расчета прогиба продольной оси таврового наплавленного образца длиной $L = 300$ мм после послойного формирования на изначально ровную подложку и с учетом предварительного прогиба W_0 . Видно, что оптимальная величина предварительного прогиба может существенно снижать остаточные деформации общего формоизменения.

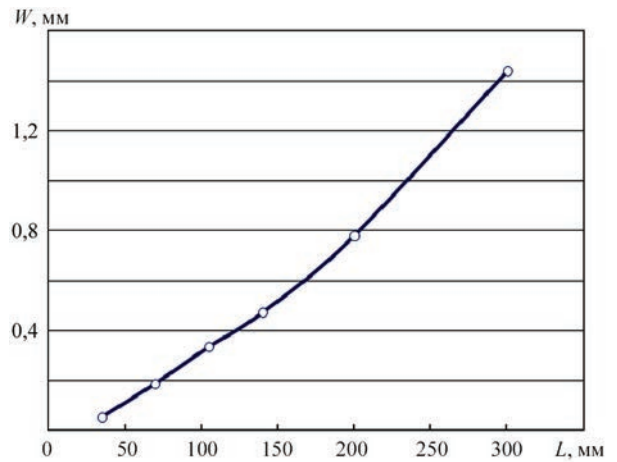


Рис. 9. Зависимость остаточного прогиба таврового профиля W от его длины L после снятия оснастки

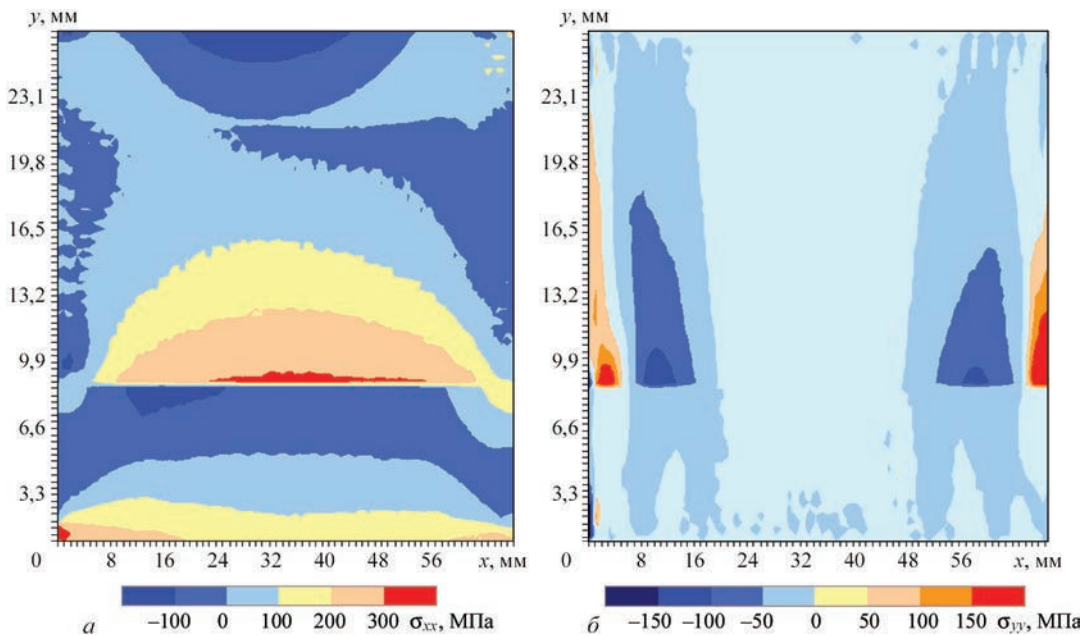


Рис. 10. Распределение остаточных напряжений σ_{xx} (а) и σ_{yy} (б) в изделии после его формирования при режиме 1 (см. табл. 2)

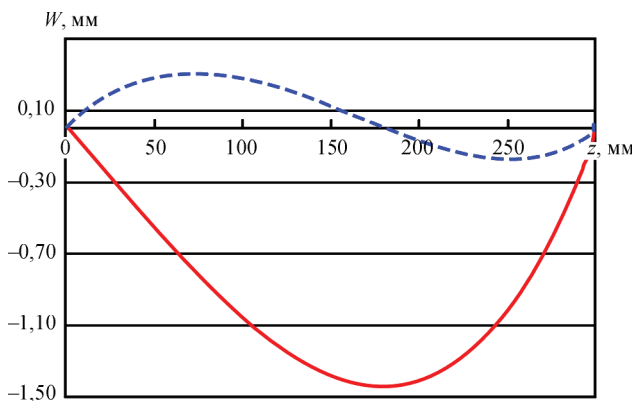


Рис. 11. Форма продольной оси таврового наплавленного образца $L = 300$ мм после послойного формирования на изначально ровную подложку (сплошная кривая) и с учетом предварительного прогиба $W_0 = 1,5$ мм (штриховая)

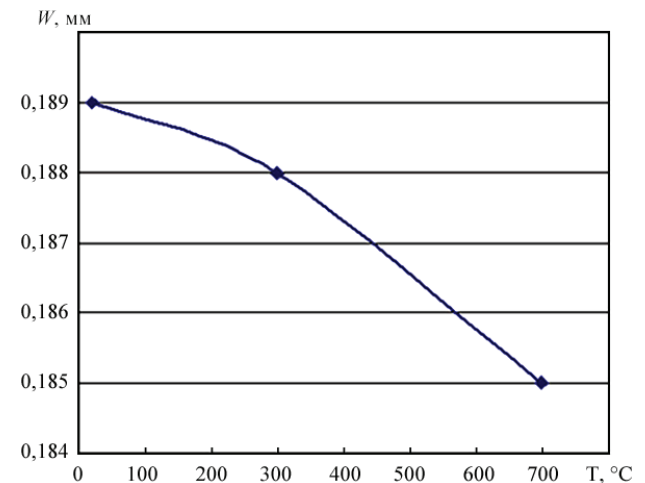


Рис. 12. Зависимость остаточного прогиба W наплавленного образца $L = 70$ мм после снятия оснастки от температуры предварительного подогрева T_0

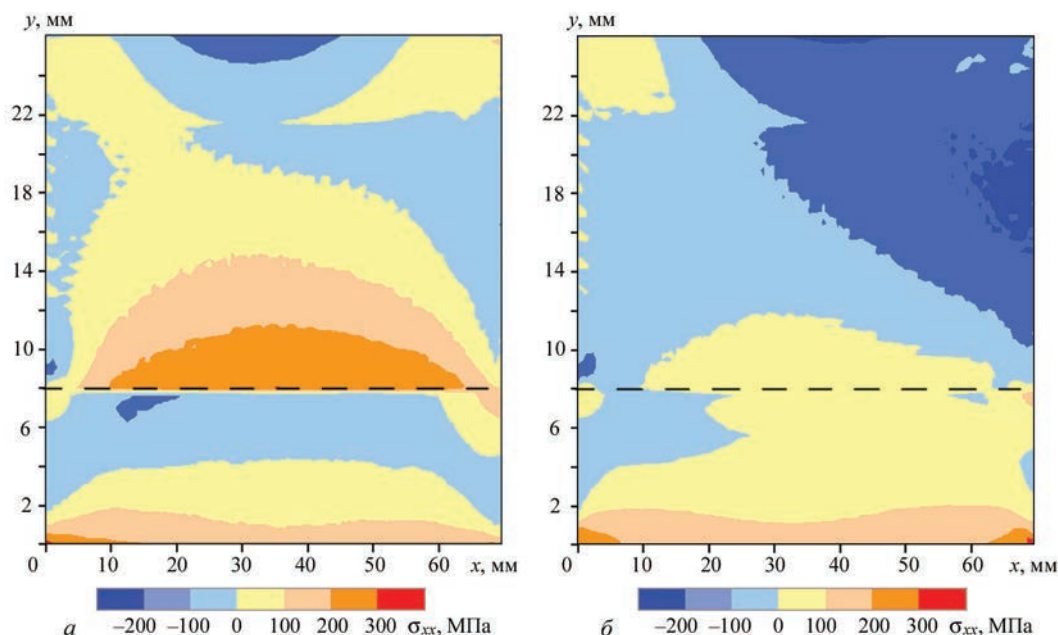


Рис. 13. Распределение продольных остаточных напряжений σ_{xx} в изделии после его формирования при предварительном подогреве подложки до $T_0 = 300$ (а) и 700 °С (б)

Результаты оценки влияния предварительного подогрева подложки на остаточные деформации таврового образца длиной 70 мм показаны на рис. 12. Величина остаточного прогиба при подогреве подложки от комнатной температуры до 700 °С практически не меняется (2 %), а остаточные напряжения в области перехода полки в стенку существенно падают при увеличении температуры подогрева (рис. 13).

Выводы

1. Разработан комплекс математических моделей и программных средств их реализации для численного прогнозирования кинетики температурного и напряженно-деформированного состояний конструкции таврового профиля из титанового сплава в процессе электронно-лучевой наплавки xBeam 3D Metal Printing. На основе базовых параметров получения лабораторных образцов таврового профиля исследованы характерные особенности распределения температурного поля. Показано, что определенная стабилизация температурных циклов по длине наплавляемой стенки может быть достигнута путем задания переменной мощности источника нагрева: до 160 % мощности на начальном этапе с целью более существенного прогрева кромки изделия и менее 95 % мощности на конечном этапе для компенсации процесса накопления тепла в конце образца.

2. Показано существенное влияние длительности задержки между наплавкой каждого из формирующих валиков на характер распределения температуры: сокращение времени задержки менее 20 с приводит к существенному накоплению

тепла в металле изделия и, как результат, значительному перегреву и чрезмерному проплавлению, что может снизить качество формируемого изделия.

3. Путем численного прогнозирования развития деформированного состояния изделия в процессе наплавки, последующего остывания и снятия усилий технологической оснастки показано формирование остаточных продольных изгибных деформаций на уровне 0,2 мм. При этом изменение длины изделия существенно влияет на величину продольного изгиба, что может потребовать соответствующей термомеханической правки. Эффективным технологическим приемом снижения остаточных деформаций является предварительный прогиб (выгиб), который может реализовываться за счет силовой оснастки.

4. На основе анализа результатов прогнозирования остаточного напряженного состояния рассматриваемой модельной конструкции показано формирование избыточных растягивающих продольных напряжений в области перехода полки таврового профиля в стенку, что вызвано общим изгибом конструкции. Кроме того, в области ее торцов формируются выраженные концентраторы напряжений σ_{yy} . Результаты оценки влияния предварительного подогрева подложки на напряженно-деформированное состояние таврового образца показали, что остаточные напряжения в области перехода полки в стенку существенно падают при увеличении температуры подогрева и при $T_0 = 700$ °С практически обеспечиваются условия высокого отпуска.

Авторы выражают признательность Г. Ф. Розинке и Д. С. Гаврилову за участие в подготовке статьи.

1. Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests / Ding D. et al. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2015. – 81(1). – P. 465–481.
2. Cellular titanium by selective electron beam melting / Heintz P. et al. // Adv. Eng. Mater. – 2007. – № 9. – P. 360–364.
3. Kristofer Ek. Additive manufactured material // Master of Science Thesis Stockholm. – 2014. – 88 p.
4. Additive manufactured Ti-6Al-4V using welding wire: comparison of laser and arc beam deposition and evaluation with respect to aerospace material specifications / Brandl E. et al. // Physics Procedia. – 2010. – December. – P. 595–606.
5. Building new entities from existing titanium part by electron beam melting: microstructures and mechanical properties / Mandil G. et al. // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. – 2016. – Vol. 85. – Iss. 5. – P. 1835–1846.
6. Characterization of titanium aluminide alloy components fabricated by additive manufacturing using electron beam melting / Murr L. E. et al. // Acta Materialia. – 2010. – Vol. 58. – Iss. 5. – P. 1887–1894.
7. Characterization of cellular solids in Ti6Al4V for orthopaedic implant applications: Trabecular titanium / Marin E. et al. // Mechanical Behaviour of Biomedical Materials. – 2010. Vol. 3. – Iss. 5. – P. 373–381.
8. Preliminary fabrication of thin-wall structure of Ti6Al4V for dental restoration by electron beam melting / Wahyudin P. Syam et al. // Rapid Prototyping Journal. – 2012. – April. – P. 230–240.
9. Assessment by X-ray CT of the effects of geometry and build direction on defects in titanium ALM parts / Leonard F. et al. // Conference on Industrial Computed Tomography (ICT). – 2012. – P. 85–93.
10. Atmospheric electron-beam surface alloying of titanium with tantalum / Golkovski M. G. et al. // Materials Science & Engineering A. – 2013. – Vol. 578. – P. 310–317.
11. Effect of interpass temperature on in-situ alloying and additive manufacturing of titanium aluminides using gas tungsten arc welding / Yan Ma et al. // Adv. Manufacturing. – 2015. – Vol. 8. – P. 71–77.
12. A comparative study of additive manufacturing techniques: Residual stress and microstructural analysis of CLAD and WAAM printed Ti-6Al-4V components / Blanka A. Szost et al. // Materials and Design. – 2015. – Vol. 89. – P. 559–567.
13. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: Microstructure and mechanical properties / Baurfeld B. et al. // Materials and Design. – 2010. – Vol. 31. – P. 106–111.
14. Electron beam additive manufacturing of titanium components: properties and performance / Edwards P. et al. // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2013. – Vol. 135. – Iss. 6. – P. 061016/1–061016/7.
15. Powder-bed electron-beam-melting additive manufacturing: powder characterization, process simulation and metrology / Gong X. et al. // ASME Early Career Technical Journal. – 2013. – № 12. – P. 59–66.
16. Recent Progress of Additive Manufactured Ti-6Al-4V by Electron Beam Melting / Nai M. L. S. et al. // Proceedings of the 27th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference 2016. – P. 691–704.
17. Additive manufacturing solutions for improved medical implants / Petrovic V. et al. // Biomedicine, InTechOpen. – 2012. – March. – P. 147–180.
18. Electron beam melting fabrication of porous Ti6Al4V scaffolds: cytocompatibility and osteogenesis / Jia Lv. et al. // Adv. Eng. Mater. – 2015. – P. 1–8.
19. Evaluation of titanium alloys fabricated using rapid prototyping technologies – electron beam melting and laser beam melting / Mari Koike et al. // Materials. – 2011. – № 4. – P. 1776–1792.
20. 3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей / С. В. Ахонин и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 5–6 (753). – С. 141–144.
21. Махненко В. И. Проблемы экспертизы современных сварных конструкций ответственного назначения // Там же. – 2013. – № 5. – С. 22–29.
22. Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Олейник О. И. Риск-анализ как средство формализации принятия решений о внеплановом ремонте сварных конструкций // Там же. – 2008. – № 5. – С. 5–10.
23. Міленін О. С. Імовірнісний аналіз стану магістральних трубопроводів із виявленими дефектами та ресурс їх експлуатації після ремонту під тиском // Вісник Тернопільського національного технічного університету. Спеціальний випуск. – 2011. – Ч. 1. – С. 73–81.
24. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. – Киев: Наукова думка, 1976. – 320 с.
25. Махненко В. И. Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. – Там же, 2006. – 618 с.
26. Методы и технологии параллельных вычислений для математического моделирования напряженно-деформированного состояния конструкций с учетом вязкого разрушения / Е. А. Великоиваненко и др. // Проблемы управления и информатики. – 2014. – № 6. – С. 42–52.

Махненко О. В.¹, Міленін О. С.¹, Великоіваненко О. А.¹,
Півторак Н. І.¹, Ковальчук Д. В.²

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

²ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».
03680, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 15.
E-mail: master@chervonahvilya.com

МОДЕЛЮВАННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ ПОЛІВ І НАПРУЖЕНО-ДЕФОРМОВАНОГО СТАНУ МАЛОГО ТРИВИМІРНОГО ЗРАЗКА ПРИ ЙОГО ПОШАРОВОМУ ФОРМУВАННІ

З метою оптимізації процесу пошарового формування титанових конструкційних елементів авіакосмічного призначення за допомогою сучасних електронно-променевих технологій xBeam 3D Metal Printer (xBeam) було проведено комплекс досліджень кінетики температурних полів і напружено-деформованого стану таврового профілю за допомогою методів математичного та комп'ютерного моделювання. На основі результатів досліджень було показано способи оптимізації температурних полів для забезпечення рівномірного по висоті та по довжині виробу розподілу шляхом раціонального вибору часу між проходами наплавлення формуючих валиків і змінної потужності джерела. Крім того, показані характерні поля напружень та деформацій, що формуються у виробі в процесі його виготовлення, а також можливості використання технологічних заходів для зниження залишкової формозміни. Бібліогр. 26, табл. 2, рис. 13.

Ключові слова: пошарове формування, електронний промінь, температурне поле, напружено-деформований стан, оптимізація, математичне моделювання.

Поступила в редакцію 14.02.2017

СИЛОВОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОКА ДУГИ С СОБСТВЕННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ*

В. Ф. ДЕМЧЕНКО¹, И. В. КРИВЦУН¹, И. В. КРИКЕНТ², И. В. ШУБА¹

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

²Днепропетровский гос. техн. ун-т. 51918, г. Каменское, ул. Днепропетровская, 2

Проведен детальный теоретический анализ силового взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем в условиях дуговой сварки неплавящимся электродом. Электромагнитная сила (сила Лоренца) представляется в виде суммы вихревой и потенциальной сил, из которых лишь вихревая составляющая способна возбуждать движение плазмы или расплавленного металла. Под воздействием центробежной вихревой силы в дуговой плазме и в металле сварочной ванны возникает магнитное давление, градиент которого создает магнитную силу, преимущественно направленную в аксиальном направлении. Величина этой силы тем больше, чем выше плотность тока в прианодной области сварочной дуги (на поверхности сварочной ванны). В зависимости от характера растекания электрического тока в столбе дуги рассматриваются три возможных сценария движения дуговой плазмы: по схеме прямого и обратного конуса, а также в виде двух вихрей, возбуждаемых сжатием токового канала в прикатодной и прианодной областях дуги. Изложенные теоретические положения иллюстрируются численными расчетами распределения магнитного давления и магнитной силы в плазме столба дуги и в металле сварочной ванны. Установлено, что контракция электрического тока на аноде интенсифицирует гидродинамические потоки расплавленного металла, а, следовательно, и конвективный перенос энергии от центральной зоны поверхности сварочной ванны к ее донной части, способствуя повышению проплавляющей способности дуги с тугоплавким катодом. Библиогр. 14, табл. 1, рис. 12.

Ключевые слова: дуговая сварка, неплавящийся электрод, расплавленный металл, гидродинамические потоки, ток дуги, магнитное поле, проплавляющая способность дуги

При дуговой сварке электромагнитная сила, возникающая в результате взаимодействия тока дуги с собственным магнитным полем, оказывает существенное влияние на процессы переноса массы, импульса и энергии как в столбе сварочной дуги, так и в сварочной ванне. В дуговой плазме сила Лоренца является доминирующим силовым фактором, определяющим структуру и интенсивность потоков плазмы. В принципиальном плане характер газодинамического течения плазмы в столбе дуги может изменяться в зависимости от ее длины и поперечных размеров областей катодной и анодной привязки дуги, которые определяют величину пондеромоторной силы в приэлектродных зонах столба дуги и, соответственно, структуру газодинамических потоков дуговой плазмы в целом. В сварочной ванне, наряду с электромагнитной силой, на расплав воздействуют еще три силы — термокапиллярная сила Марангони, обусловленная температурной зависимостью коэффициента поверхностного натяжения, и сила вязкого трения потока дуговой плазмы о поверхность расплавленного металла, действующие вдоль свободной поверхности сварочной ванны, а также сила плавучести (сила Архимеда), возникающая за счет не-

однородности температурного поля расплава. Последняя является наименее значимым фактором в формировании потоков расплавленного металла по сравнению с силой Лоренца, силой Марангони и силой трения. Доминирующая роль одного из этих трех силовых факторов зависит от режима сварки, свойств свариваемого металла, размеров сварочной ванны, размера области привязки дуги на ее поверхности и других характеристик сварочного процесса.

Как известно, объемная плотность электромагнитной силы \vec{F} определяется по формуле $\vec{F} = \vec{j} \times \vec{B}$, где \vec{j} — вектор плотности электрического тока; \vec{B} — вектор магнитной индукции. В такой форме электромагнитная сила учитывается в многочисленных работах (см., например, [1–8]), посвященных моделированию процессов переноса массы, импульса и энергии в дуговом разряде и в металле сварочной ванны. Приведенная формула для расчета электромагнитной силы позволяет вполне адекватно определять влияние сварочного тока на движение плазмы в столбе дуги и гидродинамику сварочной ванны. Вместе с тем, векторное поле электромагнитных сил, определенное по этой формуле, не дает

* По материалам доклада, представленного на VIII Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина.

возможности на качественном уровне априори оценивать возможную структуру газо(гидро)динамических потоков. Последняя может быть раскрыта лишь апостериори после проведения соответствующих расчетов характеристик потоков плазмы и расплавленного металла, инициированных электромагнитной силой. Этот недостаток стандартного выражения для объемной плотности электромагнитной силы обусловлен тем, что данная сила, как и объемная сила любой другой физической природы, представляется в виде суммы потенциальной и вихревой составляющих, из которых лишь вихревая составляющая силы способна возбуждать движение среды. Поэтому представляет интерес вычленив из полной электромагнитной силы \vec{F} ее вихревую составляющую и на этой основе раскрыть механизм и особенности воздействия этой актуальной составляющей силы на плазму столба дуги и расплавленный металл сварочной ванны. Именно с этих позиций в настоящей статье проводится детальный теоретический анализ силового взаимодействия сварочного тока с собственным магнитным полем. Этот анализ подкрепляется конкретными расчетами пространственных распределений характеристик электромагнитного поля (плотности электрического тока, напряженности магнитного поля, объемной плотности вихревой составляющей силы Лоренца, магнитостатического давления) в плазме столба дуги и в металле сварочной ванны, выполненными для характерных условий сварки неплавящимся электродом.

Основные теоретические положения. В дуговой плазме и в расплавленном металле вектор магнитной индукции \vec{B} связан с вектором напряженности магнитного поля \vec{H} соотношением $\vec{B} = \mu_0 \mu \vec{H}$, где μ_0 — универсальная магнитная постоянная; μ — магнитная проницаемость проводящей среды. Тогда формулу для объемной плотности электромагнитной силы можно переписать в виде

$$\vec{F} = \mu_0 \mu (\vec{j} \times \vec{H}). \quad (1)$$

В стационарном случае имеет место следующее соотношение, связывающее напряженность собственного магнитного поля \vec{H} с плотностью электрического тока \vec{j}

$$\text{rot } \vec{H} = \vec{j}. \quad (2)$$

При относительно невысоких скоростях перемещения дуги, характерных для сварки неплавящимся электродом, электромагнитное поле в дуговой плазме с хорошим приближением можно полагать осесимметричным. Подобный характер распределения характеристик поля продолжает сохраняться также и в объеме свариваемого металла вблизи области анодной привязки дуги. В

цилиндрической системе координат $\{r, \theta, z\}$ для осесимметричного электромагнитного поля имеем $\vec{j} = \{j_r, 0, j_z\}$, $\vec{H} = \{0, H_\theta, 0\}$.

Из уравнения (2) следует

$$-\frac{\partial H_\theta}{\partial z} = j_r; \quad \frac{1}{r} \frac{\partial(r H_\theta)}{\partial r} = j_z,$$

тогда

$$\vec{F} = -\mu_0 \mu \left[H_\theta \frac{1}{r} \frac{\partial(r H_\theta)}{\partial r} \vec{e}_r + H_\theta \frac{\partial H_\theta}{\partial z} \vec{e}_z \right],$$

где $\{\vec{e}_r, \vec{e}_z\}$ — единичные векторы в направлении соответствующих координатных осей. Преобразуем полученное выражение к виду

$$\vec{F} = -\mu_0 \mu \left(\frac{1}{2} \text{grad } H_\theta^2 + \frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r \right). \quad (3)$$

По теореме Гельмгольца любое векторное поле может быть представлено в виде суммы двух векторных полей \vec{F}_{pot} и \vec{F}_{rot} , первое из которых является потенциальным, а второе — вихревым. В соответствии с (3) потенциальная и вихревая составляющие силы Лоренца следующим образом выражаются через квадрат азимутальной компоненты напряженности магнитного поля:

$$\vec{F}_{\text{pot}} = -\mu_0 \mu \frac{1}{2} \text{grad } H_\theta^2, \quad \vec{F}_{\text{rot}} = -\mu_0 \mu \frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r. \quad (4)$$

Рассмотрим уравнение движения вязкой несжимаемой жидкости в поле электромагнитной силы \vec{F}

$$\rho \frac{D\vec{V}}{Dt} = -\text{grad } P + \eta \Delta \vec{V} + \vec{F}, \quad (5)$$

где ρ — плотность; \vec{V} — вектор скорости движения среды; $D\vec{V}/Dt$ — субстанциональная производная; P — гидродинамическое давление; η — коэффициент динамической вязкости. Учитывая (4), в случае осесимметричного электромагнитного поля уравнение (5) можно записать в виде

$$\rho \frac{D\vec{V}}{Dt} = -\text{grad } P' + \eta \Delta \vec{V} + \vec{F}_{\text{rot}}. \quad (6)$$

Здесь $P' = P + P_{ms}$, где $P_{ms} = 0,5 \mu_0 \mu H_\theta^2$ — магнитостатическое давление. Аналогичное представление для давления имеет место также и для уравнений магнитной газовой динамики дуговой плазмы. Из (6) следует, что в осесимметричном электромагнитном поле движение жидкости (плазмы) происходит исключительно в результате действия центостремительной вихревой составляющей силы $\vec{F}_{\text{rot}} = -\frac{H_\theta^2}{r} \vec{e}_r$. Действие же потенциальной силы \vec{F}_{pot} ограничивается созданием в объеме движущейся субстанции магнитостатиче-

ского давления P_{ms} , компенсирующего потенциальную составляющую силы и не препятствующего движению среды под действием массовой силы другой физической природы, например, силы плавучести. Здесь следует отметить, что магнитостатическое давление сложным образом распределено по объему электропроводящей среды.

В силу теоремы о полном токе напряженность магнитного поля $H_\theta(r, z)$ можно представить в виде: $H_\theta(r, z) = \frac{I(r, z)}{2\pi r}$, где $I(r, z) = 2\pi \int_0^r j_z(r', z) r' dr'$ — электрический ток, протекающий в пределах круга радиуса r , в произвольном аксиальном сечении z . Таким образом, вихревую составляющую силы Лоренца $\vec{F}_{rot}(r, z)$ и магнитостатическое давление P_{ms} можно выразить через ток $I(r, z)$ в виде

$$\begin{aligned} \vec{F}_{rot}(r, z) &= -\mu_0 \mu \frac{I^2(r, z)}{4\pi^2 r^3} \vec{e}_r; \\ P_{ms}(r, z) &= \frac{\mu_0 \mu}{8\pi^2} \frac{I^2(r, z)}{r^2}. \end{aligned} \quad (7)$$

Вблизи оси симметрии $I(r, z) = 0(r^2)$, поэтому $\vec{F}_{rot}(r, z) \rightarrow 0$, $P_{ms}(r, z) \rightarrow 0$ при $r \rightarrow 0$. Формулы (7) подобны тем, которые используются при описании пинч-эффекта. При относительно небольших сварочных токах (порядка 100...200 А) сжатие дугового разряда (пинч-эффект) проявляется слабо, а действие центробежной силы \vec{F}_{rot} реализуется путем возбуждения аксиального течения дуговой плазмы или металла сварочной ванны. Для качественного анализа механизма воздействия силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$ на газо(гидро)динамические потоки обратимся к уравнениям магнитной гидростатики. Пренебрегая в (5) силами инерции и вязкости, получим

$$-\text{grad } P' + \vec{F} = 0. \quad (8)$$

В терминах давления $P'(r, z)$ система уравнений (8) с учетом (3) записывается в виде

$$\begin{cases} \frac{\partial P'}{\partial r} = -\mu_0 \mu \frac{H_\theta^2}{r}; \\ \frac{\partial P'}{\partial z} = 0. \end{cases} \quad (9)$$

В контексте уравнений магнитостатики (9) давление $P'(r, z)$, создаваемое вихревой составляющей силы Лоренца, можно интерпретировать как магнитное давление, поэтому в дальнейшем будем обозначать $P_{mag}(r, z) = P'(r, z)$. Проинтегрируем первое из уравнений (9) на интервале $[r, \infty)$, полагая, что $P'(r, z)$ при $r \rightarrow \infty$ обращается в нуль (в силу того, что $\lim_{r \rightarrow \infty} H(r, z) = 0$). Имеем следующее выражение для $P_{mag}(r, z)$

$$P_{mag}(r, z) = P_{mag}^{(0)} - \mu_0 \mu \int_0^r \frac{H_\theta^2(r', z)}{r'} dr', \quad (10)$$

где $P_{mag}^{(0)}(0, z) = \mu_0 \mu \int_0^\infty \frac{H_\theta^2(r', z)}{r'} dr'$ — магнитное давление на оси системы. Градиент магнитного давления создает силу $\vec{F}_{mag} = \text{grad } P_{mag}(r, z)$, которая сложным образом распределена в объеме электропроводящей среды. Отметим, что второе из уравнений магнитостатики (9) удовлетворяется лишь тогда, когда в токовом канале $j_r \equiv 0$. В общем случае осесимметричной силы Лоренца, определяемой соотношением (3), воздействие силы \vec{F}_{mag} уравнивается в уравнениях магнитной гидростатики (8) (или уравнениях магнитной газо(гидро)динамики) силами немагнитного происхождения, в которых доминирующую роль может иметь давление, образующееся в результате динамического скоростного напора.

Силовое воздействие магнитного поля сварочного тока на дуговую плазму. Интенсивность и направление газодинамических потоков в дуговой плазме, возбуждаемых вихревой составляющей силы Лоренца, зависят от соотношения

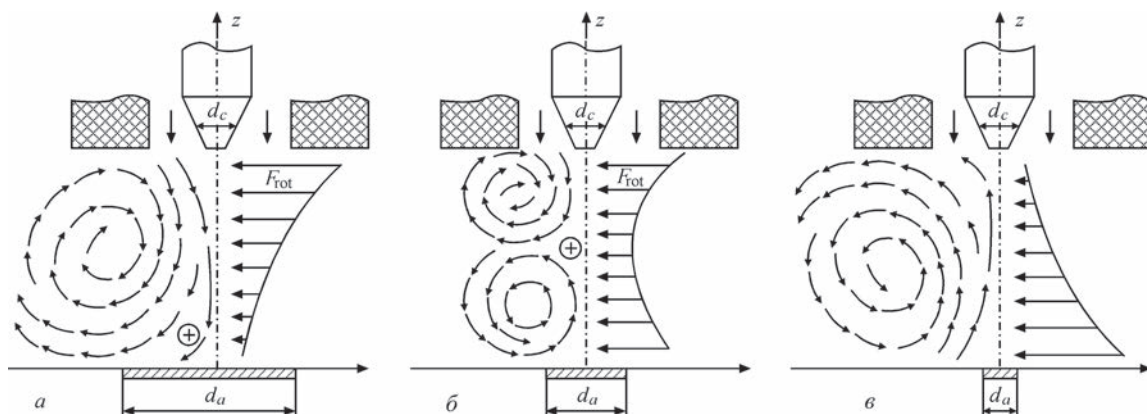


Рис 1. Распределение вихревой составляющей силы Лоренца и картина течения плазмы в столбе сварочной дуги: а — сценарий 1; б — сценарий 2; в — сценарий 3

между размерами токопроводящих каналов в приэлектродных областях дуги. Проанализируем три характерных сценария движения потоков плазмы (рис. 1), отличающихся характером растекания электрического тока в столбе дуги.

Сценарий 1. Рассмотрим сварку неплавящимся электродом на прямой полярности. Пусть R_a — радиус анодной привязки дуги, R_c — радиус катодной привязки. При $R_a > R_c$ электрический ток в столбе дуги растекается по схеме «прямого» конуса, так что вихревая составляющая силы Лоренца \vec{F}_{rot} и магнитное давление P_{mag} достигают наибольших значений вблизи катода (см. рис. 1, а), где плотность тока максимальна, и убывают по направлению к аноду. Вследствие этого в плазме столба дуги возникает аксиальный градиент магнитного давления, который вызывает течение плазмы в аксиальном направлении (от катода к аноду) с последующим образованием колоколообразной формы столба дуги.

Сценарий 2. При сварке по слою активизирующего флюса (процесс А-ТИГ) вследствие контрагирования дуги на аноде можно ожидать, что поперечные размеры токопроводящих каналов вблизи катода и анода будут соизмеримыми. Тогда распределение вихревой составляющей силы Лоренца по высоте столба приобретает два максимума, расположенных вблизи катода и анода. Аналогичным образом распределено также и магнитное давление, градиент которого вызывает формирование в столбе дуги двух встречных вихревых потоков плазмы (см. рис. 1, б), направленных от катода и анода к средней (по высоте) части столба дуги. В результате их взаимодействия формируется бочкообразная форма столба. Из этого следует, что газодинамическое давление плазмы столба дуги, как фактор деформации свободной поверхности сварочной ванны, имеет место лишь при условиях сценария 1.

Сценарий 3. Если $R_c > R_a$, то растекание тока происходит по схеме «обратного конуса». При сварке ТИГ такой сценарий является маловероятным, однако он может иметь место при гибридной лазерно-дуго-

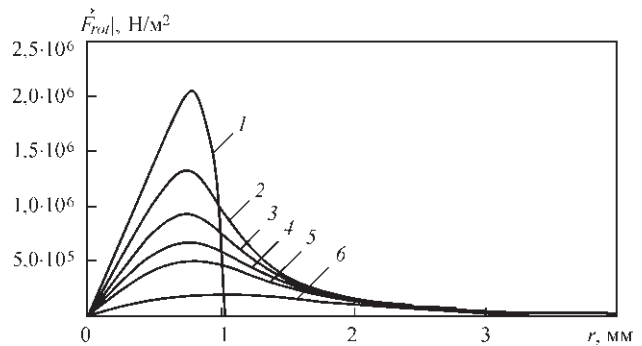


Рис. 3. Распределение $|\vec{F}_{rot}|$ в поперечных сечениях прикатодной области столба дуги

вой сварке когда потоки плазмы могут быть направлены в сторону катода (см. рис. 1, в).

Проиллюстрируем особенности распределения вихревой составляющей электромагнитной силы и магнитного давления для свободного-горящей аргоновой дуги длиной 3 мм при токе $I = 200$ А (сварка ТИГ). Для этой цели воспользуемся результатами численного моделирования [9] распределенных характеристик плазмы дугового разряда, выполненных в соответствии с моделью дуги, предложенной в [10]. При анализе результатов расчетов отдадим предпочтение прикатодной области столба дуги, где размер токового канала наименьший и, соответственно, достигается наибольшая плотность электрического тока (рис. 2). Для иллюстрации характеристик электромагнитного поля в этой области выделим шесть поперечных сечений столба дуги: 1 — непосредственно на границе столба с катодной областью; 2–6 — на расстояниях 0,1; 0,2; 0,3; 0,4; 0,8 мм от этой границы, соответственно (на рис. 3–5 цифры на кривых указывают на номер сечения). Характер изменения тока $I(r, z)$, протекающего в пределах круга радиуса r (см. рис. 2), свидетельствует о том, что в рассматриваемом случае растекание электрического тока в столбе дуги происходит по схеме «прямого конуса», следовательно, газодинамические процессы в дуговом разряде развиваются в соответствии со сценарием 1.

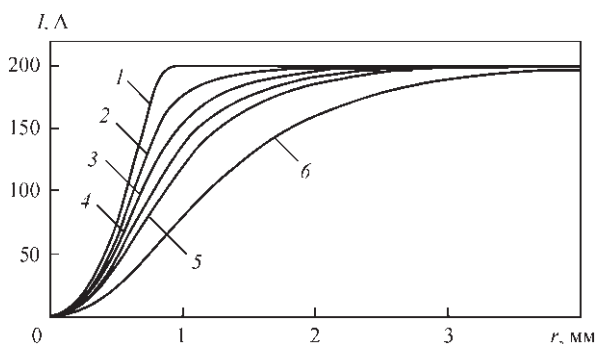


Рис. 2. Изменение тока $I(r)$ в прикатодной области столба дуги

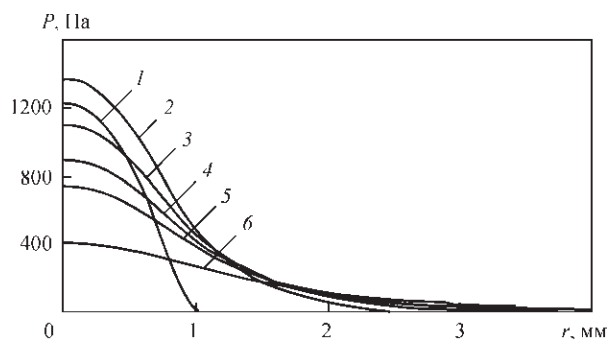


Рис. 4. Распределение магнитного давления вблизи катода

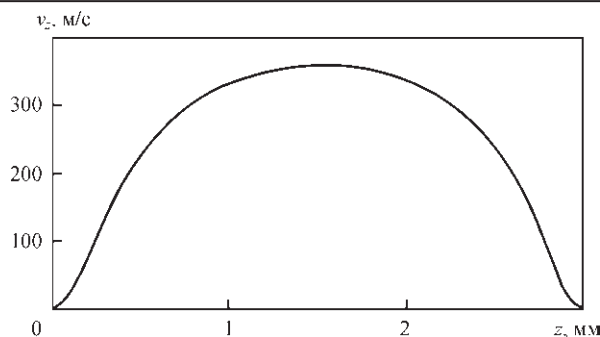


Рис. 5. Распределение скорости движения плазмы вдоль оси дуги (координата z отсчитывается от границы катодной области)

Модуль вихревой составляющей силы Лоренца \vec{F}_{rot} , рассчитанный в зависимости от $I^2(r, z)$ по формуле (7), имеет максимум (рис. 3), достигаемый в выбранных сечениях столба дуги при $r \approx 1$ мм, причем величина этого максимума быстро убывает при удалении от катода. Под воздействием сжимающей силы \vec{F}_{rot} в прикатодной зоне столба возникает магнитное давление P_{mag} , максимальная величина которого достигается на оси дуги. Магнитное давление быстро убывает при удалении от катода (рис. 4), вследствие чего в прикатодной плазме образуется высокий градиент магнитного давления $\text{grad}P_{mag} = \vec{F}_{mag}$, который создает вблизи катода силу \vec{F}_{mag} , преимущественно направленную в сторону анода. В условиях данного расчета электромагнитного поля в дуговом разряде аксиальная компонента \vec{F}_{mag} оказывается довольно значительной и составляет более $2 \cdot 10^6$ Н/м³.

Сила \vec{F}_{mag} возбуждает в столбе дуги течение плазмы (рис. 5), преимущественно направленное к аноду. Это течение имеет участок разгона на расстоянии около 1 мм от катода, что соответствует области наиболее высоких значений модуля градиента магнитного давления. Скорость течения плазмы в центральной части осевой области дуги составляет при этом сотни метров в секунду.

Воздействие силы Лоренца на металл сварочной ванны. Для анализа силового воздействия собственного магнитного поля тока дуги на металл сварочной ванны рассмотрим модель электропереноса в свариваемом образце (анод дуги) толщиной L в предположении, что электромагнитное поле в металле сохраняет осевую симметрию, присущую дуговой плазме. Пусть $\phi(r, z)$ — скалярный потенциал электрического поля, $\vec{j}(r, z) = -\sigma \text{grad} \phi$ — плотность электрического тока в металле, где σ — его удельная электрическая проводимость. Тогда из закона сохранения электрического заряда $\text{div} \vec{j} = 0$ имеем следующее уравнение

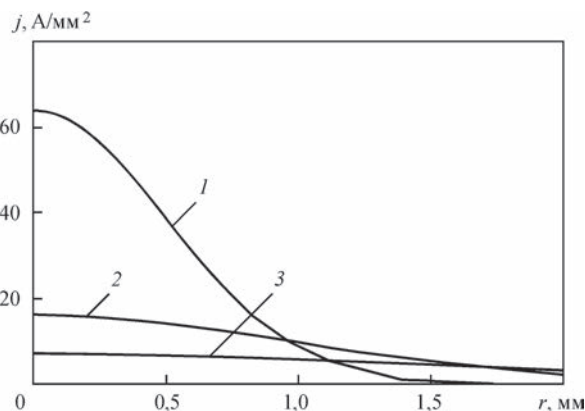


Рис. 6. Распределение плотности тока на поверхности анода: 1 — $R_e = 1$; 2 — 2; 3 — 3 мм

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \sigma \frac{\partial \phi}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\sigma \frac{\partial \phi}{\partial z} \right) = 0. \quad (11)$$

Уравнение (11) будем интегрировать в области $\Omega = \{0 < r < R, 0 < z < L\}$, где для свободного растекания тока радиус расчетной области R выбирается достаточно большим.

Сформулируем граничные условия. На поверхности образца $z = 0$ зададим распределение аксиальной компоненты плотности электрического тока по гауссовскому закону, т. е. положим

$$j_z(r, 0) = j_0 \exp(-a^2 r^2), \quad (12)$$

где j_0 — осевое значение плотности тока. Параметры j_0 и a определяются из следующих условий:

$I = 2\pi \int_0^{\infty} j_z(r, 0) r dr$, $j_z(R_e, 0) = j_0 e^{-2}$, где I — заданная величина сварочного тока; $R_e = \frac{\sqrt{2}}{a}$ — эффективный радиус токопроводящего канала на поверхности образца (анода).

При $r = 0$ и $r = R$ зададим естественные граничные условия

$$\left. \frac{\partial \phi}{\partial r} \right|_{r=0} = \left. \frac{\partial \phi}{\partial r} \right|_{r=R} = 0. \quad (13)$$

На нижней поверхности пластины, полагая, что свариваемый образец плотно прижат к медной подкладке, положим потенциал постоянным и равным нулю

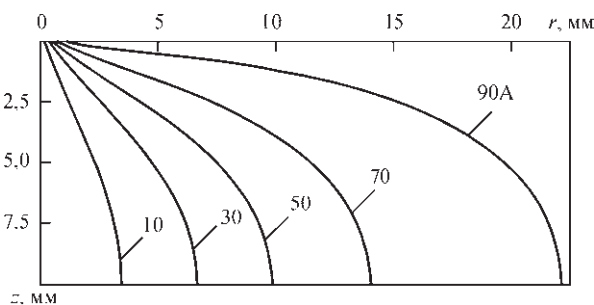


Рис. 7. Растекание тока в свариваемом образце (анод) при $R_e = 1$ мм

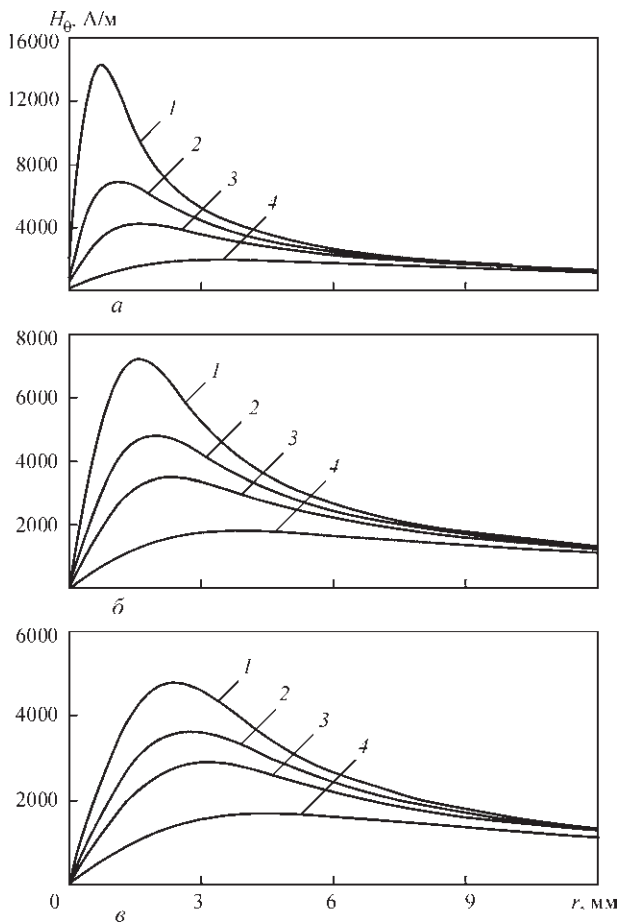


Рис. 8. Напряженность магнитного поля в свариваемом образце: а — $R_e = 1$; б — 2; в — 3 мм (l — $z = 0$; 2 — 0,5; 3 — 1; 4 — 2,5 мм)

$$\varphi(r, L) = 0. \quad (14)$$

Для анализа влияния размера токопроводящего канала в анодной области дуги на силовое взаимодействие тока с собственным магнитным полем рассматривались три эффективных радиуса токопроводящего канала: $R_e = 1; 2; 3$ мм. При токе $I = 100$ А соответствующие распределения плотности тока на поверхности анода представлены на рис. 6.

Поскольку удельная электропроводность металла намного превосходит электропроводность плазмы, то ток, поступающий в металл из анодной области дуги, быстро растекается по объему металла. Картина растекания тока можно проследить по распределению токовых линий в свариваемом образце (рис. 7). Здесь под токовой линией понимается линия, очерчивающая объем металла, через который протекает ток заданной величины (на рис. 7 показаны токовые линии $I = 10; 30; 50; 70$ и 90 А). Аналогичные картины растекания тока в свариваемом металле по схеме «прямого» конуса имеют место также и при других радиусах токового канала на поверхности анода.

Проанализируем влияние размера токового канала анода на распределение характеристик электро-

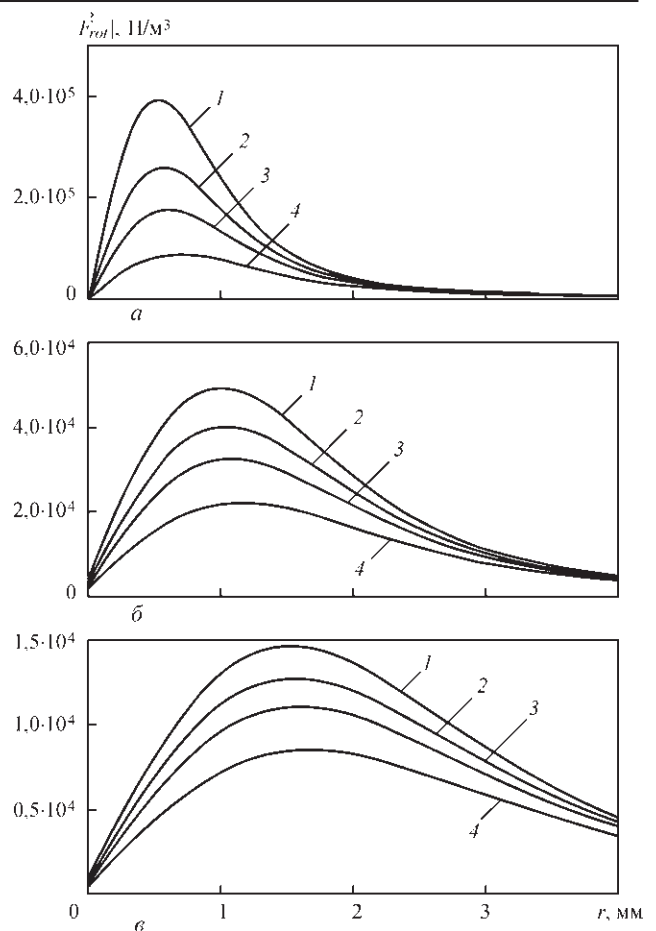


Рис. 9. Распределение F_{rot} в объеме образца: а — $R_e = 1$; б — 2; в — 3 мм (l — $z = 0$; 2 — 0,5; 3 — 1; 4 — 2,5 мм)

магнитного поля в свариваемом металле. На рис. 8 для $R_e = 1; 2; 3$ мм приведены радиальные распределения азимутальной компоненты напряженности магнитного поля H_θ в различных сечениях по толщине образца. В соответствии с теоремой о полном токе напряженность магнитного поля как функция радиуса сначала монотонно возрастает, достигает максимума и затем при $r \rightarrow \infty$ убывает к нулю как $1/r$. При изменении R_e в интервале $1 \dots 3$ мм максимум H_θ на поверхности образца и в нижележащих сечениях быстро уменьшается, а его положение смещается в сторону больших радиусов.

Поскольку вихревая составляющая электромагнитной силы квадратично зависит от напряженности магнитного поля, то указанная выше тенденция распространяется также и на распределение $|\vec{F}_{rot}(r, z)|$ в объеме образца (рис. 9) с тем лишь отличием, что $\max |\vec{F}_{rot}|$ уменьшается на порядки при увеличении размера эффективного радиуса токопроводящего канала на поверхности анода с 1 до 3 мм.

Прежде, чем перейти к анализу распределения магнитного давления в металле, обусловленного действием силы \vec{F}_{rot} , укажем на два принципиальных отличия силового воздействия сварочного

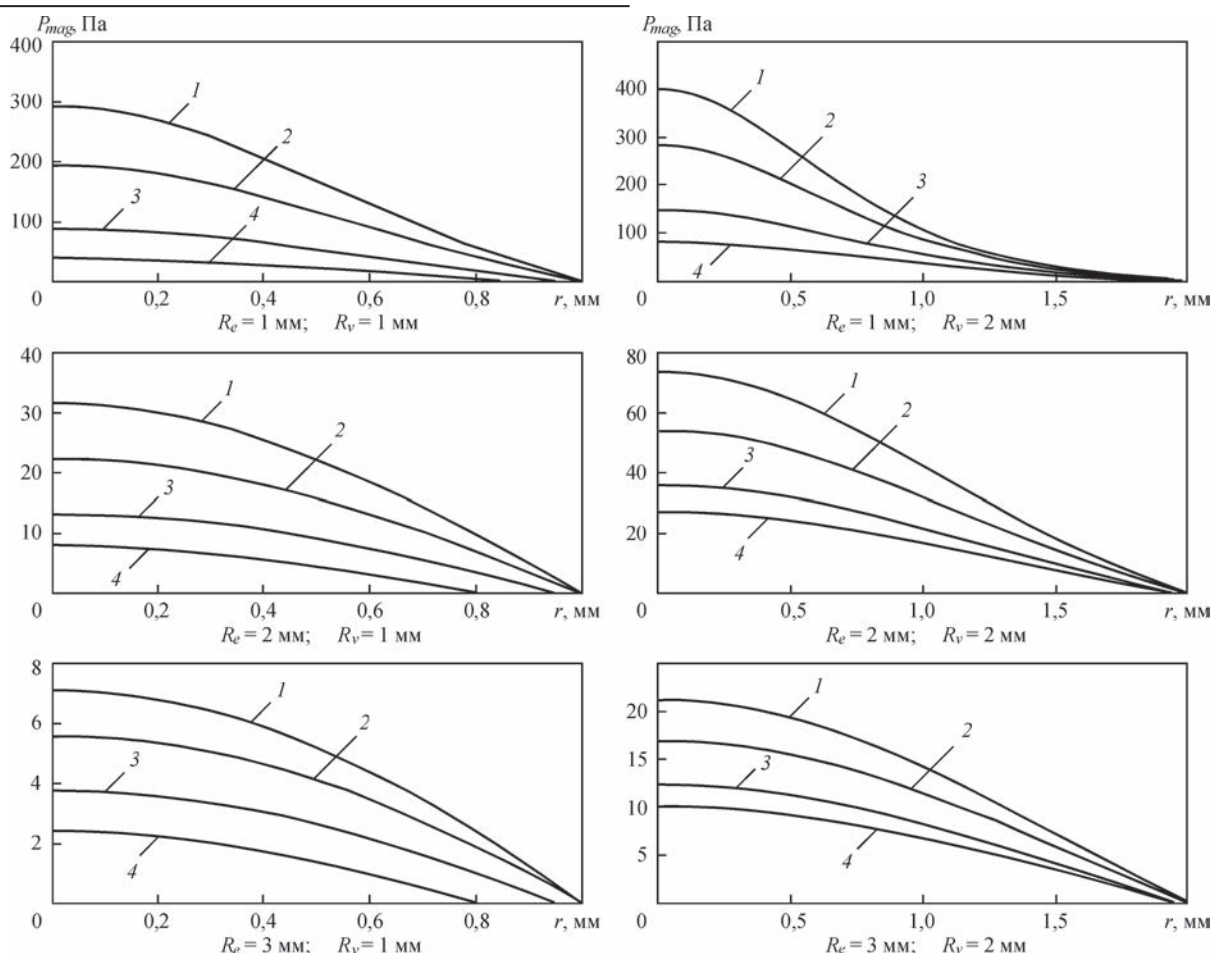


Рис. 10. Распределение магнитного давления в сварочной ванне: 1 — $z = 0$; 2 — 0,15; 3 — 0,35; 4 — 0,5 мм

тока на дуговую плазму и на свариваемый металл. Первое из них состоит в том, что протекание тока в дуговой плазме ограничено областью, в которой электропроводность плазмы отлична от нуля (ориентировочно этот токопроводящий канал в случае Ag соответствует области, где температура плазмы превышает 5000 К), в то время как в свариваемом металле ток растекается свободно, и токопроводящий канал никоим образом не ограничен. Второе отличие связано с формированием в дуговой плазме магнитного давления. В столбе дуги магнитное давление на оси (см. (10)) и в дуговой плазме в целом определяется воздействием вихревой компоненты электромагнитной силы на интервале $0 \leq r < \infty$, в то время как в твердом металле действие \vec{F}_{rot} уравновешивается силами упругости и никаким образом не влияет на магнитное давление в сварочной ванне. Таким образом, магнитное давление в сварочной ванне формируется за счет силового воздействия лишь той доли сварочного тока, которая протекает через сварочную ванну, а, следовательно, зависит от формы и размеров ванны. С учетом этой особенности трансформируем выражение (10) для магнитного давления в сварочной ванне. Пусть $R^* = R^*(z)$ — уравнение, описывающее форму ванны в некоторый

момент времени. Интегрируя первое из уравнений (9) на интервале $[0, R^*(z)]$, получим следующее выражение для распределения магнитного давления в сварочной ванне

$$P_{mag}(r, z) = \mu_0 \mu \int_r^{R^*} \frac{H_\theta^2(r', z)}{r'} dr'. \quad (15)$$

Рассмотрим это распределение в зависимости от размеров ванны и эффективного радиуса токового канала на поверхности анода. Для качественного анализа будем исходить из допущения, что ванна имеет форму полусферы радиусом R_v . На рис. 10 представлены расчетные данные о распределении магнитного давления в приповерхностной области ванны в зависимости от эффективного радиуса R_e токопроводящего канала при $R_v = 1; 2$ мм.

Поскольку с увеличением размера сварочной ванны возрастает доля сварочного тока, протекающего через нее, то магнитное давление на поверхности и в объеме ванны существенно повышается с увеличением R_v для всех радиусов токопроводящего канала на аноде (ср. правые и левые картинки на рис. 10). Второй вывод, который следует из расчетных данных, приведенных на рис. 10, состоит в том, что величина магнитного

Скорости потоков расплава, при которых скоростной напор уравнивает магнитное давление в сварочной ванне

R_e , мм	R_v , мм	$P_{mag}^{(0)}$, Па	V , см/с	$F_{mag,z}^{(0)}$, Н/м ³
1	1	292	27	$1,09 \cdot 10^6$
1	1,5	369	31	$1,26 \cdot 10^6$
1	2	400	32	$1,31 \cdot 10^6$
2	1	32	9	$7,0 \cdot 10^4$
2	1,5	55	12	$1,15 \cdot 10^5$
2	2	74	14	$1,45 \cdot 10^5$
3	1	7	4	$1,11 \cdot 10^4$
3	1,5	14	6	$2,11 \cdot 10^4$
3	2	21	7	$3,09 \cdot 10^4$

давления в расплаве в существенной мере зависит от размера токопроводящего канала на аноде: с увеличением R_e магнитное давление на поверхности ванны и в ее объеме уменьшается на порядок. Отметим, что максимальное магнитное давление, достигаемое на поверхности ванны при $R_e = 1$ мм; $R_v = 2$ мм, равно 400 Па. Эта величина составляет лишь 0,4 % атмосферного давления и, на первый взгляд кажется, что магнитным давлением можно пренебречь. Однако это не так, о чем свидетельствуют приведенные ниже количественные оценки, полученные из теоремы Бернулли для несжимаемой жидкости. В соответствии с последней

$P_{mag} + \frac{\rho V^2}{2} = \text{const}$, т. е. в данном случае магнитное давление уравнивается скоростным напором $\rho V^2/2$, где ρ — плотность металла, V — скорость движения расплава (под последней понимается аксиальная компонента вектора скорости). Для численной оценки выберем на оси ванны два сечения $z = 0$, $z = h$, первое из которых соответствует поверхности расплава, а второе расположено в глубине расплава, где магнитное давление мало ($P(h) \approx 0$ при $h \approx 1$ мм). Положим $V(0) = 0$, тогда $V(h) \approx \sqrt{2P_{mag}^{(0)}/\rho}$, где $P_{mag}^{(0)}$ магнитное давление в центре анодного пятна на поверхности ванны. Результаты расчетов по этой формуле приведены в таблице.

Из данных, приведенных в таблице, следует, что скорость движения расплава в направлении донной части сварочной ванны в существенной мере зависит от плотности тока на аноде и размеров сварочной ванны: скорости потока возрастают с уменьшением радиуса токопроводящего канала на аноде и тем значительнее, чем больше объем ванны.

Приведенные выше расчетные оценки являются весьма приближительными, т. к. они базируются на одномерном рассмотрении движения жидкого металла (уравнение Бернулли, гидравлическое приближение). Для более точных расчетов следует

принимать во внимание, что градиент магнитного давления создает в расплаве сложным образом распределенную объемную силу $\vec{F}_{mag} = \{F_{mag,r}, F_{mag,z}\}$. В соответствии с первым из уравнений (9) компо-

нента $F_{mag,r}$ равна $-\frac{H_\theta^2}{r}$, а компонента $F_{mag,z}$ представляется в виде: $F_{mag,z} = \frac{\partial P_{mag}}{\partial z}$.

Рассмотрим влияние размеров сварочной ванны и токового канала на величину аксиальной составляющей силы $F_{mag,z}$ (рис. 11). Как и магнитное давление (см. рис. 10), аксиальная составляющая магнитной силы \vec{F}_{mag} максимальна в центре анодного пятна и возрастает с увеличением плотности тока на поверхности анода, а также с ростом объема расплавленного металла (см. последний столбец таблицы). Величина этой составляющей силы является довольно значительной: при $R_e = 3$ мм она сопоставима с объемной плотностью гравитационной силы ($F_{grav} = 7,64$ Н/м³), действующей на металл, а при $R_e = 1$ мм превосходит ее больше, чем на порядок. Компонента $F_{mag,z}$ быстро убывает как функция радиуса, так что ее величина при $r > 1$ мм пренебрежимо мала по сравнению с осевыми значениями. Напротив, радиальная компонента $\vec{F}_{mag,r}$, монотонно возрастает при увеличении радиуса и достигает своей максимальной величины (по порядку сопоставимой с $F_{mag,z}$) при $r \approx 1$ мм. Таким образом, магнитная сила \vec{F}_{mag} , будучи преимущественно аксиальной по направлению, имеет центростремительную составляющую, которая, в отличие от рассмотрения гидродинамического процесса в приближении Бернулли, способна увеличивать скорость потока расплавленного металла по направлению к донной части сварочной ванны.

В заключение можно сказать, что взаимодействие дуговой плазмы со свариваемым металлом при сварке неплавящимся электродом осуществляется посредством анодной области дуги, которая определяет (см., например, [9, 10]) такие, важные с точки зрения формирования сварного шва, характеристики, как плотность теплового потока в анод и плотность электрического тока на аноде. Распределение плотности теплового потока на аноде является ответственным за теплопроводный механизм переноса энергии в свариваемом металле. Именно с таких позиций Н. Н. Рыкалин был построен [11] теория тепловых процессов при сварке, не принимающая во внимание конвективный механизм переноса тепла в сварочной ванне. Напротив, закон распределения плотности тока на аноде, который определяет силовое воздействие тока дуги на расплавленный металл, является ответственным за величину и направление гидродина-

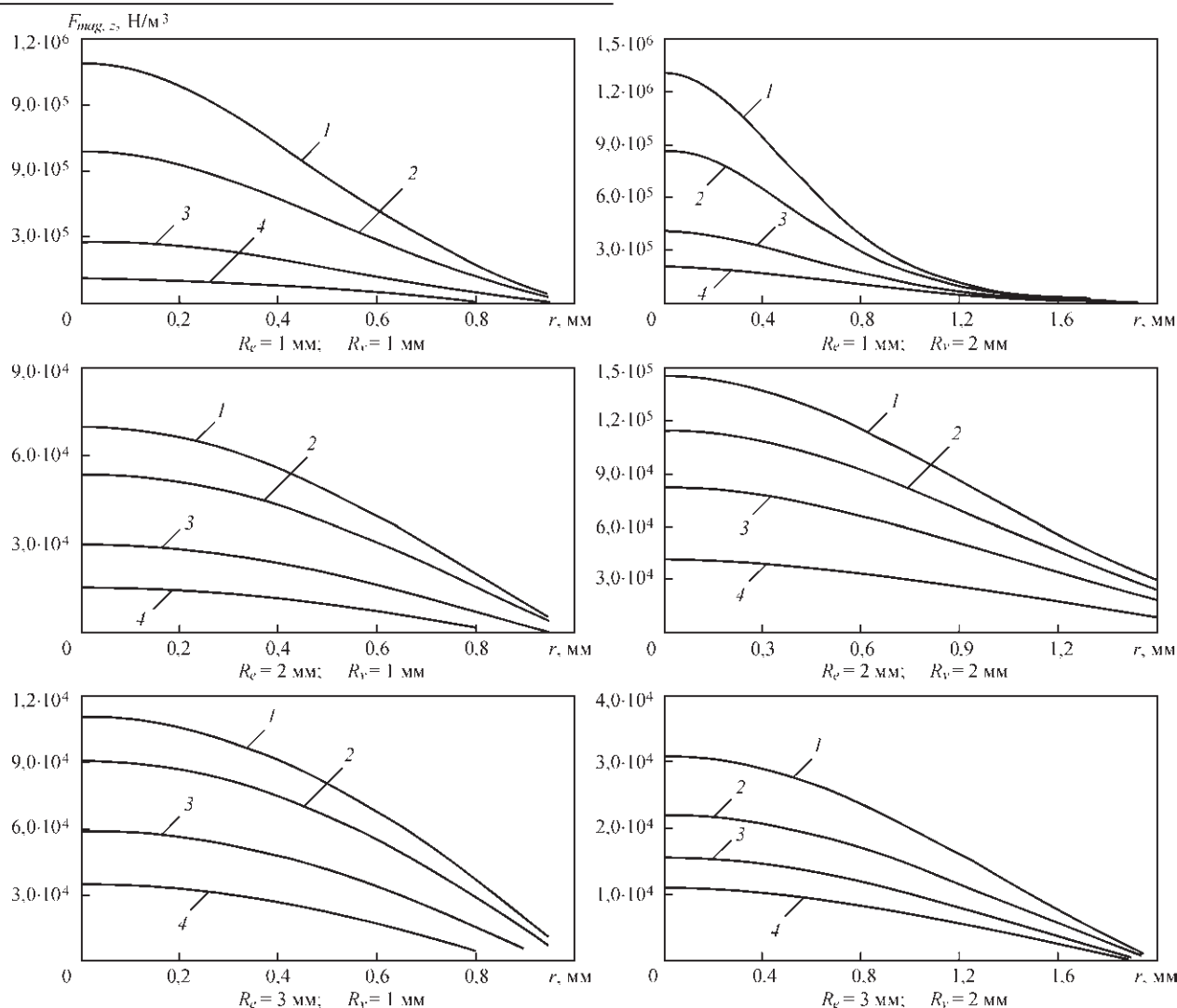


Рис. 11. Распределение $F_{mag,z}$ в сварочной ванне: 1 — $z = 0$; 2 — 0,1; 3 — 0,3; 4 — 0,5 мм

мических потоков в расплаве, а, следовательно, и за конвективный перенос тепла в сварочной ванне. Для повышения проплавляющей способности дуги с тугоплавким катодом важно организовать достаточно интенсивные потоки расплава, направленные от перегретой прианодной зоны поверхности сварочной ванны к ее донной части. Как показано выше, такой характер течения жидкого металла обеспечивается за счет сжимающего действия вихревой составляющей силы Лоренца. Существенное влияние на величину магнитной силы и скорость нисходящего течения расплава оказывает размер токопроводящего канала на поверхности анода: чем выше контракция электрического тока на аноде, тем больше величина аксиальной компоненты магнитной силы, и тем выше скорость движения расплава (см. табл.). Отсюда вытекает важный с точки зрения практических приложений вывод: для повышения проплавляющей способности дуги при сварке неплавящимся электродом следует изыскивать технологические средства для уменьшения

размера токопроводящего канала и, соответственно, повышения плотности тока на аноде.

В принципиальном плане размер анодного пятна и распределение в нем плотности тока определяется совокупностью факторов, связанных с условиями горения сварочной дуги и тепловым состоянием поверхности расплава: сварочным током, длиной дуги, составом плазмообразующего газа, температурами прианодной плазмы и свободной поверхности расплава, распределением вдоль поверхности сварочной ванны анодного падения

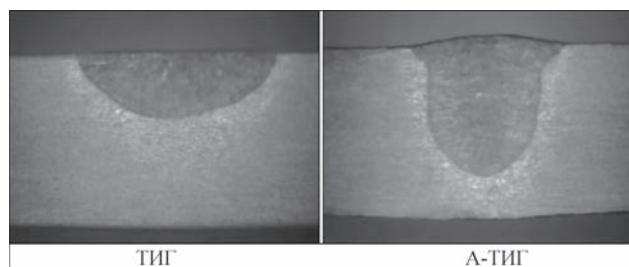


Рис. 12. Формы сварных швов при одинаковой мощности дуги $P = 1400$ Вт, длине дуги $l = 1,5$ мм и скорости сварки $V = 100$ мм/мин

потенциала. В настоящее время сварочная наука имеет в своем арсенале ряд технологических приемов, которые позволяют регулировать (в сторону уменьшения) размер токопроводящего канала дуги на аноде. Одним из таких способов является процесс А-ТИГ сварки, базирующийся на применении активирующих флюсов (см., например, [12]). Приведем для сравнения макрошлифы сварных швов (рис. 12, представлены Д. В. Коваленко) при ТИГ и А-ТИГ сварке в аргоне пластины из нержавеющей стали толщиной 6 мм.

Как следует из этого рисунка, при одних и тех же значениях мощности, длины дуги и скорости сварки глубина проплавления при процессе А-ТИГ вдвое больше, чем при сварке ТИГ. Этот технологический результат обусловлен существенно меньшими размерами анодного пятна при А-ТИГ сварке по сравнению с процессом ТИГ (радиус токопроводящего канала ориентировочно составляет 2,5 и 6 мм, соответственно).

Укажем на другие возможности повышения плотности электрического тока в области анодной привязки дуги с тугоплавким катодом. При гибридной сварке (ТИГ + CO₂ лазер), как показано в работе [13], за счет дополнительного нагрева прианодной плазмы лазерным излучением изменяется характер распределения анодного падения потенциала вдоль поверхности сварочной ванны. Это приводит к появлению радиальной компоненты плотности тока в прианодной плазме и, соответственно, к повышению плотности тока в приосевых участках анодной области дуги.

Использование вместо Ar других защитных газов или их смесей (He; Ar + H₂) также приводит к уменьшению размера токового канала в столбе дуги и, соответственно, к уменьшению поперечного размера области анодной привязки дуги. Есть основания полагать [14], что и при сварке модулированным током высокой частоты размер токового канала на аноде уменьшается по сравнению со сваркой на постоянном токе. При использовании перечисленных выше технологических средств глубина проплавления увеличивается. Физические механизмы, которые обуславливают эффект контракции электрического тока на аноде во всех рассмотренных случаях являются разными, однако результат — повышение проплавляющей способности дуги нисходящими потоками расплава — одинаковый.

Здесь следует отметить, что силовое воздействие сварочного тока на металл сварочной ванны не является единственной причиной возбуждения протекающих в ней гидродинамических процес-

сов. Обратим внимание, что полуширина шва при ТИГ сварке (рис. 12) заметно превосходит глубину проплавления. Возможными причинами такой формы шва может служить прямая термокапиллярная конвекция Марангони и вязкое трение потока дуговой плазмы о поверхность расплавленного металла, которые формируют направленное вдоль свободной поверхности ванны течение расплава, транспортирующее перегретый металл из центра к боковой поверхности ванны. Возникающий приповерхностный вихрь в своем возвратном течении переносит «холодный» металл от фронта плавления к центру ванны, что уменьшает кондуктивную составляющую теплового потока к донной части ванны.

Проведенный в настоящей статье анализ влияния силовых факторов на гидродинамику сварочной ванны и выполненные численные оценки позволяют сделать вывод о том, что достоверное расчетное прогнозирование формы сварочной ванны и термических циклов в зоне термического влияния сварного соединения может быть достигнуто только при надлежащем учете конвективного переноса энергии в сварочной ванне. Напротив, модели, базирующиеся на теплопроводностном механизме переноса энергии, могут приводить к весьма искаженным представлениям об указанных параметрах.

1. Hsu K. C., Etemadi K., Pfender E. Study of the free-burning high-intensity argon arc // *J. of Appl. Phys.* — 1983. — № 3(54). — P. 1293–1301.
2. Hsu K. C., Pfender E. Two-temperature modeling of the free-burning high-intensity arc // *Ibid.* — 1983. — № 8(54). — P. 4359–4366.
3. Fan H. G., Kovacevic R. A unified model of transport phenomena in gas metal arc welding including electrode, arc plasma and molten pool // *J. Phys. D: Appl. Phys.* — 2004. — 37. — P. 2531–2544.
4. Computational simulation of arc melting process with complex interactions / H. Nishiyama et al. // *ISIJ International*. — 2006. — № 5(46). — P. 705–711.
5. Hu, J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part I: The arc // *Int. J. of Heat and Mass Transfer.* — 2007. — 50. — P. 833–846.
6. Hu, J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Part II: The metal // *Ibid.* — 2007. — 50. — P. 808–820.
7. Murphy Anthony B. A self-consistent three-dimensional model of the arc, electrode and weld pool in gas-metal arc welding // *J. Phys. D: Appl. Phys.* — 2011. — 44. — 194009 (11 pp).
8. Plasma-weld pool interaction in tungsten inert-gas configuration / J. Mougnot et al. // *Ibid.* — 2013. — 46. — 135206 (14 pp).
9. Крикент И.В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. Моделирование процессов тепло-, массо- и электропереноса в столбе и анодной области дуги с тугоплавким катодом // *Автоматическая сварка.* — 2012. — № 3. — С. 7–11.
10. Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом // *Там же.* — 2010. — № 6. — С. 3–11.
11. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.

12. Ющенко К. А., Коваленко Д. В., Коваленко И. В. Применение активаторов при дуговой сварке вольфрамовым электродом в инертных газах (А-ТИГ) сталей и сплавов // Автоматическая сварка. – 2001. – № 7. – С. 37–43.
13. Взаимодействие пучка излучения CO₂-лазера с плазмой электрической дуги при гибридной (лазер + ТИГ) сварке / И. В. Кривцун и др. // Там же. – 2015. – № 3–4. – С. 7–16.
14. Zhao J., Sun D., Hu S. Anode behavior of high frequency pulse TIG welding arc // Trans. China Weld. Inst. – 1992. – № 1(13). – P. 59–66.

В. Ф. Демченко¹, І. В. Кривцун¹,
І. В. Крикент², І. В. Шуба¹

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua
Дніпровський держ. техн. ун-т.
51918, м. Кам'янське, вул. Дніпростроєвська, 2

СИЛОВА ВЗАЄМОДІЯ СТРУМУ ДУГИ З ВЛАСНИМ МАГНІТНИМ ПОЛЕМ

Проведено детальний теоретичний аналіз силової взаємодії зварювального струму з власним магнітним полем в умовах дугового зварювання неплавким електродом. Електромаг-

нітна сила (сила Лоренца) представляється у вигляді суми вихрової і потенційної сил, з яких лише вихрова складова здатна збуджувати рух плазми або розплавленого металу. Під впливом доцентрової вихрової сили в дуговій плазмі і в металі зварювальної ванни виникає магнітний тиск, градієнт якого створює магнітну силу, переважно спрямовану в аксіальному напрямі. Величина цієї сили тим більше, чим вище щільність струму в прианодній області зварювальної дуги (на поверхні зварювальної ванни). Залежно від характеру розтікання електричного струму в стовпі дуги розглядаються три можливі сценарії руху дугової плазми: за схемою прямого і зворотнього конуса, а також у вигляді двох вихорів, що збуджуються стискуванням струмового каналу в прикатодній і прианодній областях дуги. Викладені теоретичні положення ілюструються чисельними розрахунками розподілу магнітного тиску і магнітної сили в плазмі стовпа дуги і в металі зварювальної ванни. Встановлено, що контракція електричного струму на аноді інтенсифікує гідродинамічні потоки розплавленого металу, а, отже, і конвективне перенесення енергії від центральної зони поверхні зварювальної ванни до її донної частини, сприяючи підвищенню проплавляючої здатності дуги з тугоплавким катодом. Бібліогр. 14, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: дугове зварювання, неплавкий електрод, розплавлений метал, гідродинамічні потоки, струм дуги, магнітне поле, проплавляюча здатність дуги

Поступила в редакцию 14.02.2017

НОВАЯ КНИГА

«Титан. Технологии. Оборудование. Производство» – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2017. – 254 с. Выпуск четвертый.

Сборник включает более сорока статей, опубликованных в основном в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2014–2016 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов, оборудования и материалов при производстве и сварке титана и его сплавов. Представлены обзоры по аддитивному производству и сварке трением металлических материалов. Приведены направления деятельности НТЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины по промышленному производству слитков титановых сплавов и созданию новых сплавов на основе титана.

Сборник предназначен для инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Предыдущие три выпуска сборника «Титан. Технологии. Оборудование. Производство», включающие статьи из журналов «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за периоды 2001–2004, 2005–2010, 2011–2013 гг. находятся в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон»: www.patonpublishinghouse.com/rus/compilations.

*Заказы на сборник просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка».*



ДИФфуЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ ФОЛЬГИ ИЗ ПОРОШКОВОГО НИКЕЛЬ-ХРОМОВОГО СПЛАВА

И. А. ГУСАРОВА¹, А. М. ПОТАПОВ¹, Т. А. МАНЬКО¹, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО²,
А. И. УСТИНОВ², Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ², Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО²

¹КБ «Южное» им. М. К. Янгеля. 49008, г. Днепр, ул. Криворожская, 3. E-mail: info@yuzhnoye.com

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

В работе рассмотрено влияние параметров режима диффузионной сварки на формирование соединений из фольги порошкового сплава Ni–20Cr толщиной 25 мкм. Показано, что сварка сплава нихрома в диапазоне температур 800...1200 °C без применения промежуточных прослоек не позволяет получить бездефектные соединения. Исследованы особенности формирования соединений сплава Ni–Cr при использовании фольг в качестве промежуточных прослоек, полученных по технологии электронно-лучевого осаждения и конденсации в вакууме. В работе применяли фольгу с многослойной структурой систем Ni–Al, Ti–Cu и с пористой структурой из Cu, Ni и Co. Микроструктуру и химический состав соединений исследовали с помощью оптической и электронной микроскопии. Прочностные свойства металла в зоне соединений оценивали по результатам микроиндентирования и испытания плоских образцов на растяжение. Установлено, что применение при сварке подобных промежуточных прослоек позволяет получить бездефектную микроструктуру зоны соединения. Показано, что при сварке через промежуточную прослойку из пористых фольг на основе меди формируются соединения с прочностными свойствами на уровне основного металла. Библиогр. 18, табл. 2, рис. 9.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме, порошковый сплав Ni–Cr, пористые фольги, многослойные фольги, микроструктура, микроиндентирование

Создание надежной и экономически эффективной теплозащитной конструкции наветренной части многоразовых космических аппаратов является сложной научно-технической проблемой. Разработка таких перспективных теплозащитных конструкций с наружной металлической панелью ведется в США и Европе начиная с середины XX века, однако теплозащита, обеспечивающая нормальное функционирование космического аппарата в течение требуемого количества пусков практически отсутствует [1].

В Украине также создается теплозащитная конструкция с наружной сотовой панелью из порошкового жаростойкого сплава ЮИПМ-1200 на основе Ni–Cr [2]. Сплав при температурах до 1100 °C имеет прочность порядка 34 МПа и относительное удлинение при растяжении 30...40 %, что обеспечивает его работоспособность в условиях значительных деформаций при повышенных температурах [3]. При изготовлении трехслойной сотовой панели теплозащитной конструкции заключительной и самой ответственной операцией является соединение ее элементов — верхней и нижней крышек с сотовым заполнителем [4].

Существуют различные технологии соединения элементов трехслойных панелей: сварка плавлением, пайка и сварка давлением.

Следует учитывать, что для сохранения характеристик порошкового сплава сварка должна проводиться в твердой фазе, что исключает ис-

пользование сварки плавлением — лазерной и электронно-лучевой. Кроме того, сварка плавлением данной группы материалов затруднена из-за их склонности к образованию горячих трещин. Получение качественных соединений возможно лишь при предварительном подогреве их до температуры 1100...1200 °C [5]. Получение данного вида конструкций может осуществляться пайкой. Однако при эксплуатации паяных соединений в условиях высоких температур происходит образование оксидов в зоне контакта соединяемого металла с припоем. Это приводит к существенной интенсификации окисления и межкристаллитной коррозии основного материала [6].

Наиболее перспективным способом соединения элементов трехслойной конструкции в панель является сварка давлением — диффузионная сварка.

Сложность получения соединений из жаропрочных сплавов на основе никеля методом диффузионной сварки заключается, прежде всего, в наличии на их поверхности термически стойкого слоя оксида и низкой пластичности данной группы материалов. Стандартная подготовка поверхностей образцов или изделий перед сваркой заключается в механической обработке — шлифовании и химическом травлении, что обеспечивает удаление поверхностного слоя металла вместе с оксидными пленками. Однако такая поверхность в атмосферных условиях неустойчива и очень бы-

стро вновь покрывается слоем оксидов [7]. Итак, на свариваемых поверхностях всегда имеется слой оксида, который в процессе нагрева необходимо удалить до проведения процесса сварки. Как правило, при сварке без промежуточных прослоек с учетом нахождения на поверхности жаропрочных никелевых сплавов термически устойчивой оксидной пленки, необходимо применять более жесткие режимы сварки.

Позитивное воздействие на очистку свариваемых поверхностей также может оказывать механическое удаление оксидов из контактной зоны. За счет различий в пластических характеристиках сплава и его оксидов деформация поверхностного слоя, особенно сдвиговая, приводит к нарушению целостности слоя оксида, его растрескиванию и дроблению на осколки. Низкая пластичность жаропрочных сплавов на основе никеля оказывает негативное воздействие на формирование физического контакта и как следствие на процесс схватывания, а также объемное взаимодействие соединяемых поверхностей.

С учетом сказанного выше при диффузионной сварке жаропрочных сплавов на основе никеля рекомендуются повышенные режимы сварки: температура $T = 1140 \dots 1240$ °С, давление $P = 20 \dots 60$ МПа, время процесса $t = 30 \dots 120$ мин [8, 9].

Для ускорения образования физического контакта и активации свариваемых поверхностей при диффузионной сварке применяются промежуточные прослойки. Наиболее широкое применение при сварке находят прослойки из фольги (50...500 мкм), полученные по технологии литья и последующей прокатки. Данные фольги относительно дешевы и технологичны, но для обеспечения деформации прослойки процесс сварки необходимо проводить при повышенных значениях сварочного давления, при этом в зоне соединения возникает существенная химическая неоднородность. Использование при диффузионной сварке в качестве промежуточных прослоек порошковых [10] или перфорированных фольг [11] позволяет снизить температуру и давление сварки, а также повысить равномерность распределения элементов в зоне соединения, однако их изготовление является достаточно сложным и трудоемким процессом.

С целью уменьшения химической неоднородности в стыке необходимо применять более тонкие фольги, способные пластически деформироваться в процессе сварки. К таким фольгам относятся быстрозакристаллизованные фольги [12] и конденсаты, полученные методами напыления, в частности, электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме [13]. Данная технология позволяет получать фольги различного химиче-

ского состава и структурного состояния: многослойные, пористые, градиентные. Особенностью как многослойных, так и пористых фольг является то, что в условиях нагрева они способствуют формированию структурно-неравновесного состояния как в самой фольге, так и в приповерхностных слоях свариваемого металла. Нагрев фольги и приложение растягивающих напряжений вызывают резкое увеличение скорости их деформации, которая приобретает экспоненциальную зависимость, что характерно для материалов при переходе их в сверхпластичное состояние. Использование подобных конденсатов в качестве прослойки при диффузионной сварке способствует улучшению условий формирования физического контакта в стыке и увеличению диффузионной подвижности атомов [14].

Целью работы является изучение особенностей формирования сварных соединений из порошкового сплава Ni-Cr с использованием промежуточных прослоек разного химическим составом, полученных методом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме.

Материалы и методы исследования. Для исследований применяли экспериментальный сплав ЮИПМ-1200 (Ni-20Cr-3...4Fe-0,40...0,6Al-0,25...0,35Ti-0,5Y, мас. %), полученный по порошковой технологии. Диффузионную сварку образцов из фольги сплава Ni-Cr проводили в свободном состоянии в вакууме с помощью установки У-394М.

Сваривали фольги Ni-Cr размером $18 \times 11 \times 0,025$ мм. После сварки из образцов изготавливали шлифы для проведения металлографических исследований и уточнения влияния термодиффузионного цикла сварки на структуру полученных соединений. Параметры процесса сварки были следующие: температура сварки $T = 800 \dots 1200$ °С, продолжительность сварки $t = 5 \dots 30$ мин, сварочное давление $P = 5 \dots 40$ МПа, вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па.

Для активации схватывания на стадии формирования физического контакта исследовали возможность применения в качестве промежуточных прослоек вакуумных конденсатов (табл. 1) с многослойной (Ni/Al, Ti/Cu) (рис. 1, а), и пористой структурой (Ni, Co, Cu) (рис. 1, б).

Промежуточные прослойки для сварки получали путем электронно-лучевого осаждения в вакууме по методике, описанной в работе [15].

Анализ структурных характеристик прослоек и сварных соединений проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа CAMSCAN 4, оснащенного системой энергодисперсионного анализа EDX INCA 200 для локального химического состава на плоских образцах. Для этого по стан-

Таблица 1. Параметры пористых и многослойных фольг

Прослойка	Химический состав, мас. %					Период чередования слоев, мкм	Толщина, мкм	Пористость, об. %
	Ni	Al	Ti	Co	Cu			
Ni	100	—	—	—	—	—	25	23
Co	—	—	—	100	—	—	50	25
Cu	—	—	—	—	100	—	30	30
Ni/Al	86,68	13,32	—	—	—	0,40	32	—
Cu/Ti	—	—	48,32	—	51,68	0,86	40	—

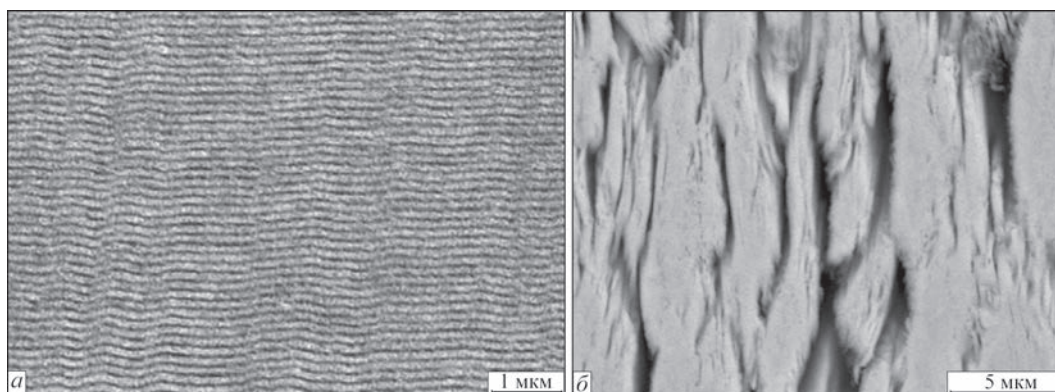


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения фольги: а — многослойная Al/Ni (светлые слои соответствуют никелю, темные — алюминию); б — пористая из Ni

дартной методике с использованием шлифовально-полировального оборудования фирмы «Struers» были приготовлены шлифы поперечного сечения фольг и сварных соединений.

Механические свойства сварных соединений оценивали методом автоматического индентирования в плоскости поперечного сечения сварных соединений с записью диаграммы нагружения и разгрузки индентора на установке «Микрон-гамма» [16] и испытанием плоских образцов на растяжение на машине MTS-810.

Экспериментальные результаты и обсуждение. Как было показано ранее, на поверхности сплавов Ni–Cr всегда присутствует оксидная пленка [7]. Полученные нами результаты показывают, что содержание кислорода на поверхности сплавов может превышать 16 % (рис. 2, а). Очистка поверхности фольги наждачной бумагой P1000 до металлического блеска и обезжиривание в спирте позволяют уменьшить толщину оксидной пленки и, соответственно, содержание кислорода на поверхности фольги до 3 % (рис. 2, б). Поэтому непосредственно перед сваркой поверхности образцов зачищали и обезжиривали в спирте.

Как показали наши эксперименты, нагрев фольги в вакууме $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре $T = 1000$ °С в течение 30 мин также приводит к окислению предварительно очищенной поверхности. На рис. 3 приведен вид поверхности фольги и ее химический состав. Как видим, после нагрева в вакууме содержание кислорода на поверхности фольги возрастает от 3,05...3,39 до 12,35...15,13 мас. %. Необходимо отметить, что полученные нами данные согласуются с резуль-

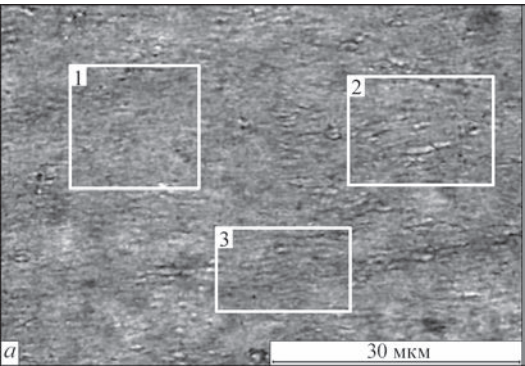
татами работ [8, 17]. Авторами этих работ при сварке сплавов Ni–Cr рекомендуется применение покрытий из никеля, что обеспечивает защиту поверхности сплавов в процессе нагрева.

Для выбора параметров диффузионной сварки сплава Ni–Cr проведены исследования влияния температуры отжига на структуру металла.

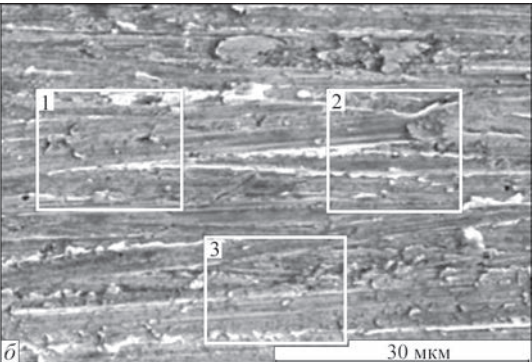
Нагрев образцов проводили при температуре $T = 1050$ °С, давлении $P = 5$ МПа в течение $t = 5$ мин в условиях вакуума. При анализе микроструктуры фольги установлено, что под действием температуры и давления в ней происходит снижение содержания пор (рис. 4).

Установлено, что пористость в фольге в исходном состоянии составляет 7,7 %, а после отжига снижается до 5,2 %. Методом микроиндентирования установлено, что в образцах исходного материала среднее значение микротвердости равно 3,754 ГПа, значение модуля Юнга составляет 139,8 ГПа, отклонение модуля упругости равно 4,6 %, что указывает на однородность материала, а также равномерность распределения пор по всему поперечному сечению образца фольги. Отжиг фольги в условиях вакуума приводит к снижению значений микротвердости в 1,6 раза по сравнению с материалом в исходном состоянии (до 2,293 ГПа) и к увеличению модуля Юнга до 148,7 ГПа.

Увеличение модуля упругости может быть показателем снижения общей пористости материала [18]. Однако увеличение диапазона отклонений его значений до 7,1 % может указывать на менее равномерный характер распределения пор по всему поперечному сечению фольги в сравнении с образцом в начальном состоянии.

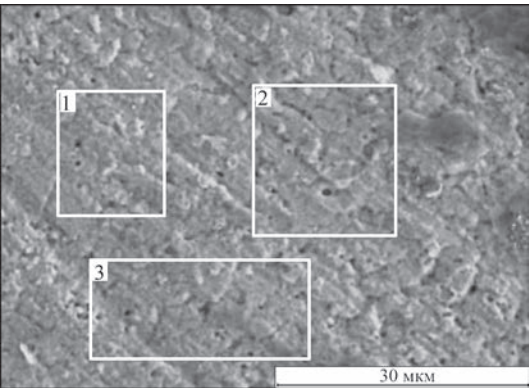


Номер п/п	Химический состав поверхности фольги (мас. %) в состоянии поставки							
	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	4,86	16,75	0,66	0,55	18,22	2,27	56,69	–
2	4,60	16,38	0,45	0,18	17,51	2,51	57,66	0,71
3	4,41	16,98	0,53	0,57	18,70	2,57	56,24	–



Номер п/п	Химический состав поверхности фольги (мас. %) после механической обработки и обезжиривания							
	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	9,29	3,39	–	–	15,87	3,30	68,15	–
2	7,65	3,05	–	–	16,36	3,13	69,81	–
3	6,87	3,17	0,47	0,68	15,98	3,95	68,87	–

Рис. 2. Вид поверхности фольги из сплава Ni–Cr и ее химический состав: *а* — в состоянии поставки, *б* — после механической обработки наждачной бумагой P1000 и промывания в спирте



Номер п/п	Химический состав поверхности фольги, мас. %							
	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	6,64	12,35	6,70	3,42	15,17	2,46	53,26	–
2	8,62	13,25	6,87	2,18	13,81	1,73	53,54	–
3	10,60	15,13	6,76	2,63	13,71	2,38	48,80	–

Рис. 3. Вид поверхности фольги из сплава Ni–Cr и ее химический состав после механической очистки и нагрева в вакууме

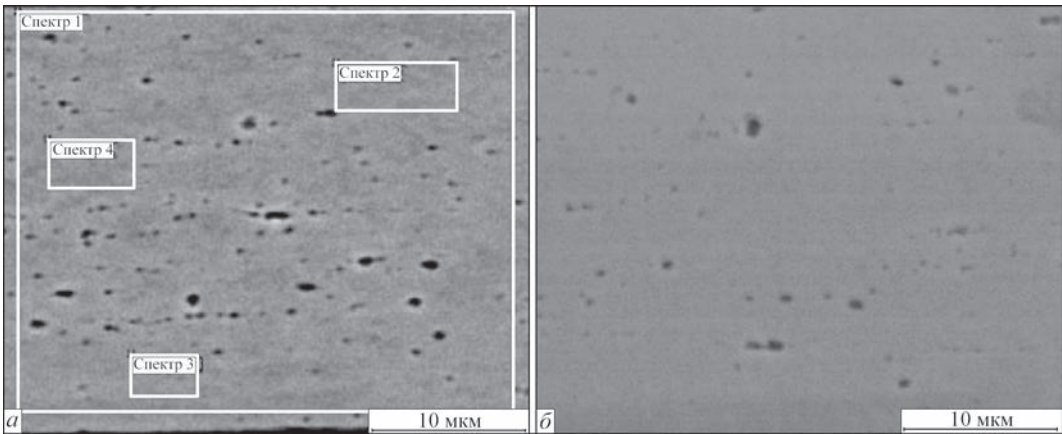


Рис. 4. Микроструктура фольги из сплава Ni–Cr в исходном состоянии (*а*) и после нагрева при температуре $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ под давлением $P = 5\text{ МПа}$ в вакууме (*б*)

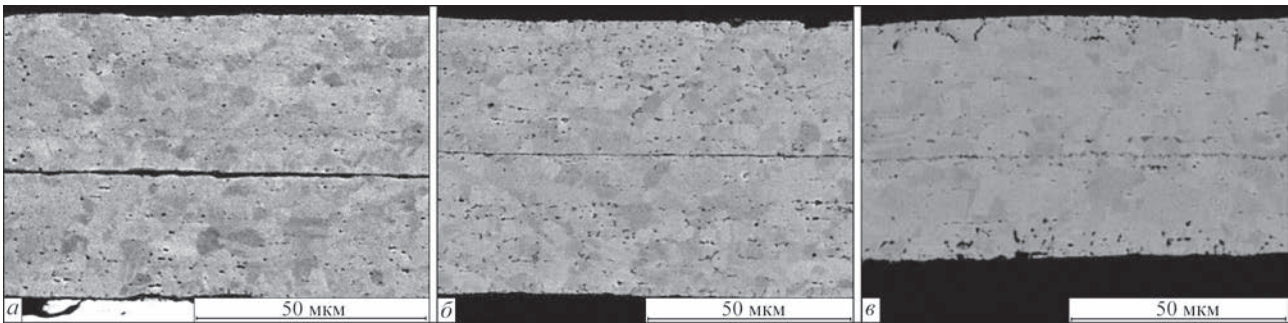
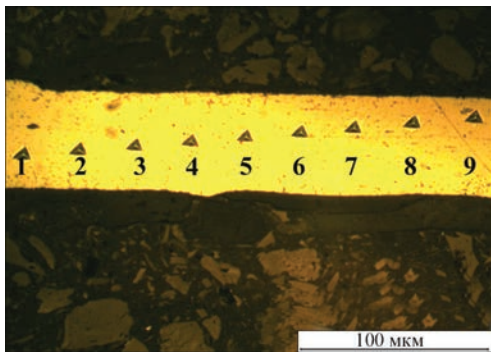


Рис. 5. Микроструктура соединений из сплава Ni–Cr, полученных при температуре сварки: а — 800; б —1000; в — 1200 °С



Номер п/п	<i>H</i> , ГПа	<i>E</i> , ГПа
1	2,547	110,7
2	3,029	127,1
3	2,750	112,6
4	2,689	121,4
5	2,804	125,8
6	2,403	131,1
7	2,519	140,4
8	2,707	143,5
9	2,487	154,3
Среднее значение	2,659	129,7

Рис. 6. Результаты автоматического индентирования зоны соединения образцов из фольги Ni–Cr (*T* = 1200 °С, *P* = 40 МПа, *t* = 20 мин): отпечатки, полученные вследствие индентирования; таблица расчетов (индентирование проводилось при одинаковых значениях *P* = 20 г и *V* = 2 г/с для всех точек)

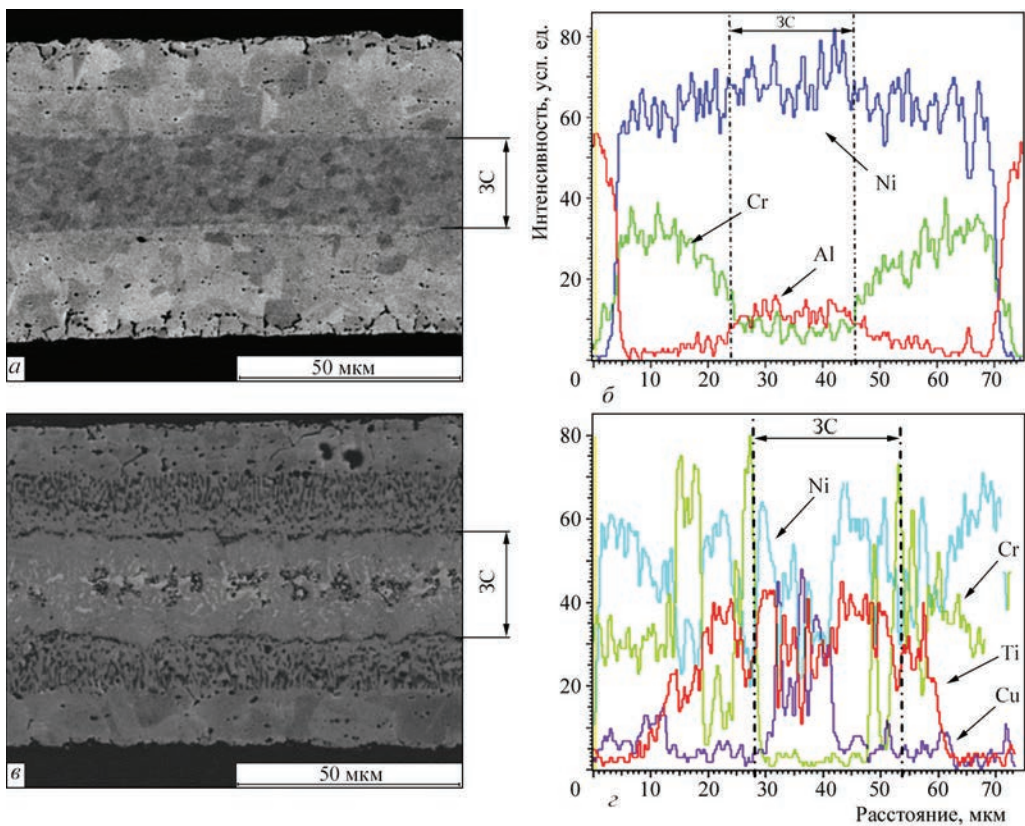


Рис. 7. Микроструктура и распределение элементов в соединениях, полученных с применением многослойных прослоек систем Al/Ni (а, б) и Cu/Ti (в, г)

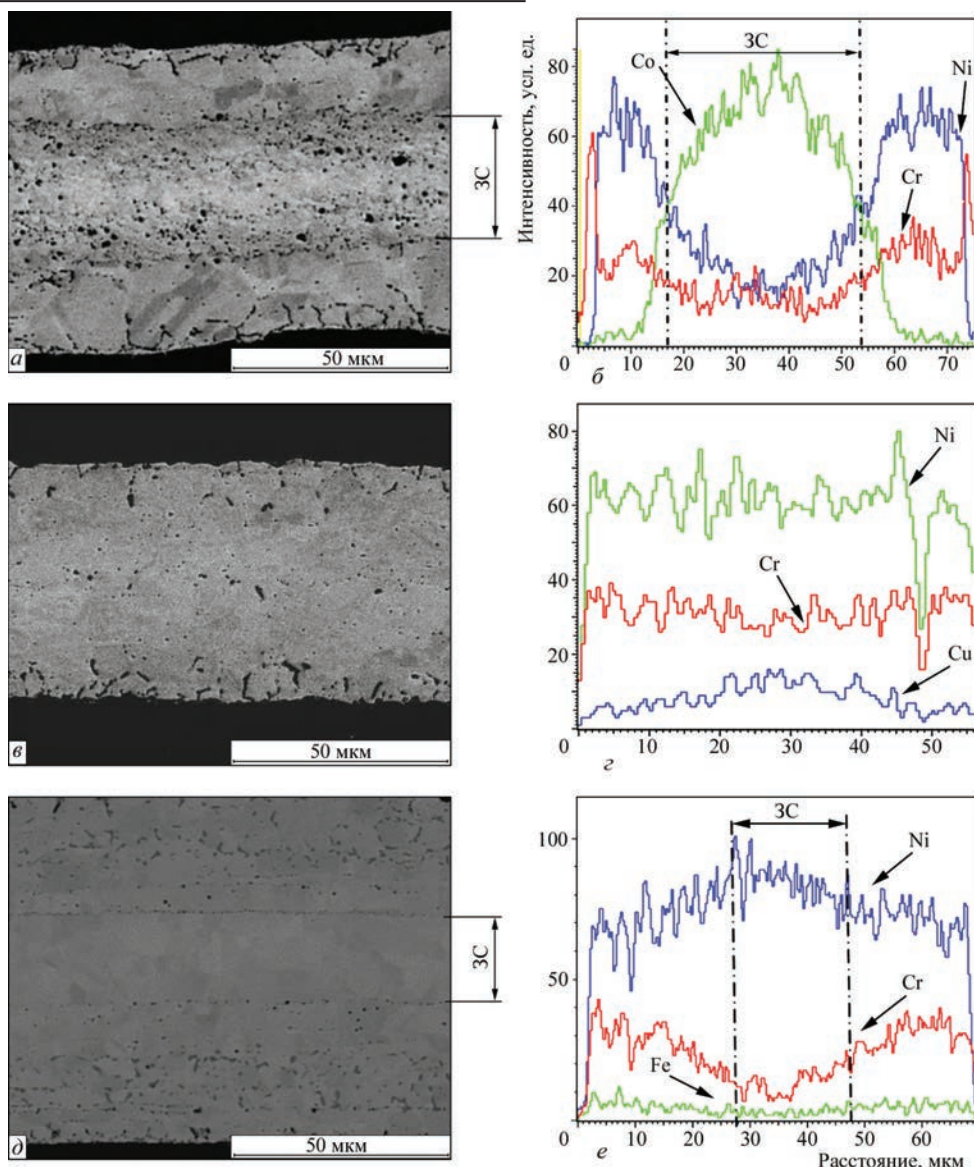


Рис. 8. Микроструктура и распределение элементов в соединениях, полученных с применением пористых прослоек Co (а, б), Cu (в, з) и Ni (д, е)

Для определения оптимальных параметров сварки сплава Ni–Cr была проведена серия экспериментов по получению соединений при температурах 800, 900, 1000, 1100, 1200 °C. Сварку проводили без применения промежуточных прослоек. Давление сварки во всех случаях составляло 40 МПа, время процесса 20 мин.

Микроструктуры соединений из сплава никрома, полученные при температуре 800, 1000 и 1200 °C, представлены на рис. 5.

Как видно из рис. 5, по мере увеличения температуры сварки дефектность зоны соединения уменьшается. Однако даже при температуре сварки 1200 °C, в зоне соединения сохраняется цепочка оксидов, расположенная вдоль стыка.

При сварке сплава Ni–Cr без применения промежуточных прослоек ($T = 1200$ °C, $P = 40$ МПа, $t = 20$ мин) микротвердость в зоне соединения имеет значения, которые близки к значениям,

характерным для отожженного материала $H = 2,823$ ГПа. Исходя из результатов металлографических исследований, а также широкого диапазона изменения модуля Юнга $E = 110,7 \dots 154,3$ ГПа можно сделать вывод, что влияние высоких значений температуры сварки и давления приводит, с одной стороны, к коагуляции пор в фольге, а с другой — к неоднородному перераспределению пористости в зоне соединения (рис. 6).

Исследовали влияние многослойных прослоек на формирование структуры сварных соединений. Анализ микроструктуры соединений, полученных с применением прослоек системы Al/Ni, показывает, что в стыке дефекты отсутствуют (рис. 7, а). Ширина зоны соединения (3C) составляет 20 мкм. Глубина диффузии алюминия с прослойки в сплав Ni–Cr, исходя из распределения элементов, равна 5...7 мкм (рис. 7, б). Содержание химических

элементов в стыке составляет: 85,53 Ni; 3,75 Cr; 10,16 Al; 0,56 Fe, мас. %.

Зона соединения образцов, полученных с многослойной прослойкой Al/Ni, характеризуется повышенными средними значениями как микротвердости $H = 4,340$ ГПа, так и модуля Юнга $E = 161,3$ ГПа.

В случае применения фольги системы Cu–Ti в стыке наблюдается формирование нескольких диффузионных зон с разным химическим составом элементов (рис. 7, в, г). Общая ширина ЗС составляет 25...30 мкм. Как следует из графиков распределения элементов, в процессе сварки диффузия никеля проходит по всей толщине прослойки. Глубина диффузии титана с прослойки в сплав Ni–Cr, исходя из распределения элементов, равна 12...15 мкм (рис. 7, г). Концентрация никеля в прослойке составляет около 40 %. Диффузия хрома из фольги в прослойку незначительна, его содержание в прослойке 1,81...2,41 %. Среднее значение микротвердости для образцов, полученных с многослойной прослойкой Cu/Ti, равно $H = 4,340$ ГПа, а модуль Юнга $E = 161,3$ ГПа.

В работе также исследовали возможность применения при сварке нихрома пористых прослоек из никеля, кобальта и меди (рис. 8). Сварку проводили при температуре $T = 1200$ °С, давлении $P = 40$ МПа, времени выдержки $t = 20$ мин.

Установлено, что использование прослоек на основе кобальта приводит к появлению в зоне соединения значительной пористости (рис. 8, а) и неоднородности распределения элементов (рис. 8, б). Содержание химических элементов в стыке составляет: 15,80 Ni; 6,47 Cr; 1,09 Fe; 76,64 Co, мас. %. Общая ширина ЗС составляет 35...38 мкм. Глубина диффузии кобальта с прослойки в сплав Ni–Cr, исходя из распределения элементов, равна 7...10 мкм (рис. 8, б). Среднее значение микротвердости для образцов, полученных с пористой прослойкой из кобальта, равно $H = 3,224$ ГПа, а модуль Юнга $E = 157,3$ ГПа.

При применении пористых прослоек на основе меди линия контакта прослойка–сплав Ni–Cr в процессе сварки как структурный элемент исчезает (рис. 8, в).

Следует отметить, что, поскольку температура плавления меди составляет 1083 °С, то в данном случае сварку проводили в режиме TLDB (Transient liquid phase diffusion bonding). Наличие жидкой фазы в стыке обеспечило активацию поверхностей свариваемых заготовок и диффузию меди на всю толщину фольги.

Использование прослоек из меди приводит к более равномерному характеру распределения элементов в стыке (рис. 8, г) и минимальному количеству дефектов. Содержание химических элементов в стыке составляет: 68,46 Ni; 17,26 Cr; 0,99

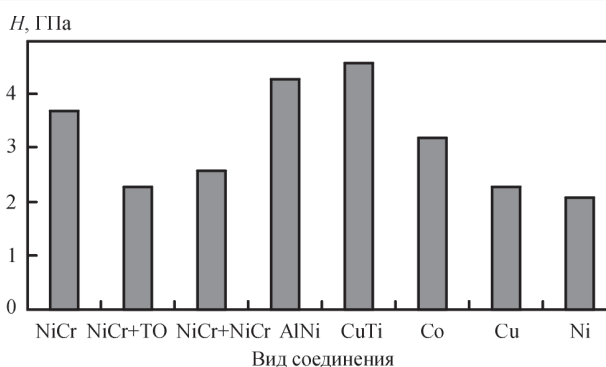


Рис. 9. Значения микротвердости, полученные для основного металла и сварных соединений по результатам автоматического индентирования

Fe; 14,27 Cu, мас. %. Среднее значение микротвердости для образцов, полученных с пористой прослойкой из меди, равно $H = 2,258$ ГПа, а модуль Юнга $E = 137,1$ ГПа.

В сварных соединениях, полученных с применением прослойки из пористого никеля, в зоне соединения наблюдается образование крупнозернистой структуры. Ширина зоны соединения составляет 20...25 мкм (рис. 8, д). Дефекты в зоне соединения отсутствуют.

Однако на границе прослойка – сплав Ni–Cr отмечается наличие цепочки из пор, расположенных вдоль стыка. Содержание химических элементов в стыке составляет: 93,67 Ni; 4,96 Cr; 0,46 Al; 0,91 Fe, мас. %, что может свидетельствовать о том, что в стыке сформировался низколегированный сплав на основе никеля.

Среднее значение микротвердости зоны соединения образцов, полученных с пористой прослойкой из никеля, равно $H = 2,119$ ГПа, а модуль Юнга $E = 158,5$ ГПа.

Результаты микромеханических исследований исходного материала и сварных соединений представлены на рис. 9.

Как видно из приведенных данных, микротвердость фольги (среднее значение) после отжига снижается с 3,754 до 2,293 ГПа. В сварных соединениях, полученных с многослойной фольгой Al/Ni и Cu/Ti, средние значения микротвердости в зоне соединения соответственно равны 4,340 и 4,637 ГПа, что, по нашему мнению, может свидетельствовать о формировании в стыке интерметаллидных фаз. В соединениях, полученных с применением пористых фольг из Cu и Ni, средние значения микротвердости в стыке (соответственно 2,258 и 2,119 ГПа) близки к значениям микротвердости фольги Ni–Cr после отжига. В соединениях, полученных с применением фольги из кобальта, микротвердость в зоне соединения составляет 3,224 ГПа, что превышает средние значения микротвердости для основного материала после отжига.

Таблица 2. Результаты механических испытаний сварных соединений на растяжение

Номер образцов	Тип образца	Вид прослойки, толщина, мм	Место разрушения образцов		σ_B , МПа	$\sigma_{B\text{ ср}}$, МПа
			Основной металл	Зона соединения		
1	ОМ	--	+	–	440	405
2			+	–	-	
3			+	–	370	
1	ОМ после отжига	–	+	–	200	305
2			+	–	215	
3			+	–	500	
1	Сварное соединение	Cu/Ti, $\delta = 0,04$	–	–	75	161
2			+	–	250	
3			+	–	160	
1	"-	Al/Ni	–	+	-	100
2			–	+	100	
3			–	+	-	
1	"-	Ni, $\delta = 0,025$	+	–	120	108
2			+	–	160	
3			–	+	45	
1	"-	Cu, $\delta = 0,03$	+	–	200	317
2			+	–	310	
3			+	–	360	
4			+	–	400	
1	"-	Co, $\delta = 0,05$	+	–	175	233
2			+	–	260	
3			–	+	-	
4			+	–	265	

Исследовали механические свойства сварных соединений, полученных при диффузионной сварке в вакууме образцов из сплава Ni–Cr. Длина образцов составляла 18, ширина 11 мм. Нахлест при сварке образцов составлял 5 мм. Результаты механических испытаний сварных соединений на растяжение приведены в табл. 2.

Как видно из табл. 2 средняя прочность основного металла из сплава Ni–Cr составляет 405 МПа. Отжиг фольги приводит к снижению ее уровня прочности до 305 МПа. Применение многослойных фольг систем Cu/Ti и Al/Ni обеспечивает средние прочностные свойства соединений соответственно на уровне 161 и 100 МПа, что, как было показано выше, может быть связано с значительной химической неоднородностью в зоне соединения и повышением в стыке микротвердости отдельных структурных элементов.

Средняя прочность образцов, изготовленных с применением пористой прослойки из кобальта, равна $\sigma_B = 223$ МПа. Образцы, полученные с применением промежуточной прослойки из кобальта, характеризуются наличием дефектов в зоне соединения как в виде пор, так и значительной химической неоднородности по распределению элементов: Cr, Ni, Al. По нашему мнению возникновение пористости в стыке может быть связано с проявлением эффекта Киркендалла.

Средняя прочность образцов, полученных с применением пористой прослойки из никеля, равна $\sigma_B = 108$ МПа. Исходя из результатов металло-

графических исследований, можно предположить, что полученные результаты связаны как с образованием в стыке зоны, которая состоит из низколегированного никеля, так и наличием с двух сторон от прослойки цепочек пор, что, вероятно, и приводит к снижению прочности сварных соединений.

Применение пористой прослойки из меди при сварке сплава Ni–Cr позволяет получить соединения со средним значением прочности $\sigma_B = 317$ МПа. Анализ микроструктуры сварных соединений показывает, что в случае применения пористой прослойки из меди и режима сварки, который обеспечивает протекание интенсивных диффузионных процессов в стыке, прослойка исчезает как структурный элемент. Прочность соединений находится на уровне прочности основного металла, подвергнутого термической обработке.

Выводы

1. Диффузионная сварка в вакууме порошкового сплава Ni–Cr ЮИПМ-1200 (Ni–20Cr–3...4Fe–0,40...0,6Al–0,25...0,35Ti–0,5Y, мас. %) без применения промежуточных прослоек во всех исследуемых температурных диапазонах сварки обуславливает формирование в зоне соединения дефектов в виде пор.

2. Показано, что отжиг фольги сплава Ni–Cr в вакууме $B = 1,33 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре, соответствующей температуре диффузионной свар-

ки, сопровождается окислением поверхности образцов.

3. Применение при диффузионной сварке сплава Ni-Cr многослойных прослоек Al/Ni и Ti/Cu, полученных по технологии электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, способствует формированию бездефектных соединений. В зоне соединения формируются диффузионные зоны с повышенным уровнем микротвердости.

4. Применение прослоек на основе пористой фольги из никеля, меди и кобальта, позволяет обеспечить установление физического контакта свариваемых поверхностей, способствует протеканию диффузионных процессов и формированию сварного соединения. Промежуточные прослойки на основе меди при диффузионной сварке сплава Ni-Cr обеспечивают получение соединений с прочностью на уровне основного металла после термической обработки.

1. Tumino G. European Development and Qualification Status and Challenges in Hot Structures and Thermal Protection Systems for Space Transportation Concepts: Proceedings of the 4th European Workshop «Hot Structures and Thermal Protection Systems for Space Vehicles» (Palermo, Italy, 26–29 Nov. 2002). – Paris: European Space Agency, 2003. – P. 39–43.
2. Багатошарова теплозахисна система багаторазового космічного апарату: пат. 91891 Україна, МПК B64G 1/58, B64C 1/38, B64C 3/36. – № 201313658; заявл. 25.11.2013; опубл. 25.07.2014, Бюл. № 14.
3. Фролов Г. А., Цыганенко В. С., Пасичный В. В. Тепловые испытания элементов изделий ракетно-космической техники при радиационном нагреве // Авиационно-космическая техника и технология. – 2010. – № 10. – С. 28–32.
4. Оценка термостойкости трехслойной сотовой панели, полученной из сплава ЮИПМ-1200 способом диффузионной сварки в вакууме / И. А. Гусарова и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 12. – С. 31–35.
5. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. – М.: Машиностроение, 1966. – 431 с.
6. Sporer D., Fortuna D. Selecting materials for brazing a honeycomb in turbine engines // Welding Journal. – 2014. – Vol. 93, Issue 2. – P. 44–48.
7. Atkinson H.V. A Review of the Role of Short-Circuit Diffusion in the Oxidation of Nickel, Chromium, and Nickel-Chromium Alloys // Oxidation of Metals. – 1985. – Vol. 24, Issue 3/4. – P. 177–197.
8. Мусин Р. А., Анциферов В. Н., Квасницкий В. Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
9. Столяров В. Н. Жаропрочные соединения никелевых сплавов, выполненных диффузионной сваркой и прессовой сваркой-пайкой // Сварочное производство. – 1971. – № 1. – С. 26–29.
10. Люшинский А. В. Диффузионная сварка разнородных металлов. – М.: Академия, 2006. – 208 с.
11. Мусин Р. А., Лямин Я. В. Применение перфорируемых прокладок при диффузионной сварке // Сварочное производство. – 1991. – № 2. – С. 2–4.
12. Сварка давлением микродисперсного композиционного материала AMg5 + 27 % Al₂O₃ с применением быстрозакристаллизованной прослойки эвтектического состава

Al + 33 % Cu / Ю. В. Фальченко и др. // Автоматическая сварка. – 2010. – № 2. – С. 10–14.

13. Диффузионная сварка стали с оловянной бронзой через пористые прослойки никеля и меди / А. И. Устинов и др. // Там же. – 2015. – № 9. – С. 15–22.
14. Дослідження дифузійних процесів у зварних з'єднаннях алюмініду титану (TiAl) / Г. К. Харченко та ін. // Вісник ЧДТУ. Серія технічні науки. – 2009. – № 37. – С. 117–119.
15. Исследование фазовых превращений и пластических деформаций при непрерывном нагреве многослойной фольги Al/Cu / А. И. Устинов и др. // Автоматическая сварка. – 2009. – № 10. – С. 29–34.
16. Уравнение индентирования / С. А. Фирстов и др. // Доповіді Національної академії наук України. – 2007. – № 12. – С. 100–106.
17. Davies B. J., Stephenson S. Diffusion bonding and pressure brazing of Nimonic 90 nickel-chromium-cobalt alloy // British Welding Journal. – 1962. – Vol. 2, Issue 3. – P. 139–148.
18. Влияние пористости на упругие характеристики твердых сплавов TiC-TiN / В. В. Акимов и др. // Прикладная механика и техническая физика. – 2009. – Т. 50, № 4. – С. 136–138.

І. О. Гусарова¹, А. М. Потапов¹, Т. А. Манько¹,
Ю. В. Фальченко², А. І. Устинов²,
Л. В. Петрушинець², Т. В. Мельниченко²

¹КБ «Південне» ім. М. К. Янгеля.
49008, м. Дніпро, вул. Криворізька, 3.
E-mail: info@yuzhnoye.com

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

ДИФУЗІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ В ВАКУУМІ ФОЛЬГИ З ПОРОШКОВОГО НІКЕЛЬ-ХРОМОВОГО СПЛАВУ

У роботі розглянуто вплив параметрів режиму дифузійного зварювання на формування з'єднань з фольги порошкового сплаву Ni-20Cr товщиною 25 мкм. Показано, що зварювання сплаву ніхрома в діапазоні температур 800...1200 °C без застосування проміжних прошарків не дозволяє отримати бездефектні з'єднання. Досліджено особливості формування з'єднань сплаву Ni-Cr при використанні фольги в якості проміжних прошарків, отриманих за технологією електроно-променевого осадження і конденсації в вакуумі. У роботі застосовували фольгу з багатошаровою структурою систем Ni-Al, Ti-Cu і з пористою структурою з Cu, Ni і Co. Мікροструктуру і хімічний склад з'єднань досліджували за допомогою оптичної та електронної мікроскопії. Міцність металу в зоні з'єднань оцінювали за результатами мікроіндентування і випробування плоских зразків на розтягання. Встановлено, що застосування при зварюванні подібних проміжних прошарків дозволяє отримати бездефектну мікροструктуру зони з'єднання. Показано, що при зварюванні через проміжний прошарок з пористої фольги на основі міді формуються з'єднання з властивостями міцності на рівні основного металу. Бібліогр. 18, табл. 2, рис. 9.

Ключові слова: дифузійне зварювання в вакуумі, порошковий сплав Ni-Cr, пористі фольги, багатошарові фольги, мікροструктура, мікроіндентування

Поступила в редакцію 02.02.2017

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОРАЗМЕРНОЙ ПОЛИГОНИЗАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В НАПЫЛЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВЫХ ПОКРЫТИЯХ

А. Н. ДУБОВОЙ, А. А. КАРПЕЧЕНКО, М. Н. БОБРОВ, Ю. Е. НЕДЕЛЬКО

НУК им. адм. Макарова. 54025, г. Николаев, просп. Героев Украины, 9.

E-mail: laborantmtm@gmail.com

В работе изучена возможность формирования термически устойчивой наноразмерной полигонизационной субструктуры в напыленных электродуговых покрытиях из проволок марок Св-08Г2С и 12Х18Н10Т путем дополнительной деформации и предрекристаллизационной термической обработки. Показано, что проведение дополнительной деформации покрытий на 15...40 % позволяет повысить длительность выдержки при термической обработке до 90...180 мин без существенного падения твердости за счет снижения подвижности полигонизационных субграниц. Установлено, что размер областей когерентного рассеяния (ОКР) как деформированных, так и покрытий без деформации после проведения термической обработки (которая обеспечивает максимальную твердость) в 1,5...3,0 раза меньше, чем в состоянии после напыления. При увеличении продолжительности выдержки деформированных покрытий до 150 мин, размер их ОКР благодаря снижению подвижности субграниц увеличивается незначительно, что коррелируется с незначительным уменьшением твердости. В итоге проведение дополнительной деформации на 40 и 15 % и последующей термической обработки напыленных электродуговых покрытий из Св-08Г2С и 12Х18Н10Т позволяет формировать термически устойчивую наноразмерную полигонизационную субструктуру, которая обеспечивает повышенную твердость по сравнению с напыленным состоянием на 75 и 54 %, соответственно. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 2.

Ключевые слова: деформация, полигонизационная субструктура, предрекристаллизационная термическая обработка, электродуговые покрытия

Современная тенденция развития технологии газотермического напыления заключается преимущественно в повышении физико-механических свойств покрытий путем наноструктурирования. Методы формирования наноструктур, такие как напыление ультрадисперсных [1, 2] и полученных механическим легированием и механическим синтезом порошков [3], превращение аморфной фазы в нанокристаллическую [4], требующие специальной подготовки порошка, являются достаточно сложными и трудоемкими и, как следствие, дорогими. Перспективным является применение предрекристаллизационной термической обработки (ПТО) напыленных покрытий [5, 6], что позволяет повысить их физико-механические свойства за счет получения измельченной и наноразмерной полигонизационной субструктуры.

Однако полученная полигонизационная субструктура имеет низкую термическую стойкость (до 10 мин) вследствие протекания процессов собирательной полигонизации во время длительной выдержки при повышенной температуре, что сдерживает применение ПТО для массивных изделий.

Целью данной работы является исследование возможности формирования термически устойчивой наноразмерной полигонизационной субструктуры в напыленных электродуговых покрытиях.

Для исследований выбрали электродуговые покрытия, поскольку они характеризуются высоким эффектом повышения твердости после ПТО и получением наноразмерной субструктуры [5]. Покрытие получали с помощью установки КДМ-2, которая укомплектована электродуговым распылителем ЭМ-14М на следующем режиме: напряжение на дуге 30 В, сила тока 110 А, давление сжатого воздуха 0,4...0,6 МПа, дистанция напыления 100 мм. В качестве напыляемого материала использовали сварочные проволоки марки Св-08Г2С и высоколегированную из стали 12Х18Н10Т диаметрами 1,2 мм. Оптимизацию режима ПТО покрытий проводили по показателям твердости. Твердость по Виккерсу HV определялась на приборе типа ТП при нагрузке на индентор 5 кг (ДСТУ ISO 6507-4: 2008). Термическую обработку образцов проводили в лабораторной электрической печи СНОЛ-1.6.2.0.08/9-М1 при температуре 500 и 600 °С соответственно [6]. Дополнительное деформирование покрытий осуществляли прессованием на разные степени деформации. Результаты измерения твердости деформированных и термообработанных покрытий приведены на рис. 1.

Согласно с приведенными на рис. 1, а данными, использование последующей деформации покрытий обеспечивает меньшее снижение твер-

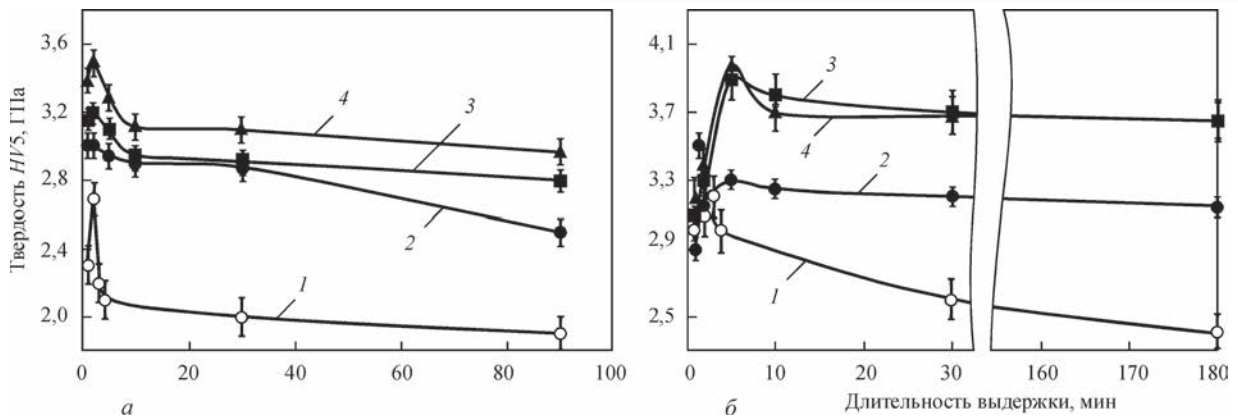


Рис. 1. Зависимость твердости электродуговых покрытий из проволоки Св-08Г2С (а) и 12Х18Н10Т (б) от длительности выдержки при термической обработке и степени дополнительной деформации (кривая 1 — без деформаций); для а: 2 — 20 ; 3 — 30 ; 4 — 40 %; для б: 2 — 10; 3 — 15; 4 — 20 %

дости при повышении продолжительности выдержки при ПТО до 90...180 мин. Так, для покрытия из проволоки Св-08Г2С без деформации при повышении продолжительности выдержки более 2 мин (максимум твердости) до 90 мин твердость снижается на 30 %. При использовании деформации покрытия на 20, 30 и 40 % и повышении продолжительности выдержки с 5 мин (максимум) до 90 мин твердость снижается на 17, 12 и 16 %, соответственно. Достаточную устойчивость и высокую твердость полигонизационной субструктуры обеспечивает деформация на 40 %.

Похожая зависимость наблюдается и для покрытий, полученных из проволоки 12Х18Н10Т (рис. 2, б). Для покрытия без деформации при по-

вышении продолжительности времени выдержки с 3 до 180 мин твердость снижается на 25 %. При использовании дополнительной деформации на 10, 15, 20 % и повышении продолжительности выдержки с 5 до 180 мин твердость снижается на 7, 5 и 8 % соответственно. В этом случае высочайшую стабильность полигонизационной субструктуры обеспечивает деформация на 15 %.

Объясняется это тем, что при осуществлении повторной деформации дислокационное взаимодействие заканчивается возникновением от 50 до 75 % дислокационных барьеров (Хирта, Ломер-Коттрелла), остальные участвуют в формировании дислокационных сплетений. Данные дислокационные барьеры, которые возникают вдоль

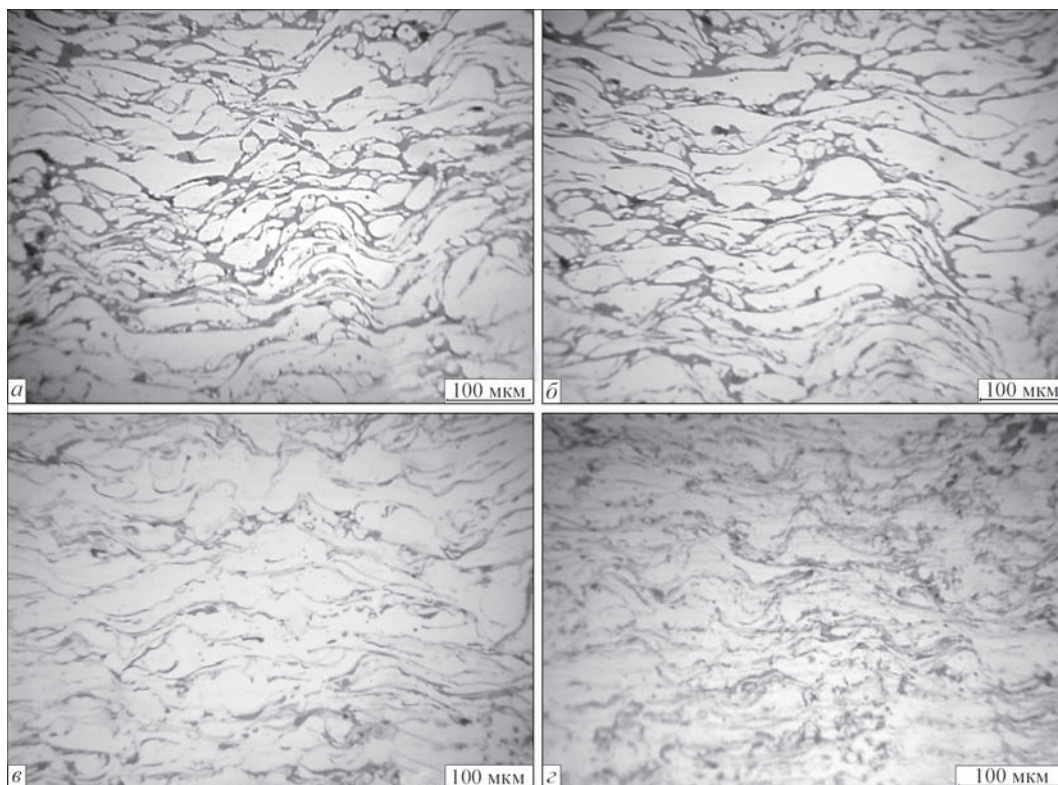


Рис. 2. Микроструктура электродуговых покрытий из проволок Св-08Г2С (а, б) и 12Х18Н10Т (в, г): а, в — после напыления; б — после ПТО (3 мин, 600 °С); г — после деформации при нагрузке 20 т

Зависимость размеров ОКР рентгеновского излучения электродугowych покрытий от вида обработки

Материал покрытия	Вид обработки	ОКР, нм
Св-08Г2С	После напыления	200
	Напыление + ПТО (2 мин, 500 °С)	62
	Напыление + деформация на 30 %	163
	Напыление + деформация на 30 % + ПТО (5 мин, 500 °С)	82
	Напыление + деформация на 30 % + ПТО (90 мин, 500 °С)	111
12Х18Н10Т	После напыления	200
	Напыление + ПТО (3 мин, 600 °С)	153
	Напыление + деформация на 15%	164
	Напыление + деформация на 15 % + ПТО (5 мин, 600 °С)	87
	Напыление + деформация на 15 % + ПТО (150 мин, 600 °С)	138

направления, перпендикулярного оси деформации, сдерживают движение дислокаций и, как следствие, уменьшают подвижность полигонизационных субграниц, таким образом, снижая скорость полигонизационных процессов, обеспечивая эффект стабилизирующий эффект [7].

Максимальная продолжительность выдержки 90 мин для проволоки Св-08Г2С, 150 мин для 12Х18Н10Т обеспечивают повышение твердости по сравнению с состоянием после напыления на 75 и 54 %, соответственно, за счет повышения термической устойчивости полигонизационной субструктуры благодаря деформированию покрытий.

Микроструктуру покрытий исследовали при помощи оптического металлографического микроскопа ММУ-3.

Исследование микроструктуры электродугowych покрытий из проволоки 12Х18Н10Т, которые приведены на рис. 2, показало, что после ПТО по сравнению с исходной, изменений не наблюдается (рис. 2, а, б).

Покрытия имеют типичную чешуйчатую микроструктуру. После напыления среднее значение толщины ламелей составляет около 14 мкм (рис. 2, в), деформация прессованием на 15 % вызывает уменьшение этого параметра до 11,9 мкм (рис. 2, г).

Влияние деформации и ПТО на субструктуру напыленных покрытий оценивали по изменению размеров областей когерентного рассеяния (ОКР) рентгеновского излучения методом аппроксимации [8]. Поскольку ОКР соответствует внутренней упорядоченности области зерна и не включает сильно искаженные границы, размер ОКР отождествляют со средним размером кристаллитов [8]. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН-3 в CuK_α -излучении ($\lambda = 0,154$ нм) с использованием Ni β -фильтра. Вращение образцов осуществлялось в интервале двойных углов от 30 до 100°, скорость развертки составляла 1 град/мин. Результаты исследований приведены в таблице.

Согласно приведенным данным, размер ОКР (субзерен) как деформированных, так и покрытий

без деформации после проведения ПТО, которая обеспечивает максимальную твердость, в 1,5...3,0 раза меньше, чем в состоянии после напыления. При увеличении продолжительности выдержки до 90 и 150 мин деформированных из Св-08Г2С и 12Х18Н10Т покрытий, размер их ОКР благодаря снижению подвижности субграниц увеличивается незначительно, что коррелируется с незначительным уменьшением твердости (см. таблицу). При выдержке несколько меньшей, 45 и 60 мин, соответственно, размер ОКР для обоих покрытий составляет около 96 нм.

Таким образом, проведение дополнительной деформации на 40 и 15 % и ПТО напыленных электродугowych покрытий из Св-08Г2С и 12Х18Н10Т позволяет формировать термически устойчивую наноразмерную полигонизационную субструктуру, которая обеспечивает повышенную твердость по сравнению с напыленным состоянием на 75 и 54 %, соответственно.

1. Thermal sprayed nanostructured WC/Co hardcoatings / B. H. Kear et al. // Journal of Thermal Spray Technology. – 2000. – Vol. 9. – P. 399–406.
2. Siegmans S., Brandt O., Drovak D. Thermally sprayed wear resistant coatings with nanostructured hard phases // Ibid. – 2004. – Vol 3. – P. 37–43.
3. Получение порошков для газотермических покрытий методами механического легирования и механохимического синтеза / Ю. С. Борисов и др. // Сварочное производство. – 2010. – № 12. – С. 18–22.
4. Калита В. И. Физика, химия и механика формирования покрытий, упрочненных наноразмерными фазами // Физика и химия обработки материалов. – 2005. – № 4. – С. 46–57.
5. Вплив передікрісталізаційної термічної обробки на фізико-механічні властивості напильних покриттів та деформованих металів і сплавів / О. М. Дубовий та ін. // Металознавство та обробка металів. – 2010. – № 3. – С. 7–11.
6. Спосіб нанесення покриттів: пат. 88755 Україна. № а 2009 02658; заявл. 23.03.2009; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21.
7. Спосіб деформційно термічної обробки електродугowych покриттів: пат. у 2015 10721 Україна. № 106450; заявл. 03.11.15; опубл. 25.04.16; Бюл. № 8.
8. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ. – 2-е изд. – М.: Металлургия, 1970. – 336 с.

О. М. Дубовий, А. А. Карпеченко,
М. М. Бобров, Ю. Є. Неделько

НУК ім. адм. Макарова.
54025, м Миколаїв, просп. Героїв України, 9.
E-mail: laborantmtm@gmail.com

ФОРМУВАННЯ НАНОРОЗМІРНОЇ ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТУРИ В НАПИЛЕНИХ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТЯХ

У роботі вивчена можливість формування термічно стійкої нанорозмірної полігонізаційної субструктури в напилених електродугових покриттях з дротів марок Св-08Г2С і 12Х18Н10Т шляхом додаткової деформації і предрекристалізаційної термічної обробки. Показано, що проведення додаткової деформації покриттів на 15...40 % дозволяє підвищити тривалість витримки при термічній обробці до 90...180 хв без істотного падіння твердості за рахунок зниження рухливості

полігонізаційних субграниць. Встановлено, що розмір областей когерентного розсіювання (ОКР) як деформованих, так і покриттів без деформації після проведення термічної обробки (яка забезпечує максимальну твердість) в 1,5...3,0 рази менше, ніж в стані після напилення. При збільшенні тривалості витримки деформованих покриттів до 150 хв, розмір їх ОКР завдяки зниженню рухливості субграниць збільшується незначно, що корелюється з незначним зменшенням твердості. В результаті проведення додаткової деформації на 40 і 15 % і подальшої термічної обробки напилюваних електродугових покриттів з Св-08Г2С і 12Х18Н10Т дозволяє формувати термічно стійку нанорозмірну полігонізаційну субструктуру, яка забезпечує підвищену твердість у порівнянні з напиленим станом на 75 і 54 %, відповідно. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 2.

Ключові слова: деформація, полігонізаційна субструктура, предрекристалізаційна термічна обробка, електродугове покриття

Поступила в редакцію 05.01.2017

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА: СТАНДАРТИЗАЦИЯ И ОЦЕНКА СООТВЕТСТВИЯ»

19–20 апреля 2017 г.

г. Москва

ПЛЕНАРНЫЕ ДОКЛАДЫ

Развитие сварки и родственных технологий в Российской Федерации. *Токарев О. П.*, Министерство промышленности и торговли РФ.

Международный институт сварки — интегратор знаний и опыта в области сварки и смежных технологических процессов. *Сесиль Майер (Dr Cécile Mayer)*, Исполнительный директор Международного института сварки (IIW).

Гармонизация национальных стандартов с международными — как направление развития национальной системы технического регулирования и стандартизации. *Леонидов К. В.*, Министерство промышленности и торговли РФ.

Роль промышленности в разработке закона о стандартизации и его реализации. *Лоцманов А. Н.*, Министерство промышленности и торговли РФ.

Современные подходы к стандартизации технологических процессов. Взаимосвязь Технических регламентов и стандартов. *Шалаев А. П.*, Росстандарт.

Международные стандарты и практика IIW и EWF по оценке соответствия сварочного производства. *Крис Иди (Mr Chris Eady)*, Президент Европейской сварочной федерации (EWF).

Требования к качеству сварки и процедуры квалификации технологий и сертификации персонала в стандартах API, ASME, ASTM.

Оценка соответствия системы качества и безопасности сварочных процессов в Российской Федерации. *Волкова Н. Н.*, НУЦ «Контроль и диагностика».

Нормативно-правовое регулирование в области сварки. Оценка регулирующего воздействия. *Бурых В. В.*, МГТУ им. Н.Э.Баумана.

СЕКЦИЯ I. Стандартизация в области сварки и смежных технологий в отраслях промышленности России

СЕКЦИЯ II. Международная стандартизация в области сварки

СЕКЦИЯ III. Опыт проведения оценки соответствия составляющих элементов сварочного производства

СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРОИЗВОДСТВА В УКРАИНЕ СВАРНЫХ РЕЗЕРВУАРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ НЕФТИ (ОБЗОР)

Ю. П. БАРВИНКО, А. Ю. БАРВИНКО, А. Н. ЯШНИК, Д. В. ТОКАРСКИЙ

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

Приведен критический анализ целесообразности дальнейшего строительства вертикальных сварных резервуаров для хранения нефти объемом 20...50 тыс. м³ с применением рулонных заготовок. Показано, что применение метода рулонирования при монтаже резервуаров большой вместимости в 1970–1985 гг. было в значительной степени продиктовано внешнеэкономическими обстоятельствами. Созданные в эти годы производственные мощности по изготовлению рулонных заготовок продолжали диктовать необходимость в строительстве рулонированных резервуаров и в период экономической стабильности в стране. Рассмотрены недостатки рулонных резервуаров и предлагаемые способы их устранения. После распада СССР в странах СНГ началось строительство резервуаров для хранения нефти из отдельных листов. На примере резервуаров с защитной стенкой показана возможность повышения их надежности путем применения новых сталей повышенной и высокой прочности. Даны предложения относительно конструктивного улучшения отдельных элементов резервуаров большой вместимости и рекомендуемые для них марки новых сталей. Библиогр. 26, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: цилиндрические резервуары, рулонные заготовки, вертикальные монтажные стыки, малоцикловое нагружение, восстановление работоспособности стенки, качественные стали, полистовой монтаж стенки

В последние годы в периодических изданиях по сварным стальным конструкциям идет довольно активная дискуссия о целесообразности применения метода рулонирования при сооружении стальных цилиндрических резервуаров большой вместимости ($V = 20...50$ тыс. м³) и поиску оптимальных решений по улучшению их геометрической формы [1]. Большая часть рулонированных резервуаров в СССР была построена в 1970–1985 гг. Строительство резервуаров тесно связано с приходом в 1960-х гг. на Европейскую территорию Советского Союза большой сибирской нефти. Это были годы военного и экономического противостояния двух мировых систем. Годы, когда время было одним из важнейших факторов развития экономики страны. Государству необходимо было в кратчайшие сроки построить магистральные нефтепроводы с резервуарными парками большой вместимости для подачи сибирской нефти на строящиеся объекты большой нефтехимии и на мировой рынок для пополнения бюджета страны. В этих условиях вопросы качества строительства и гарантированный срок службы резервуаров часто были на втором плане.

До открытия сибирской нефти, при добыче нефти около 50 млн т в год, в стране не было запроса на резервуары объемом более 10 тыс. м³. В этих условиях качество рулонированных резервуаров при $V \leq 5$ тыс. м³ полностью удовлетворяло потребителей. В то же время для удовлетворения высокого спроса на нефть, в странах Европы и в Японии массово строились, на высоком техническом уровне,

резервуары вместимостью 50...100 тыс. м³. Нефть доставлялась танкерами с водоизмещением от 50 до 150 тыс. м³, что и диктовало большой объем резервуаров.

К 1970 г. в системе Минмонтажспецстроя были созданы технические мощности, позволявшие в год только на одном стане изготавливать рулонные заготовки для более 20 резервуаров РВС (резервуар вертикальный стальной) 50 тыс. м³ [2]. В условиях возникшей острой необходимости создания резервуарных парков большой вместимости отсутствовало время на изучение и освоение зарубежного опыта. И с позиций сегодняшнего дня надо признать, что применение метода рулонирования в той обстановке позволило реально, пусть и с довольно низким качеством и сроком службы не более 20 лет, выполнить важную государственную задачу.

В то же время сооружение резервуаров вместимостью 20...50 тыс. м³, при довольно низком их качестве, упорно продолжалось и после снятия остроты вопроса [3]. И этому есть свое объяснение — установившаяся полная монополия Минмонтажспецстроя на весь цикл создания резервуаров. Данное ведомство разрабатывало нормы на монтаж рулонированных резервуаров, резервуары изготавливались на заводах министерства и монтировались своими организациями. Уже на этапе проектирования стальных конструкций резервуаров было требование о необходимости предусматривать возможность применения при их изготовлении и монтаже метода рулонирования [4].

Начиная с 1965 г. все резервуары вместимостью не более 20 тыс. м³ строились из рулонных заготовок. Действия министерства-монополиста естественны и понятны. На его предприятиях созданы большие узкоспециализированные производственные мощности, предназначенные только для изготовления рулонных заготовок. Никто не выступает с отказом от изготовления резервуаров с применением рулонных заготовок. Просто опыт убедительно показал [3, 5], что их целесообразно применять для резервуаров с толщиной стенки не более 8 мм. Практически это емкости вместимостью не более 3 тыс. м³. Относительно ухода от заводской автоматической сварки отметим, что в последние годы для стенки и днища резервуаров большой вместимости применяются листы размерами до 2,5×8,0 м при толщине 8...30 мм. Листы свариваются автоматической и механизированной сваркой, что позволяет получать в условиях монтажа сварные стыковые соединения стенки высокого качества с приемлемой скоростью сварки.

Сотрудники ИЭС на протяжении 1992–2011 гг. выполнили на нефтепарках Украины оценку технического состояния более 200 рулонированных резервуаров объемом вместимостью 3...50 тыс. м³. Обследование показало, что после 15...20 лет эксплуатации они полностью исчерпали свой ресурс работоспособности и требуют сложного капитального ремонта [6]. Только состояние отдельных емкостей вместимостью не более 5 тыс. м³ было оценено как удовлетворительное. Основная причина — наличие большой угловой деформации f в вертикальных монтажных сварных соединениях стенки ($f = 30...50$ мм на базе 500 мм) и наличие горизонтальных гофр и вмятин на средней и верхней части поверхности стенки (рис. 1). Попытки монтажников на протяжении более 60 лет найти приемлемый способ придать концевым участкам, при толщине стенки 10...18 мм, проектную кривизну, не имели успеха.

Причина образования на стенке гофр при разворачивании рулона рассмотрена авторами в публикации [7]. На конкретном резервуаре показано, что при принятой в нормах [8] разнице отметок любых точек наружного контура днища

от горизонтали на 30...40 мм, образование гофр на средних и верхних областях стенки неизбежно. Сваренное из отдельных листов полотнище представляет собой прямоугольник с размерами порядка 18×30 м, где 18 м — высота стенки. Придать нижней кромке полотнища, при разворачивании рулона, профиль наружного контура днища, при разнице отметок кольцевого фундамента до 40 мм, без появления изломов на более тонких верхних поясах стенки, невозможно, что и наблюдается на практике.

Для повышения работоспособности вертикальных монтажных стыков стенки рулонированных резервуаров важно было установить научно обоснованные в них допуски на угловые деформации. Принятые допуски должны были гарантировать, что сварные соединения отработают расчетный срок службы в условиях, исключающих появление в них малоциклового усталости. В 1987 г. в ИЭС был разработан специальный составной образец для малоциклового испытания сварных соединений угловой деформацией (рис. 2). Испытания образцов из сталей 16Г2АФ, 09Г2С и ВСтЗсп [9] с различной величиной угловой деформации позволили получить зависимость $N_{кр}$ от величины угловой деформации в расширенном диапазоне значений f . $N_{кр}$ — число циклов нагружения образца до появления в сварном соединении визуально наблюдаемой трещины длиной 3...4 мм. Однако разработанные ИЭС допуски на угловые деформации включили в новые нормы на монтаж резервуаров [10] как рекомендуемые. Такая запись позволяла разработчикам проектов принимать те значения f , которые без особых трудностей достигали монтажники. Впоследствии в нормах [8, 11] рекомендуемые значения для вертикальных монтажных стыков стенки исключили. В нормах появилась новая запись, что величина f принимается по требованиям проекта «Конструкции металлические» (КМ) стандарта [12], что позволяет строительство рулонированных резервуаров со сроком службы не более 15...20 лет. В стандарте принят один допуск величины угловой деформации $f = 1/2$ дюйма на шаблоне длиной 1 м.



Рис. 1. Образование гофр и вмятин на стенке после разворачивания рулонов. РВС 5 тыс. м³

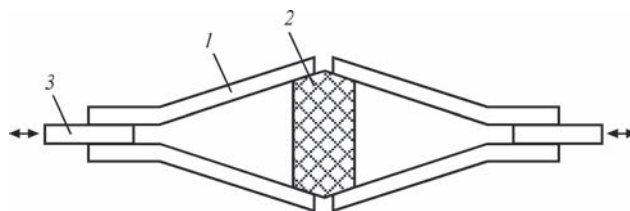


Рис. 2. Схема составного образца для малоциклового испытания сварных соединений с угловой деформацией: 1 — испытываемые элементы; 2 — демпфер; 3 — элемент для закрепления в пульсаторе



Рис. 3. РВС 10 тыс. м³: усталостные трещины по зоне сплавления шва (а); угловые деформации в вертикальном стыковом монтажном сварном соединении стенки (б)

При наличии на большинстве рулонированных резервуаров вместимостью 10...50 тыс. м³ в вертикальных монтажных соединениях стенки усталостных трещин (рис. 3, а), возникла острая необходимость в их ремонте. Все понимали, что это брак рулонной технологии строительства и угловую деформацию (рис. 3, б) ремонтом сварного шва не устраняют. На начальном этапе эксплуатации резервуаров с угловыми деформациями предложения по ремонту сводились к локальной разгрузке сварного соединения от кольцевых усилий путем установки в зоне шва жестких горизонтальных ребер [13]. Такое решение приводило к дополнительной концентрации напряжений в сварном соединении и после одного-двух лет эксплуатации у концевых участков сварных швов ребер начали появляться усталостные трещины. В ряде случаев было выполнено несколько ремонтов сварных соединений путем их частичной (по поясам) вырезки и вваривания специальных вставок [14]. В процессе выполнения работ на прилегающих участках стенки образовывались недопусти-



Рис. 4. Улучшение геометрической формы стенки рулонированного резервуара РВССП 20 тыс. м³ локальными вытяжками

мые отклонения геометрической формы. С целью их устранения на стенке устанавливали систему горизонтальных и вертикальных ребер с тяжами, что существенно снижало работоспособность стенки (рис. 4).

Полученные результаты показали, что для исключения или уменьшения локальной деформации стенки после вваривания вставок необходимо знать напряженное состояние вставок и прилегающих областей стенки. Оценка напряженного состояния участка стенки резервуара, при замене на нем монтажного стыка отдельными вставками, была выполнена в ИЭС [15]. Расчет выполнен для резервуара вместимостью 50 тыс. м³, проект ЦНИИПСК (Москва), металл стенки — сталь 16Г2АФ, с учетом конкретной технологии вваривания вставок. Оценка риска потери устойчивости гибкой пластинки выполнена с применением приближенного энергетического метода, в соответствии с которым риск потери устойчивости будет большой, если $E = U + W < 0$, где E — полная энергия упругой системы; U — потенциальная энергия изгиба для данной области; W — работа мембранных сварочных напряжений.

Полученные эпюры остаточных напряжений приведены в работе [15]. Результаты расчета позволили оценивать вероятность потери устойчивости стенки в области ремонта. На основе полученных результатов в ИЭС была разработана специальная технология замены вертикального стыка в одну линию вставками по поясам с разбежкой вертикальных швов. Технология многократно опробована на прак-



Рис. 5 Монтаж стенки резервуара РВСПК 50 тыс. м³ с применением листов 2,5×8,0 м

тике: это РВСПК 50 тыс. м³ с заменой всех монтажных стыков на НПЗ г. Мозырь, ЛПДС «Лисичанск»; РВССК 20 тыс. м³ на НПС г. Кременчуг, НПС «Снигиревка», «Августовка» и многие другие. Все резервуары после ремонта сданы в эксплуатацию с проектным уровнем налива и сроком службы не менее 20 лет.

После более чем 30-летнего неудачного опыта строительства из рулонных заготовок резервуаров вместимостью 20...50 тыс. м³, довольно спорно воспринимаются предложения некоторых авторов [16, 17] о возможности применения метода рулонирования и в дальнейшем, при использовании их изобретений. Однако предложения по повышению работоспособности стенки исходят из существенных локальных нарушений ее жесткости, геометрической формы, изменению ламинарного течения силового потока кольцевых напряжений. В конечном итоге это приведет к появлению на стенке новых зон концентрации напряжений, очагов разрушения и развития усталостных трещин.

С 1991 г. перестал действовать диктат строительства резервуаров по типовым проектам. Основным действующим лицом стал Заказчик, а главными требованиями к резервуарам стали качество монтажа, расчетный срок службы не менее 40...50 лет и повышенная экологическая безопасность. С 2001 г. в странах СНГ резервуары большой вместимости повсеместно начали строиться с применением листового способа и расчетным сроком службы не менее 40 лет (рис. 5). В России резервуары строили «под ключ» иностранные фирмы [18]. В Республике Беларусь на нефтепроводе «Дружба» две емкости $V = 75$ тыс. м³ были построены польской фирмой, а шесть емкостей $V = 50$ тыс. м³ белорусскими монтажными организациями [19]. Проект КМ резервуара и авторский надзор выполняли специалисты ИЭС. Строительство совпало с началом широкого применения резервуаров

с защитной стенкой и двойным днищем. Замена традиционного обвалования защитной стенкой позволила существенно увеличить вместимость нефтепарка на тех же площадях, а двойное днище должно было гарантировать непопадание нефти в окружающую среду. Наличие в стандартах [8, 11] дополнительных требований к резервуарам с защитной стенкой по предотвращению лавинных разрушений стенки основного резервуара вызвало необходимость научного подтверждения того, что применяемые для стенки новые стали гарантируют выполнение требования стандарта. С этой целью в ИЭС были проведены экспериментальные исследования на сопротивляемость к развитию вязкой усталостной трещины сварных стыковых соединений сталей класса прочности С390: 06ГБ и 09Г2СЮч-У [20, 21] (имеющие $KCV_{40} \geq 170$ Дж/см²). На натурных образцах, в условиях циклического нагружения исследован процесс зарождения и развития усталостной трещины от начального надреза по линии сплавления. Было показано, что на конечной критической стадии своего развития образовавшаяся сквозная трещина имеет небольшой участок стабильного (предсказуемого) состояния. Протяженность этого участка по числу циклов $N_z = 300$ и периодичности нагружений резервуаров равной одному нагружению в течение трех суток, позволяет гарантированно обнаружить трещину по нефтяному пятну в процессе визуального осмотра стенки в соответствии с требованием действующего регламента по эксплуатации резервуаров [14]. Обнаружение усталостных трещин в сварных стыковых вертикальных соединениях стенки, на докритическом этапе их развития, практически предотвращает протяженные разрушения и полное раскрытие стенки. Это позволяет четко обозначить функциональное назначение основной (внутренней) и защитной стенки резервуара. Основная стенка: обеспечение статической прочности и недопущение протяженных вязких разрушений, защитная стенка: обеспечение статической прочности резервуара при его заполнении нефтью, излившейся из основного резервуара.

Исследовался также вопрос влияния условий жесткого контура на вязкие свойства (KCV_{40}) кольцевых сварных соединений патрубков и люков-лазов при врезке их в первый пояс стенки. Это, в основном, касается листового проката нижних поясов стенки, поставляемого в состоянии после закалки с отпуском: сталь 06ГБ 390 и 06ГБ 355 [22] и нормализованной стали 09Г2СЮч-У [26]. Стали 06ГБ390 и 06ГБ355 привлекательны низким содержанием углерода и высокими нормативными значениями $KCV_{40} \geq 120$ Дж/см² (по факту 300 Дж/см² и более в толщинах до 50 мм). Были

ожидания, что высокие вязкие свойства листового проката в значительной степени компенсируют повышенные сварочные деформации металла кольцевого шва, возникающие при сварке в жестком контуре. Патрубки вваривались с предварительным подогревом кромок, электроды ОК Autrod 12.51. Однако, после вваривания патрубков диаметром 400 мм в пояс стенки толщиной 26 мм, в кольцевых швах появились холодные трещины. Для их исключения была применена довольно сложная технология сварки, включавшая в себя предварительный подогрев кромок, проковку начальных проходов и послесварочный подогрев сварного соединения. Нужно отметить, что листовой прокат сталей, поставляемых в состоянии после закалки с отпуском, по техническим условиям имеет $\sigma_T/\sigma_B \leq 0,85$ для толщин 25 мм и более, и $\leq 0,90$ для толщин меньше 25 мм. В соответствии с требованием стандартов [8,12], отношение σ_T/σ_B не должно превышать 0,75. В предлагаемых в данных стандартах сталях требуемое отношение, на сегодня, выполняется только для нормализованных листовых сталей.

Для более полной оценки влияния жесткого контура на значения ударной вязкости металла шва и зоны сплавления сталей 09Г2СЮч-У и 06ГБ, были выполнены дополнительные исследования. С имитацией сварного соединения стенки с патрубком и условий жесткого контура, были сварены электродами LB-52U диаметр 3,2 мм пластины из данных сталей толщиной 26 мм. Одна пластина проходила термообработку: отпуск при температуре 620 °С с выдержкой один час. С каждой пластины изготавливались образцы для испытания на KCV_{40} по линии сплавления и металлу шва. Подробно результаты испытаний рассмотрены в работе [21]. В таблице приведены конечные результаты испытаний. Результаты испытаний показывают, что выполнение высокого отпуска узлов врезок, в соответствии с нормами для толщины стенки более 25 мм, для данных сталей понижает до 10 % величину ударной вязкости KCV_{40} . Это дает основание предполагать, что при получении большего числа статистических данных можно будет ставить вопрос о применении для рассматриваемых сталей термообработки при толщине стенки 30 мм и более, как принято для сосудов давления [23].

Полученные результаты дают определенное научное обоснование наметившейся в последние годы тенденции по применению для резервуаров большой вместимости нормализованного листового проката сталей класса прочности С350...420 при фактических значениях $KCV_{40} \geq 150$ Дж/см², содержании угле-

рода 0,14...0,18 % и серы менее 0,01 %. Наличие повышенного углерода несколько усложняет и удорожает технологию сварки данных сталей. Сварные соединения стенки этих сталей выполняются с применением сварочной проволоки типа ОК Autrod 13/28 ESAB, с содержанием никеля 2,4 %. В этом отношении более привлекателен листовой нормализованный прокат разработанных в ИЭС сталей 09Г2СЮч-У и 09ХГ2СЮч-У класса С 355...420 с пониженным содержанием углерода (0,10...0,13 %), повышенным содержанием марганца (1,9...2,2 %) и микролегированием церием (0,001...0,050 %) [24].

С применением листовой нормализованной стали 09Г2СЮч-У390 в соответствии с проектом и при авторском надзоре специалистов ИЭС, в Республике Беларусь построено два резервуара РВСПК 50 тыс. м³ с защитной стенкой (рис. 5). В основном резервуаре из данной стали выполнены первый ($l = 26$ мм) и второй ($l = 22$ мм) пояса стенки, а в защитном — первый ($l = 21$ мм). В соответствии с заводскими сертификатами для листа $l = 26$ мм значение ударной вязкости было равно $KCV_{40} = 173...204$ Дж/см². Применение предварительного подогрева кромок и механизированной сварки в защитном газе (Ar + 20 % CO₂) с проволокой сплошного сечения ЕМК 6 ER 70 S-6 исключило появление холодных трещин в сварных соединениях стенки и швах после вваривания патрубков и люков. После дополнительных исследований сварных соединений с учетом наличия жесткого контура было принято решение об отказе от высокого отпуска узлов врезки патрубков и люков. Узел придонного люка прошел термообработку, как и предусмотрено [12].

Авторский надзор за монтажом четырех резервуаров вместимостью 50 тыс. м³ с защитной стенкой [19] выявил ряд существенных недостатков относительно конструкции и работоспособности двухслойной центральной части днища. Двухслойное днище применено по требованию заказчика. Предусмотренный проектом, для недопущения попадания в отсек влаги, монтаж и свар-

Влияние условий жесткого контура на значение ударной вязкости сварных стыковых соединений сталей 06ГБ и 09Г2СЮч-У толщиной 26 мм

Условия сварки	Наличие термообработки	KCV_{40} Дж/см ²	
		09Г2СЮч-У	06ГБ
В свободном состоянии	Отсутствует	<u>317,1...416,9</u> 351,7×3	<u>338,5...342,2</u> 350,7×3
	Высокий отпуск	<u>303,4...329,3</u> 316,1×3	<u>341,1...339,3</u> 340,2×3
Жесткий контур	Отсутствует	<u>338,3...337,5</u> 338,3×3	<u>340,1...339,2</u> 340,6×3
	Высокий отпуск	<u>338,7...273,4</u> 308,1×3	<u>343,3...248,2</u> 311,3×3
Примечание. Место надреза – линия сплавления.			

ка одного герметичного отсека днища за одну смену, часто было нереальной задачей. При наличии десяти отсеков на днище в районе строительства практически было невозможно попасть в десять сухих дней. Поэтому торцы отсеков оставались открытыми до полного испарения влаги при солнечном нагреве верхнего днища. Пришлось отказаться и от контроля герметичности отсеков вакуумом. На наличие течи в верхнем днище при заполненном резервуаре вакуум не реагирует. Зимой в межслойном пространстве влага конденсируется, что приводит к резкому падению вакуума. Поэтому для контроля герметичности в сигнальные трубки были установлены датчики с реагированием на наличие паров углеводородов.

Анализ монтажа двойного днища показал, что его конструкция очень металлоемкая и трудоемкая в исполнении. Суммарная проектная толщина днища резервуаров составляла $8 + 11 = 19$ мм (резервуары РВСПК 75 и 50 тыс. м³ [19]) при толщине наружного, контурного, днища (окраек) 20 мм. Имеется явное пренебрежение принципом максимальной концентрации металла в одном элементе. При затекании герметичного отсека затруднено удаление из него нефти и ее паров. Более чем 20-летний опыт эксплуатации резервуаров вместимостью 20 тыс. м³ с толщиной окраек 9 мм [25] убедительно показал, что данной толщины, при наличии антикоррозионного покрытия, вполне достаточно для сохранения его непроницаемости на протяжении 40 лет. Это подтверждается и нормами ОАО «АК» Транснефть» [26], в которых принята толщина окрайки и центральной части днища резервуаров большой вместимости равной 9 мм.

По согласованию с заказчиком, в двух аналогичных резервуарах третьей очереди строительства днища приняты однослойными, толщиной 12 мм [19]. Применение однослойной утолщенной центральной части днища существенно уменьшило металлоемкость и объем монтажных работ, повысило ее надежность. С учетом полученного опыта устройства резервуаров в Республике Беларусь, ИЭС выполнил проекты резервуара РВСПК 50 тыс. м³ для строительства на ЛПДС «Броды», резервуара РВСП 20 тыс. м³ на НПС «Августовка» (заказчик ПАТ «Укртранснефть»), на капитальный ремонт резервуара РВСПК 50 тыс. м³ (ПАТ «Укртатнафта» г. Кременчуг). На всех отмеченных объектах предусмотрено применение опробованных новых сталей и конструктивных решений.

На основании приведенного анализа выполненных работ по оценке технического состояния рулонированных резервуаров вместимостью 5...50 тыс. м³ после их эксплуатации в течение 15...20 лет и предложений по конструкции резервуаров с защитной стенкой и гарантийным расчетным сроком эксплуата-

ции не менее 40 лет, можно сделать следующие выводы:

резервуары для хранения нефти и нефтепродуктов с толщиной нижнего пояса стенки 10 мм и более, смонтированные из рулонных заготовок, по геометрической форме стенки и расчетному сроку службы 20 лет, не удовлетворяют требованиям действующих норм;

применение рулонных заготовок при монтаже стенки резервуаров необходимо ограничить в стандарте Украины толщиной нижнего пояса не более 8 мм;

в стандарте Украины ([8], табл. 13) необходимо четко изложить требования к местным угловым деформациям вертикальных сварных швов стенки. Допустимое значение стрелки прогиба f на базе 500 мм для всей стенки должно быть указано не в проекте КМ, а в стандарте;

рекомендуемый в стандарте Украины (ДСТУ Б В.2.6-183:2011, табл. 7) перечень марок сталей необходимо дополнить новыми сталями класса прочности С355...440: 06ГБ355; 06ГБ390 (поставка в состоянии закалки с отпуском); 09Г2СЮч-У390; 09ХГ2СЮч-У440 (поставка в состоянии после нормализации).

1. Купрейшвили С. М. Классический вертикальный цилиндрический резервуар // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2016. – № 7. – С. 2–11.
2. Билецкий С. М., Голинько В. М. Индустриальное изготовление негабаритных сварных листовых конструкций. – Киев: Наукова думка, 1983. – 271 с.
3. Купрейшвили С. М. Вертикальные цилиндрические резервуары с плавающими крышами // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2013. – № 2. – С. 2–16.
4. СНиП 2.09.03–85. Сооружение промышленных предприятий. – С. 33.
5. Барвинко Ю. П., Голинько В. М. К шестидесятилетию промышленного применения технологии изготовления цилиндрических резервуаров из рулонных заготовок // Автоматическая сварка. – 2009. – № 2. – С. 33–37.
6. Барвинко А. Ю., Барвинко А. Ю., Каргин А. Ю. Восстановление работоспособности резервуаров для хранения нефти со стенками из рулонных заготовок вместимостью 20 и 50 тыс. м³ // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2006. – № 10. – С. 5–13.
7. Барвинко Ю. П., Барвинко А. Ю. О возможности применения рулонных заготовок в современном резервуаростроении // Там же. – 2013. – № 11. – С. 2–7.
8. ДСТУ Б В.2.6-183. 2011. Резервуари вертикальні циліндричні сталеві для нафти та нафтопродуктів. – С. 77.
9. Повышение сопротивления малоциклового усталости вертикальных сварных стыковых стенок цилиндрических резервуаров с угловыми деформациями / С. М. Билецкий и др. // Автоматическая сварка. – 1992. – № 7-8. – С. 41–46.
10. ВСН 311–89. Монтаж стальных вертикальных цилиндрических резервуаров для хранения нефти объемом от 100 до 50000 тыс. м³. – С. 33–37. С. 60.
11. ГОСТ Р 52910–2008. Резервуары вертикальные цилиндрические стальные для нефти и нефтепродуктов. – С. 52.
12. API STANDART 650. Сварные стальные резервуары для хранения нефтепродуктов. 11 изд., 2007. – С. 410.
13. Поповский Б. В., Ритчик Г. А. Обеспечение геометрической формы стенок рулонных резервуаров в зонах монтажных стыков // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 1986. – № 11. – С. 12–15.

14. Правила технической эксплуатации резервуаров и инструкции по их ремонту. – М. Недра, 1988. – 269 с.
15. Оценка напряженного состояния стенки рулонированных вертикальных резервуаров при вваривании листов-вставок / В. И. Махненко и др. // Автоматическая сварка. – 2002. – № 5. – С. 3–8.
16. Купрейшвили С. М. Добыча нефти и состояние современного резервуаростроения // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2015. – № 10. – С. 2–11.
17. Дорошенко Ф. Е. Проблемы обеспечения геометрической точности корпусов вертикальных стальных резервуаров // Там же. – 2016. – № 5. – С. 2–7.
18. Купрейшвили С. М. Классический вертикальный цилиндрический резервуар. // Там же. – 2016. – № 7. – С. 2–11.
19. Современное резервуаростроение в Республике Беларусь / О. П. Черников и др. // Там же. – 2014. – № 12. – С. 9–13.
20. Барвинко А. Ю., Барвинко Ю. П. О возможности предотвращения лавинных разрушений стенки цилиндрических резервуаров для хранения нефти путем применения листовой стали с повышенными значениями ударной вязкости // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2016. – № 2. – С. 44–49.
21. Хладостойкость и сопротивляемость слоистому разрушению сварных соединений стали 06ГБ390 / В. Д. Позняков и др. // Автоматическая сварка. – 2012. – № 3. – С. 45–49.
22. ТУ У 27.1-05416923-085:2006. Прокат листовой свариваемый из качественной стали классов прочности 355–590 для машиностроения. Срок действия 12-31-2016. – С. 11.
23. ОСТ 26 291. Сосуды и аппараты стальные сварные. Общие технические условия.
24. ТУ 14–1-5065–2006. Изменение 1. Прокат толстолистовой из низколегированной стали марок 09Г2СЮч; 09Г2СЮч–У; 09ХГ2СЮч; 09ХГ2СЮч – У. – С. 18.
25. Типовой проект ТП 704-1-70. Стальной вертикальный цилиндрический резервуар для нефти и нефтепродуктов емкостью 20000 м³. – М.: ЦНИИПСК, 1972.
26. РД 16.01-60.30.00-КТН-026-1-04. Нормы проектирования стальных вертикальных резервуаров для хранения нефти объемом 1000...50000 куб.м. – М., 2004. – С. 71.

Ю. П. Барвинко, А. Ю. Барвинко,
А. Н. Яшник, Д. В. Токарський

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

СТАН І ПЕРСПЕКТИВИ ВИРОБНИЦТВА В УКРАЇНІ ЗВАРНИХ РЕЗЕРВУАРІВ ДЛЯ ЗБЕРІГАННЯ НАФТИ (ОГЛЯД)

Наведено критичний аналіз доцільності подальшого будівництва вертикальних зварних резервуарів для зберігання нафти об'ємом 20 ... 50 тис. м³ із застосуванням рулонних заготовок. Показано, що застосування методу рулонування при монтажі резервуарів великої місткості в 1970-1985 рр. було в значній мірі продиктовано зовнішньоекономічними обставинами. Створені в ці роки виробничі потужності з виготовлення рулонних заготовок продовжували диктувати необхідність в будівництві рулонованих резервуарів і в період економічної стабільності в країні. Розглянуто недоліки рулонних резервуарів і запропоновано способи їх усунення. Після розпаду СРСР в країнах СНД почалося будівництво резервуарів для зберігання нафти з окремих листів. На прикладі резервуарів із захисною стінкою показана можливість підвищення їх надійності шляхом застосування нових сталей підвищеної та високої міцності. Надано пропозиції щодо конструктивного поліпшення окремих елементів резервуарів великої місткості і рекомендовано для них марки нових сталей. Бібліогр. 26, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: циліндричні резервуари, рулонні заготовки, вертикальні монтажні стики, малоциклове навантаження, відновлення працездатності стінки, якісні сталі, полистовий монтаж стінки

Поступила в редакцію 18.01.2017

НОВАЯ КНИГА

Сборник трудов Восьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах».

Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. – 130 с. Мягкий переплет, 200x290 мм.

В сборнике представлены доклады Восьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (19–23 сентября 2016 г., Одесса, Украина), в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из разных стран. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.

Заказы на сборник просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка».

Сборники предыдущих семи конференций ММТWRP за 2002, 2004, 2006, 2008, 2010, 2012 и 2014 гг. находятся в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон»:

<http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmwr>



СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ МЕТОДОВ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ УСТАЛОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ (ОБЗОР)

С. А. СОЛОВЕЙ

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

Для повышения надежности эксплуатации изделий и сварных конструкций в условиях влияния коррозионных сред применяются методы поверхностного пластического деформирования металла, которые придают упрочненному слою физико-механические свойства, отличные от основного металла. Технический прогресс способствует не только разработке новых методов поверхностного пластического деформирования (например, оплавление поверхности нанопульсирующим лазером), но и постоянному усовершенствованию традиционных методов (дробеструйная обработка, обработка давлением и др.), эффективность которых доказана на практике. Цель настоящего обзора – оценить современное состояние использования методов поверхностного пластического деформирования для повышения сопротивления коррозионной усталости и стойкости сталей и сварных соединений. Анализ литературных данных показал, что экспериментальные исследования последних лет посвящены преимущественно установлению эффективности упрочнения данными методами нержавеющей сталей и их соединений для последующего применения в таких областях, как медицина (имплантаты), атомная энергетика (реакторы), судостроение. Для обработки сварных металлоконструкций наиболее перспективной является ультразвуковая ударная обработка благодаря компактности и мобильности оборудования, экологичности технологического процесса, высокой эффективности, возможности проводить упрочнение сварных соединений в любых пространственных положениях в полевых условиях. Библиогр. 37, рис. 4.

Ключевые слова: сварное соединение, коррозия, поверхностное пластическое деформирование, ультразвуковая ударная обработка, коррозионная усталость, коррозионная стойкость

Долговечность значительной части сварных металлоконструкций (мосты, путепроводы, морские стационарные платформы, антенно-мачтовые сооружения, краны, рамы тележек подвижного железнодорожного состава и т. п.) определяется сопротивлением усталости их сварных узлов и элементов. Коррозионное воздействие от внешней среды приводит к снижению характеристик сопротивления усталости основного металла и сварных соединений, а, следовательно, способствует преждевременному коррозионно-усталостному разрушению. Для повышения надежности эксплуатации изделий и конструкций внедряются передовые технологии сварки, применяются новые сварочные материалы, используются современные покрытия и т. д. Применение этих мер, как правило, недостаточно для существенного увеличения срока их службы, поэтому на практике для повышения характеристик сопротивления усталости основного металла и сварных соединений при воздействии коррозионных сред применяют различные методы поверхностного пластического деформирования (ППД) металла. Хорошо зарекомендовали себя такие методы ППД, как дробеструйная обработка, обкатка шариками и роликами, обработка пневмомолотом, гидродро-

беструйная обработка, инерционно-динамическое упрочнение, обработка взрывом и др. Несмотря на значительный объем публикаций по установлению эффективности применения методов ППД и опыт их использования на практике [1–4], мировые научные центры продолжают проводить исследования по данной тематике. Это связано с тем, что постоянное усовершенствование технологий (оборудования, расходных материалов) и материалов, которые поддаются упрочнению, расширяет сферы применения методов ППД.

Повышение коррозионной стойкости и сопротивления коррозионной усталости металлов и сплавов методами ППД. Многолетними исследованиями установлено, что методы ППД способствуют изменению структуры поверхностного слоя металла, повышению твердости и износостойкости, наведению остаточных напряжений сжатия, повышению сопротивления коррозионной усталости, изменению шероховатости поверхности. Публикации последних лет посвящены как исследованию эффективности применения традиционных методов ППД (дробеструйная обработка, шлифование и обработка пневмомолотом) в зависимости от технологичных параметров упрочнения поверхности, так и исследованию достаточно новых технологий (например, оплавление поверхности нанопульсирующим лазером или пульсиру-

ющим электронным лучом высокой мощности) [5–17].

В работах [6–9] приведены результаты исследований дробеструйной обработки (ДО) поверхности образцов основного металла из нержавеющей стали для повышения их коррозионной стойкости. Приведены результаты исследований коррозионной стойкости упрочненных образцов в зависимости от технологических параметров обработки: типа дробы (стальная, керамическая) и размера дробы (от 125 до 850 мкм), рабочего давления воздуха, времени обработки, количества обработок поверхности (одна или две) и интенсивности обработки. Установлено, что ДО способствует повышению твердости и износостойкости поверхности образцов, но, как правило, приводит к снижению коррозионной стойкости нержавеющей стали. Это связано с увеличением эффективной площади поверхности коррозионно-механического уноса материала вследствие увеличения шероховатости поверхности после ДО. С целью повышения коррозионной стойкости основного металла предлагается применять дополнительные меры для пассивации поверхности: нанесение тонкой гидроксиапатитной пленки, азотирование, шлифование на глубину 10...15 мкм. Показано, что применение ДО приводит к повышению сопротивления коррозионной усталости. В работе [6] установлено, что граница ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ циклов перемен напряжений образцов стали AISI316L в растворе Рингера после ДО на 4 % ниже, чем после обжатия (деформирования) в горячем состоянии, но на 55 % выше, чем в исходном состоянии (рис. 1). Нанесение гидроксиапатитной пленки дополнительно повышает границу ограниченной выносливости образцов в растворе Рингера после ДО на 4,4 %, а после деформирования в горячем состоянии — на 6,3 %.

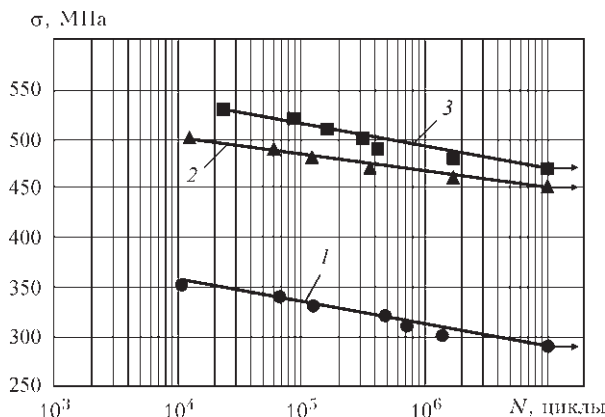


Рис. 1. Кривые усталости образцов стали AISI316L в растворе Рингера: 1 — в исходном состоянии; 2 — после упрочнения дробеструйной обработкой; 3 — после обжатия (деформирования) в горячем состоянии [6]

В работах [9–11] приведены данные коррозионной стойкости образцов нержавеющей стали после применения технологии высокочастотной механической проковки (ВМП), известной в зарубежной литературе как ультразвуковая ударная обработка (УУО). Установлено, что УУО способствует повышению их коррозионной стойкости вследствие структурных изменений поверхностного слоя металла, увеличения микротвердости и формирования равномерной обогащенной хромом оксидной пленки. Показано, что в результате УУО стали AISI321 в тонком поверхностном слое металла происходит измельчение структуры до наноразмеров: по мере углубления до 30 мкм от обрабатываемой поверхности размер зерен постепенно увеличивается с 10 до 60 нм. Отмечается, что несмотря на более существенное увеличение мартенсита после УУО, а, следовательно, и увеличение гальванического эффекта между аустенитом и мартенситом в нержавеющей сталях, сопротивление общей и локализованной коррозии образцов после УУО выше в сравнении с основным металлом и образцами, упрочненными ДО.

В работе [12] исследована эффективность применения поверхностной механической притирки (ПМП) для повышения коррозионной стойкости образцов нержавеющей стали AISI304 в зависимости от таких технологических параметров обработки, как диаметр шариков (2, 5 и 8 мм) и время обработки (15, 30 и 45 мин). Технология ПМП представляет собой механическую обработку поверхности стальными шариками на протяжении заданного времени в специальной вакуумной камере, установленной на вибрирующем столе. Показано, что шероховатость поверхности образцов после ПМП увеличивается с увеличением диаметра применяемых шариков и практически не зависит от времени обработки. Установлено, что только при обработке шариками диаметром 2 мм коррозионная стойкость упрочненных ПМП образцов в растворе NaCl незначительно превышает стойкость неупрочненных образцов.

В работе [13] приведены результаты экспериментальных исследований эффективности применения ударной обработки кварцевой дробью (по сути пескоструйной обработки) и полирования для повышения коррозионной стойкости образцов широко распространенной в медицине нержавеющей стали AISI316LVM. Показано, что более высокую коррозионную стойкость имеют образцы после полирования и пассивации поверхности выдержкой на протяжении 60 мин в 20%-м растворе HNO_3 . Установлено, что, несмотря на максимальную шероховатость, коррозионная стойкость образцов после обработки кварцевой дробью на протяжении 120 с и последующей пассивации по-

верхности практически не уступает образцам после полирования и пассивации. Высокая шероховатость и коррозионная стойкость делают данную обработку перспективной для использования в медицине с целью повышения коррозионной стойкости имплантатов из стали AISI316LVM.

В работах [14, 15] исследовано влияние пластического деформирования (обработка давлением) на коррозионную стойкость нержавеющей сталей. Установлено, что с увеличением степени деформирования (уменьшение толщины) проката от 17 до 47 % увеличивается твердость, повышаются предел текучести и коррозионная стойкость. Авторами работы [15] показано, что при изготовлении труб по общепринятой технологии (горячекатаный прокат, степень деформирования 68 %) скорость питтинговой коррозии в 3...4 раза выше, чем после предлагаемой технологии упрочнения (холоднокатаный прокат, степень деформирования 75...78 %). Указано на недостатки нормативного документа ASTM G-48, который регламентирует проведение испытаний на сопротивление питтинговой коррозии при температуре 40 °С. Показано, что повышение температуры с 40 до 50 °С увеличивает скорость коррозии в сотни раз. Отмечается, что последующая пескоструйная обработка не приводит к изменению механических свойств, однако существенно снижает коррозионную стойкость материала вследствие увеличения шероховатости поверхности.

В работе [16] исследована эффективность применения оплавления поверхности стали AISI304L нанопульсирующим лазером. Установлено, что данная обработка приводит к увеличению шероховатости поверхности (из-за выбросов расплавленного металла от пульсирующего лазера), формированию оксидной пленки с высоким содержанием хрома, замещению мартенсита δ -железом и вытягиванию зерен навстречу поверхности обработки. Перечисленные выше изменения в поверхностном слое металла способствуют повышению коррозионной стойкости.

В работе [17] исследовано применение пульсирующего электронного луча высокой мощности (ПЭЛВМ) с целью повышения коррозионной стойкости и износостойкости стали FV520B (содержание хрома 13,0...14,5 %). Параметры оборудования для ПЭЛВМ: напряжение 27 кВ, максимальный ток до 10 кА, время импульса 2,5 мкс. Показано, что с увеличением количества импульсов от 1 до 25 средний размер зерна в поверхностном слое металла не превышает 2 мкм, однако толщина данного слоя всего 4 мкм. После обработки 25-ю импульсами происходит существенное снижение скорости коррозии, а износостойкость повышается до трех раз.

Повышение коррозионной стойкости и сопротивления коррозионной усталости сварных соединений металлоконструкций методами ППД. Применение достаточно новых методов ППД (пульсирующего электронного луча высокой мощности и оплавление поверхности нанопульсирующим лазером) на данном этапе их развития невозможно для обработки сварных соединений инженерных металлоконструкций. При упрочнении конструкций предпочтение отдается методам ППД, которые позволяют обрабатывать сварные элементы сложной геометрической формы, проводить обработку протяженных сварных швов, а также монтажных швов в полевых условиях. Наиболее эффективными из них являются методы, которые обеспечивают максимальное уменьшение концентрации напряжений в местах перехода с металла шва на основной металл, существенную релаксацию остаточных сварочных напряжений растяжения и наведение остаточных напряжений сжатия: шлифование, ДО, обработка пневмомолотом и УУО.

В работах [18, 19] приведены экспериментальные данные по повышению характеристик сопротивления усталости сварных соединений шлифованием линии сплавления на воздухе и под водой, соответственно. Авторами работы [18] установлено, что шлифование линии сплавления повышает предел ограниченной выносливости сварных соединений из нержавеющей сталей на базе 10^7 циклов перемен напряжений на 109 % (со 110 до 230 МПа) и 63 % (с 86 до 140 МПа), соответственно на воздухе и в 3%-м растворе NaCl. При этом циклическая долговечность сварных соединений увеличивается на воздухе до 50 раз, а в коррозионной среде до 10 раз. В работе [19] показано, что предел ограниченной выносливости сварных соединений низколегированной стали на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений после обработки линии сплавления шлифованием повышается на 20 %, после УУО — на 35 %, а после шлифования с последующей УУО — на 61 %. Отмечается, что уровень наведенных остаточных напряжений сжатия после УУО в 3 раза выше, чем после шлифования.

В работах [20, 21] рассмотрена эффективность применения ДО для повышения сопротивления стыковых сварных соединений нержавеющей сталей питтинговой коррозии и коррозионному растрескиванию под напряжением, соответственно. В работе [20] сварные соединения изготавливали как электродуговой сваркой (ЭДС), так и лазерной сваркой (ЛС). Испытания на коррозионную стойкость проводили в камере соляного тумана (5%-й раствор NaCl) с периодическим осмотром после 24, 48, 72, 120, 240, 480, 720 и 1000 ч.

Показано, что в соединениях, полученных ЭДС, питтинговая коррозия наиболее интенсивно протекает в зоне термического влияния (ЗТВ), глубина питтингов достигает 20...40 мкм. После упрочнения ДО глубина питтингов не превышает 5...10 мкм. В соединениях, полученных ЛС, питтинги образовывались вдоль линии сплавления, достигая в глубину 30 мкм. После применения ДО питтинги не обнаружены даже при 1000 ч выдержки в 5%-м растворе NaCl, т. е. была достигнута полная защита от коррозии (R_p 10) по PN-EN ISO 10289:2002. В работе [21] стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжением образцов, полученных плазменной сваркой, оценивали по коэффициенту чувствительности сварных соединений к коррозии на основе сопоставления площадей диаграмм растяжения образцов (по значению затраченной работы) на воздухе и в 3,5%-м растворе NaCl. Установлено, что самую высокую стойкость имеют сварные соединения после обработки дробью с давлением воздуха 0,4 МПа. Показано, что с уменьшением или увеличением давления воздуха коррозионная стойкость соединений ухудшается.

В работе [22] предлагается повышать характеристики сопротивления коррозионной усталости тавровых сварных соединений стали 12X18H10T, используя пневмомолот с шарико-стержневым упрочнителем (ШСУ). Установлено, что при упрочнении сварного шва и ЗТВ шириной до 15 мм повышается предел ограниченной выносливости сварных соединений на базе 10^7 циклов перемен напряжений на 25 и 27 %, соответственно на воздухе и в синтетической морской воде. Показано, что морская вода снижает предел ограниченной выносливости сварных соединений на базе 10^7 циклов в сравнении с испытаниями на воздухе на 16,7 и 15,3 %, соответственно в исходном и упрочненном состояниях (рис. 2).

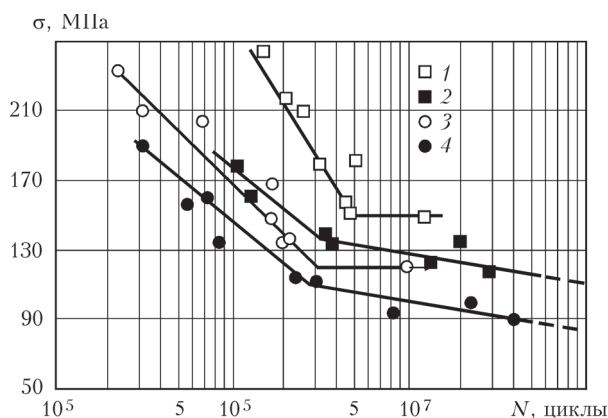


Рис. 2. Кривые усталости тавровых сварных соединений стали 12X18H10T: 1, 2 — после применения ШСУ на воздухе и в синтетической морской воде, соответственно; 3, 4 — в исходном после сварки состоянии на воздухе и в синтетической морской воде, соответственно [22]

В зарубежных и отечественных статьях последних лет все чаще предметом исследований становится влияние УУО на коррозионную стойкость и коррозионную усталость сварных соединений [19, 23–27]. Во-первых, это связано с тем, что многолетними исследованиями уже установлены основные закономерности повышения технологией УУО характеристик сопротивления усталости сварных соединений на воздухе (без влияния коррозионных сред) в зависимости от класса прочности стали, типа сварного соединения, характеристик цикла нагружения и т. п. [28–35]. Во-вторых, этому способствует компактность и мобильность оборудования, экологичность технологического процесса обработки (в сравнении со шлифованием, пескоструйной и дробеструйной обработками), возможность проводить упрочнение сварных соединений в любых пространственных положениях, в полевых условиях, а в некоторых случаях и под водой [19].

Так, в работе [23] приведены результаты усталостных испытаний сварных соединений из трубной стали на воздухе и в коррозионной среде (10%-м растворе NaCl + 10^{-3} ... 10^{-2} М $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3$ в исходном состоянии и после УУО. Показано, что в результате УУО радиус перехода со сварного шва на ЗТВ увеличивается на 1550 %, угол наклона сварного шва уменьшается на 50 %, микротвердость повышается на 33 %, измельчается структура, существенно уменьшается уровень остаточных сварочных напряжений растяжения. Данные факторы способствуют увеличению циклической долговечности сварных соединений в коррозионной среде в 2 раза.

В работе [24] оценена эффективность применения УУО и лазерной обработки для повышения сопротивления коррозионной усталости стыковых сварных соединений стали 15Г2ФБ. Упрочнению УУО подвергали линию сплавления и ЗТВ шириной 10...15 мм. Показано, что морская вода снижает предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^7$ циклов перемен напряжения сварных соединений в исходном состоянии на 42,8 %, а в упрочненном — на 41,2 %. Установлено, что предел ограниченной выносливости сварных соединений на базе $2 \cdot 10^7$ циклов перемен напряжений вследствие УУО на воздухе увеличивается на 20 % (со 140 до 170 МПа), а в синтетической морской воде — на 25 % (с 80 до 100 МПа). Лазерная обработка не привела к повышению характеристик сопротивления усталости сварных соединений. Отмечается, что разрушение упрочненных УУО образцов в морской воде проходило вдали от линии сплавления.

В работе [25] исследовали возможность применения УУО для повышения характеристик со-

противления усталости, микротвердости и коррозионной стойкости образцов стыковых сварных соединений нержавеющей стали 304. Установлено, что предел ограниченной выносливости стыковых сварных соединений на базе $4 \cdot 10^5$ циклов вследствие УУО повышается на 29 % (с 225 до 290 МПа). При этом глубина пластически деформированного слоя металла (видимое изменение зеренной структуры) не превышает 100 мкм. Показано, что упрочнение УУО повышает твердость металла линии сплавления в 2 раза. Установлено, что стойкость к коррозии в растворе 3,5%-го NaCl упрочненных УУО сварных соединений выше, чем неупрочненных, и находится на уровне основного металла. Скорость коррозии упрочненных УУО соединений ($0,0033 \dots 0,0061$ мм/год) находится на уровне основного металла ($0,0038$ мм/год), что значительно ниже скорости коррозии сварных соединений в исходном состоянии ($0,0118 \dots 0,0323$ мм/год).

В работе [26] исследована эффективность упрочнения технологией УУО поперечных швов труб диаметром 127 мм из низколегированной стали А106-В, которые эксплуатируются в диапазоне температур $25 \dots 300$ °С.

Показано, что вследствие УУО микротвердость металла линии сплавления повысилась на 24 %, остаточные сварочные напряжения растяжения снизились на 66 %, а скорость коррозии в 10%-м растворе NaCl + $10^{-3} \dots 10^{-2}$ М Na₂S₂O₃ уменьшилась на 46 %. Уменьшение скорости коррозии металла линии сплавления после УУО в сравнении с основным металлом и металлом шва авторы связывают с бейнитной структурой, улучшением зерна и со снижением остаточных сварочных напряжений. Увеличения циклической долговечности образцов, вырезанных из предварительно упрочненной трубы, не наблюдалось. Это связано с упрочнением сварного соединения лишь с одной (внешней) стороны трубы и перераспределением напряжений вследствие резки.

В работе [27] приведены результаты испытаний тавровых сварных соединений низколегированной стали 10ХСНД ($\sigma_T = 390$ МПа) на воздухе и в коррозионной среде (3%-й раствор NaCl) в исходном состоянии после сварки и после упрочнения УУО. Установлено, что коррозионная среда снижает предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений сварных соединений в исходном состоянии на 15 % (со 124 до 10^5 МПа), а в упрочненном УУО — на 29 % (с 260 до 185 МПа). Показано, что применение ВМП целесообразно, поскольку повышает предел ограниченной выносливости сварных соединений в 3%-м растворе NaCl на 76 % (со 105 до 185 МПа) и увеличивает циклическую долговечность в 3,5 раза. Отмечается, что разрушение упрочненных

УУО образцов в коррозионной среде происходит по основному металлу вдали от сплавления.

Все рассмотренные выше литературные данные по эффективности упрочнения методами ППД (в том числе и УУО) сварных соединений, которые поддаются влиянию коррозионных сред, связаны с экспериментальным установлением характеристик коррозионной усталости соединений при их упрочнении в исходном после сварки состоянии. Следует отметить, что при испытаниях на коррозионную усталость в растворах NaCl время пребывания сварных образцов в коррозионной среде составляло от 10 до 200 ч. Появляются работы, посвященные вопросам длительного влияния агрессивных сред на состояние пластически деформированного слоя металла упрочненных УУО сварных соединений, а следовательно, на уровень наведенных остаточных напряжений сжатия и характеристики сопротивления усталости [36, 37].

В работе [36] исследованы поля остаточных напряжений сварных соединений в исходном состоянии, после упрочнения УУО и после упрочнения УУО с последующей выдержкой в коррозионной среде. Образцы сварных соединений изготавливали из судостроительной стали ДН36 путем приварки к пластине толщиной 25 мм с двух сторон продольных ребер жесткости толщиной 15 мм. Выдержка образцов в коррозионной среде (в синтетической морской воде) была эквивалентна 7,5 годам эксплуатации конструкции. Измерение остаточных напряжений в поверхностном слое металла проводили рентгеновским и нейтронным неразрушающими методами, а также путем измерения перемещений после резки образцов электроэрозионным способом. Установлено, что применение технологии УУО приводит к наведению в приповерхностном слое металла остаточных напряжений сжатия на глубину более 1 мм. Показано, что при выдержке в коррозионной среде происходит коррозионно-механический унос поверхностного слоя металла образца. При сравнении металла шва с основным металлом минимальные потери (до 1 мм) после выдержки в коррозионной среде были зафиксированы вдоль упрочненной линии сплавления. Установлено, что несмотря на значительное снижение максимального уровня наведенных напряжений сжатия на поверхности, вследствие частичной потери упрочненного слоя металла, по глубине они практически не изменились (рис. 3).

В работе [37] исследовано влияние длительного воздействия коррозионной среды на эффективность повышения технологией УУО характеристик сопротивления усталости сварных соединений стали 15ХСНД. Показано, что вы-

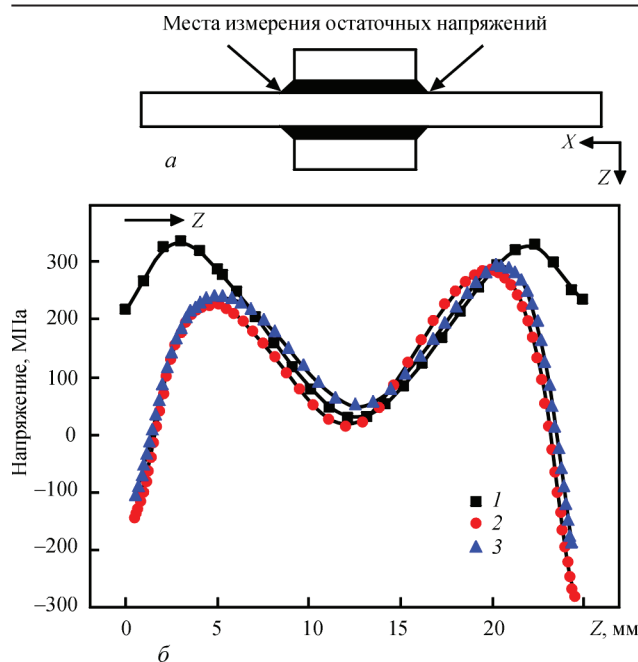


Рис. 3. Схематическое изображение мест измерения (а) и эпюра распределения остаточных напряжений по толщине (б) в сварном образце с приваренными с двух сторон продольными ребрами жесткости: 1 — в исходном после сварки состоянии; 2 — после упрочнения УУО; 3 — после упрочнения УУО и выдержки в коррозионной среде [36]

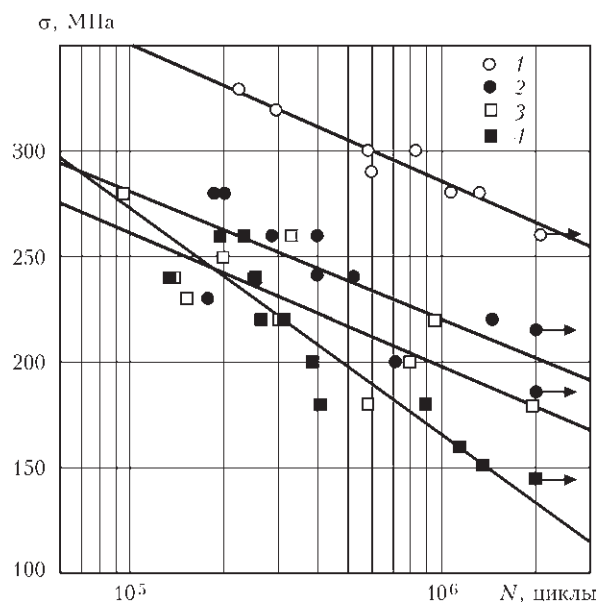


Рис. 4. Кривые усталости тавровых сварных соединений стали 15XCHD: 1, 3 — в упрочненном и неупрочненном технологией ВМП состояниях на воздухе, соответственно; 2, 4 — в упрочненном и неупрочненном технологией ВМП состояниях после влияния нейтрального соляного тумана в течение 1200 ч, соответственно [37]

держка в камере нейтрального соляного тумана на протяжении 1200 ч сварных соединений, упрочненных технологий УУО, приводит к образованию в пластически деформированном слое металла сложных коррозионных повреждений: каверн,

переходящих в питтинги, и коррозионных трещин, переходящих в каверны. Установлено, что несмотря на частичное повреждение упрочненного слоя металла циклическая долговечность соединений увеличивается в 2...5 раз в зависимости от уровней прикладываемых напряжений, а предел ограниченной выносливости на базе $2 \cdot 10^6$ циклов перемен напряжений повышается на 48 % (рис. 4). Разрушение упрочненных УУО образцов происходит по основному металлу вдали от сварного шва и ЗТВ.

Важно отметить, что в данном научном направлении отсутствуют работы, посвященные вопросам установления эффективности применения методов ППД к эксплуатируемым металлоконструкциям, сварные элементы которых имеют определенный уровень коррозионно-усталостных повреждений.

Выводы

1. Экспериментальные исследования последних лет посвящены преимущественно установлению эффективности применения как традиционных (дробеструйная обработка, обработка давлением и т. д.), так и достаточно новых методов поверхностного пластического деформирования металла (пульсирующий электронный луч высокой мощности, оплавление поверхности нанопульсирующим лазером) для повышения сопротивления коррозионной усталости и коррозионной стойкости основного металла и сварных соединений.

2. Практически все методы ППД (за исключением шлифования) повышают шероховатость обрабатываемой поверхности, а, следовательно, и эффективную площадь поверхности, что способствует увеличению скорости коррозии металла. Для повышения коррозионной стойкости поверхностного слоя металла, упрочненного методами ППД, приводящими к увеличению шероховатости поверхности, целесообразно применять дополнительные меры для пассивации поверхности (нанесение тонкой гидроксиапатитной пленки, азотирование, шлифование на глубину 10...15 мкм, выдержка в 20%-м растворе HNO_3 и др.).

3. Методы ППД способствуют повышению коррозионной стойкости сварных соединений, которая изначально ниже основного металла, вследствие изменения структуры металла поверхностного слоя и существенной релаксации остаточных сварочных напряжений растяжения (или наведения остаточных напряжений сжатия). Для обработки сварных металлоконструкций наиболее перспективной является ультразвуковая ударная обработка (УУО) благодаря компактности и мобильности оборудования, экологичности технологического процесса, высокой эффективности,

возможности проводить упрочнение сварных соединений в любых пространственных положениях в полевых условиях.

4. Упрочнение сварных соединений нержавеющей стали технологией УУО, помимо измельчения структуры металла до наноразмеров, увеличения твердости и износостойкости, приводит к образованию на поверхности оксидной пленки с повышенным содержанием хрома. Упрочнение образцов из нержавеющей стали необходимо проводить после предварительного установления оптимальных технологических параметров, поскольку с увеличением времени обработки возрастает количество мартенсита (соответственно увеличивается гальванический эффект между аустенитом и мартенситом), что приводит к снижению коррозионной стойкости.

5. Коррозионная среда снижает эффективность упрочнения сварных соединений методами ППД для повышения характеристик сопротивления усталости по сравнению с испытаниями на воздухе. Однако применение методов ППД целесообразно, поскольку позволяет существенно повысить циклическую долговечность и предел ограниченной выносливости сварных соединений при влиянии коррозионных сред в сравнении с неупрочненными соединениями.

7. При длительном воздействии коррозионных сред на сварные соединения, упрочненные методами ППД, происходит частичный коррозионно-механический унос пластически деформированного поверхностного слоя металла, образование дефектов в виде каверн, питтингов и т. п. Это приводит к значительному снижению максимального уровня наведенных напряжений сжатия на поверхности, но по глубине они практически не изменяются. При этом характеристики сопротивления усталости сварных соединений с поврежденным упрочненным слоем металла остаются выше, чем в исходном состоянии.

8. Отсутствуют работы, посвященные вопросам установления эффективности применения методов ППД к эксплуатируемым металлоконструкциям, сварные элементы которых имеют определенный уровень усталостных и коррозионных повреждений.

1. Чаевский М. И., Шатинский В. Ф. Повышение работоспособности сталей в агрессивных средах при циклическом нагружении. – Киев: Наукова думка, 1970. – 312 с.
2. Похмурский В. И. Коррозионно-усталостная прочность сталей и методы ее повышения. – Киев: Там же, 1974. – 188 с.
3. Коррозионная усталость металлов: Тр. I сов.-анг. семинара; под ред. акад. Я. М. Коротыркина. – Киев: Там же, 1982. – 372 с.
4. Похмурский В. И., Хома М. С. Корозійна втома металів і сплавів. – Львів: СПОЛОМ, 2008. – 304 с.

5. Enhancing plasticity of high-strength titanium alloys VT22 under impact-oscillatory loading / M. Chaousov et al. // Philosophical Magazine. – 2016. – Vol. 97. – P. 389–399.
6. Effect of surface and bulk plastic deformations on the corrosion resistance and corrosion fatigue performance of AISI316L / Aymen A. Ahmed et al. // Surface & Coating Technology. – 2014. – Vol. 259. – P. 448–455.
7. Hashemi B., Rezaee M., Yazdi, Azar V. The wear and corrosion resistance of shot peened-nitrided 316L austenitic stainless steel // Materials and Design. – 2011. – № 32. – C. 3287–3292.
8. Effect of shot peening parameters and hydroxyapatite coating on surface properties and corrosion behavior of medical grade AISI316L stainless steel / Aymen A. Ahmed et al. // Surface & Coating Technology. – 2015. – Vol. 280. – P. 347–358.
9. Influence of peening on the corrosion properties of AISI304 stainless steel / Hang-sang Lee et al. // Corrosion Science. – 2009. – Vol. 51. – P. 2826–2830.
10. Effect of structure evolution induced by ultrasonic peening on the corrosion behavior of AISI321 stainless steel / B. N. Mordyuk et al. // Materials Science and Engineering A. – 2007. – Vol. 458. – P. 253–261.
11. Effect of ultrasonic impact peening on the corrosion of ferritic-martensitic steels in supercritical water / Z. Dong et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2015. – № 457. – C. 266–272.
12. Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI304 stainless steel / T. Balusamy et al. // Corrosion Science. – 2013. – Vol. 74. – P. 332–344.
13. Impact of surface treatment on the corrosion resistance of ASTM F138-F139 stainless steel for biomedical applications / M. D. Pereda et al. // Procedia Materials Science. – 2012. – Vol. 1. – P. 446–453.
14. Effect of cold working and sandblasting on the microhardness, tensile strength and corrosion resistance of AISI316L stainless steel / Suyitno et al. // International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials. – 2012. – Vol. 19, № 12. – P. 1093–1099.
15. Improving the Corrosion Resistance and Reliability of Austenitic and Austenitic–Ferritic Steel Pipe / G. G. Shepel'a et al. // Steel in Translation. – 2009. – Vol. 39. – P. 1107–1110.
16. Pacquentin W., Caron N., Oltra R. Effect of microstructure and chemical composition on localized corrosion resistance of a AISI304L stainless steel after nanopulsed-laser surface melting // Applied Surface Science. – 2015. – Vol. 356. – P. 561–573.
17. Improving corrosion and wear resistance of FV520B steel by high current pulsed electron beam surface treatment / S. Hao et al. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2015. – Vol. 356–357. – P. 12–16.
18. Baptista R., Infante V., Branco C. M. Study of the behavior in welded joints of stainless steels treated by weld toe grinding and subjected to salt water corrosion // International Journal of Fatigue. – 2008. – Vol. 30. – P. 453–462.
19. Enhancement of the fatigue strength of underwater wet welds by grinding and ultrasonic impact treatment / Wenbin Gao et al. // Journal of Materials Processing Technology. – 2015. – Vol. 223. – P. 305–312.
20. Nasilowska B., Bogdanowicz Z., Wojucki M. Shot peening effect on 904 L welds corrosion resistance // Journal of Constructional Steel Research. – 2015. – Vol. 115. – P. 276–282.
21. Effect of high energy shot peening pressure on the stress corrosion cracking of the weld joint of 304 austenitic stainless steel / L. Zhiming et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 637. – P. 170–174.
22. Коломийцев Е. В. Коррозионно-усталостная прочность тавровых соединений стали 12Х18Н10Т и методы ее повышения // Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 41–43.
23. Daavari M., Sadough Vanini S. A. Corrosion fatigue enhancement of welded steel pipes by ultrasonic impact treatment // Materials Letters. – 2015. – Vol. 139. – P. 462–466.

24. Коломийцев Е. В., Серенко А. Н. Влияние ультразвуковой и лазерной обработки на сопротивление усталости стыковых сварных соединений в воздушной и коррозионной средах // Автоматическая сварка. – 1990. – № 11. – С. 13–15.
25. Abdulah A., Malaki M., Eskandari A. Strength enhancement of the welded structures by ultrasonic peening // Materials & Design. – 2012. – Vol. 38. – P. 7–18.
26. Daavari M., Sadough Vanini S. A. The effect of ultrasonic peening on service life of the butt-welded high-temperature steel pipes // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2015. – Vol. 24. – P. 3658–3665.
27. Сопротивление коррозионной усталости сварных соединений, упрочненных высокочастотной механической проковкой / В. В. Кныш и др. // Автоматическая сварка. – 2008. – № 4. – С. 5–8.
28. Zhao X., Wang D., Huo L. Analysis of the S-N curves of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment // Materials & Design. – 2011. – Vol. 32. – № 1. – P. 88–96.
29. Abston S. The technology and applications of ultrasonic impact technology // Australasian Welding Journal. – 2010. – Vol. 55. – P. 20–21.
30. The effects of ultrasonic peening treatment on the ultra-long life fatigue behavior of welded joints / D. Yin et al. // Materials & Design. – 2010. – Vol. 31, № 7. – P. 3299–3307.
31. Marquis G. Failure modes and fatigue strength of improved HSS welds // Engineering Fracture Mechanics. – 2010. – Vol. 77. – P. 2051–2062.
32. Discussion on fatigue design of welded joints enhanced by ultrasonic peening treatment (UPT) / T. Wang et al. // International Journal of Fatigue. – 2009. – Vol. 31, № 4. – P. 644–650.
33. Rehabilitation and repair of welded elements and structures by ultrasonic peening / Y. Kudryavtsev et al. // Welding in the World. – 2007. – Vol. 51, № 7-8. – P. 47–53.
34. Verlängerung der lebensdauer von schweißkonstruktion aus höher festen baustählen durch Anwendung der UIT-technologie / U. Kuhlmann et al. // Schweißen und Schneiden. – 2005. – Vol. 57, № 8. – P. 384–391.
35. Yang X., Ling X., Zhou J. Optimization of the fatigue resistance of AISI304 stainless steel by ultrasonic impact treatment // International Journal of Fatigue. – 2014. – Vol. 61, № 4. – P. 28–38.
36. Ahmad B., Fitzpatrick M. E. Effect of ultrasonic peening and accelerated corrosion exposure on residual stress distribution in welded marine steel // Metallurgical and materials transactions A. – 2015. – Vol. 46. – P. 1214–1226.
37. Влияние коррозионных повреждений на циклическую долговечность тавровых сварных соединений, обрабо-

танных высокочастотной механической проковкой / В. В. Кныш и др. // Автоматическая сварка. – 2016. – № 9. – С. 46–51.

С. О. Соловей

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

СУЧАСНИЙ СТАН МЕТОДІВ ПІДВИЩЕННЯ КОРОЗІЙНОЇ СТІЙКОСТІ ТА ОПОРУ КОРОЗІЙНИЙ ВТОМІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ (ОГЛЯД)

Для підвищення надійності експлуатації виробів і зварних конструкцій в умовах впливу корозійних середовищ застосовуються методи поверхневого пластичного деформування металу, які надають зміцненню шару фізико-механічні властивості, відмінні від основного металу. Технічний прогрес сприяє не тільки розробці нових методів поверхневого пластичного деформування (наприклад, оплавлення поверхні нанопульсуючим лазером), але і постійному вдосконаленню традиційних методів (дробоструминна обробка, обробка тиском та ін.), ефективність яких доведена на практиці. Мета цього огляду — оцінити сучасний стан використання методів поверхневого пластичного деформування для підвищення опору корозійній втомі і стійкості сталей та зварних з'єднань. Аналіз літературних даних показав, що експериментальні дослідження останніх років присвячені переважно встановленню ефективності зміцнення даними методами нержавіючих сталей і їх з'єднань для подальшого застосування в таких областях, як медицина (імпланти), атомна енергетика (реактори), суднобудування. Для обробки зварних металоконструкцій найбільш перспективною є ультразвукова ударна обробка завдяки компактності і мобільності обладнання, екологічності технологічного процесу, високій ефективності, можливості проводити зміцнення зварних з'єднань в будь-яких просторових положеннях в польових умовах. Бібліогр. 37, рис. 4.

Ключові слова: зварне з'єднання, корозія, поверхневе пластичне деформування, ультразвукова ударна обробка, корозійна втома, корозійна стійкість

Поступила в редакцію 01.02.2017

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

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

г. Белгород, отель «АМАКС Конгресс»
5–8 июня 2017 г.

Контакты:

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

Контактное лицо:

Бондаренко Андрей Николаевич



ИНВЕРТОРНЫЙ ПРЯМОХОДОВЫЙ ИСТОЧНИК ПИТАНИЯ С ПОВЫШЕННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ МОЩНОСТИ

В. В. БУРЛАКА, С. В. ГУЛАКОВ, С. К. ПОДНЕБЕННАЯ

ГБУЗ «Приазовский государственный технический университет». 875000, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.
E-mail: office@pstu.edu

Предложено схемное решение однофазного прямоходового инверторного сварочного источника питания с повышенным коэффициентом мощности. Отличительной особенностью источника является отсутствие дополнительных силовых индуктивных компонентов, сниженная емкость накопительного конденсатора цепи постоянного тока и упрощенная схема ограничения его зарядного тока. Источник имеет повышенное напряжение холостого хода, не зависящее от напряжения сети, что позволяет обеспечить легкий поджиг дуги при ручной дуговой сварке. За счет повышенного коэффициента мощности потребляемый от сети ток на 30...45 % ниже, чем у «классических» инверторных источников без корректора коэффициента мощности. Библиогр. 11, рис. 1.

Ключевые слова: коэффициент мощности, сварка, сварочный инвертор, источник питания, поджиг дуги, стабилизация горения дуги, напряжение холостого хода

Инверторные источники питания получают широкое распространение для решения задач автоматической, полуавтоматической и ручной дуговой сварки, плазменной резки, плазменного и электродугового напыления, а также сопутствующих процессов. При этом наибольшее распространение получили инверторные источники для ручной и полуавтоматической сварки, обеспечивающие благодаря своим массогабаритным показателям удобство в работе, высокую мобильность сварщика и возможность формирования выходных ВАХ специального вида и управления ими в процессе сварки с целью обеспечения оптимальных условий переноса электродного металла, снижения разбрызгивания и др.

Источники питания для сварки и родственных процессов, где широко применяется электрическая дуга, являются нелинейной нагрузкой, т.е. генераторами высших гармоник сетевого тока. Работа в электрической сети подобного оборудования может приводить к проблемам, связанным с электромагнитной совместимостью с другими техническими средствами.

Следует отметить, что при разработке инверторных сварочных источников питания преследуются цели достижения высокой удельной мощности, высокого КПД, гибкого формирования выходной ВАХ и т.д., но уделяется крайне мало внимания электромагнитной совместимости источника с питающей сетью. Под электромагнитной совместимостью подразумеваются коэффициент гармоник и коэффициент несимметрии потребляемого тока (для трехфазных источников), коэффициент мощности (рассчитанный в соответствии со стандартом IEEE1459-2010), уровень

высокочастотных помех и др. По причине высокого коэффициента гармоник в потребляемом токе сварочные источники не совсем корректно относить к энергосберегающему оборудованию [1–7], а по данным [8] электросварочное оборудование составляет 65 % потенциальных источников электромагнитных помех.

В целях повышения КПД и улучшения массогабаритных параметров сварочных источников питания используется преобразование энергии на высокой частоте [9]. Это ведет к снижению массы и габаритов источника (до 70 %, согласно [10]), снижению потерь электроэнергии в источнике, повышению быстродействия и увеличению диапазона регулирования выходных параметров. Несмотря на очевидные преимущества инверторных источников по массогабаритным характеристикам и КПД, разработчиками уделяется недостаточное внимание проблемам повышения их коэффициента мощности. Так, испытания однофазного инверторного источника SELMA ARC-160 при потребляемой мощности 1,1 и 3 кВт показали, что его коэффициент мощности изменяется от 0,652 (1,1 кВт) до 0,702 (3 кВт), а $\cos\varphi$ по первой гармонике — от 0,992 (1,1 кВт) до 0,998 (3 кВт).

Низкий коэффициент мощности инверторных источников объясняется высоким содержанием гармоник в потребляемом токе (коэффициент гармоник более 100 %). Это приводит к повышению потерь электроэнергии в сети (эти потери в первом приближении зависят от квадрата истинного коэффициента мощности), искажению формы сетевого напряжения. Возможно также появление перенапряжений в сети из-за резонансов на частотах высших гармоник при работе сварочных инверторов, причем амплитуда напряжения может достигать 800 В [11].

Высокий коэффициент гармоник потребляемого тока рассмотренного инверторного сварочного источника объясняется строением его силовой части, а именно — схемой преобразователя переменного напряжения в постоянное. В источнике SELMA ARC-160 этот преобразователь представляет собой однофазный диодный мост со сглаживающим конденсатором большой емкости (около 2000 мкФ) на выходе. Кроме того, как известно, электролитические конденсаторы, особенно работающие в тяжелых условиях (повышенные ток и температура), имеют ограниченный срок службы и требуют периодической замены по причине потери емкости и роста внутреннего сопротивления. Это обстоятельство несколько снижает надежность инверторных сварочных источников, в силовых цепях которых имеются емкостные накопители энергии большой энергоемкости.

Большинство выпускаемых в настоящее время инверторных сварочных источников не имеют коррекции коэффициента мощности и не удовлетворяют требованиям стандартов электромагнитной совместимости технических средств (ДСТУ IEC 61000-3-2:2004, ДСТУ EN 61000-3-12:2014) во всем возможном диапазоне режимов работы.

Авторами разработан инверторный сварочный источник с повышенным коэффициентом мощности. Источник выполнен на основе прямоходового преобразователя, в котором разделены цепи намагничивания и размагничивания трансформатора и дополнительно введен один силовой ключ. Схема силовой части источника приведена на рисунке.

Элементы VT_2 , VD_3 , VT_3 , VD_4 , C_3 , T_1 , VD_5 , VD_6 , L_1 образуют классический прямоходовый преобразователь. Конденсатор C_3 имеет относительно небольшую емкость, что позволило выполнить ограничение его зарядного тока при включении источника с помощью одиночного термистора NTC_1 . Напряжение сети выпрямляется входным

выпрямителем, образованным диодным мостом BR_1 . Блокировочные конденсаторы C_1 , C_2 ослабляют проникновение высокочастотных помех в сеть.

Отличительной особенностью разработанного источника являются введенные в схему элементы VD_1 , VT_1 , VD_2 . Наличие ключа VT_1 позволяет подавать на первичную обмотку силового трансформатора T_1 выпрямленное, но не сглаженное, напряжение сети. Диод VD_2 при этом предотвращает разряд накопительного конденсатора C_3 на обмотку T_1 . Диод VD_1 служит для защиты транзистора VT_1 от обратного напряжения при открытом VT_2 . Такое построение силовой части позволяет ограниченно управлять формой потребляемого от сети тока.

Источник работает следующим образом. Основными силовыми ключами являются VT_1 и VT_3 , они управляются синхронно. Прямой ход источника начинается при одновременном их открытии.

Если выпрямленное напряжение сети на выходе моста BR_1 достаточно для поддержания тока в нагрузке, то система управления устанавливает длительность импульса прямого хода так, чтобы средний (за период переключения ключей) потребляемый от сети ток был пропорционален выпрямленному напряжению сети. Это обеспечивает значительное повышение коэффициента мощности источника.

Если же напряжение на выходе моста BR_1 недостаточно для поддержания тока нагрузки, открывается ключ VT_2 и на первичную обмотку T_1 подается напряжение с накопительного конденсатора C_3 (по цепи C_3 - VT_2 - T_1 - VT_3 - C_3). Поскольку это напряжение примерно равно амплитуде напряжения сети, его достаточно для обеспечения подпитки нагрузки — сварочной дуги. Таким образом, при малом абсолютном значении напряжения сети источник переходит в режим поддержания дежурной дуги за счет энергии, запасенной в C_3 .

Обратный ход источника начинается с момента закрытия всех силовых ключей (VT_1 - VT_3). Энергия, запасенная в магнитном поле трансформатора T_1 , сбрасывается в накопительный конденсатор C_3 . Ток при этом идет по цепи T_1 - VD_4 - C_3 - VD_3 - T_1 . Во вторичной цепи диод VD_5 закрывается, ток нагрузки (ток дросселя L_1) замыкается через VD_6 .

За счет сброса энергии поля T_1 в конденсатор C_3 напряжение на нем можно стабилизировать на уровне не ниже амплитуды напряжения сети. Это позволяет стабилизировать напряжение холостого хода источника и сделать его независимым от напряжения сети.

Кроме этого, поскольку размагничивание (обратный ход) трансформатора идет при повышен-

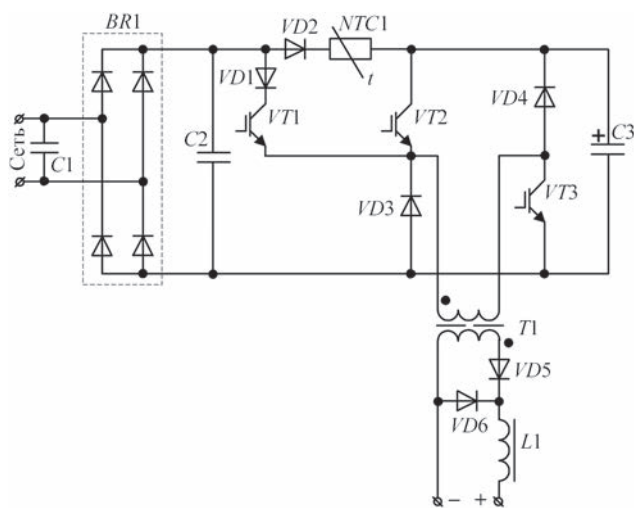


Схема силовой части разработанного сварочного источника

ном напряжении (на конденсаторе СЗ), а прямой ход идет при меньшем напряжении (выпрямленное напряжение сети), возможна работа преобразователя со скважностью более, чем 0,5, т. е. длительность прямого хода может превышать половину периода переключения.

Поскольку в разработанном источнике используется принцип прямого преобразования, мощность в нагрузке изменяется с удвоенной частотой сети. Однако для целей сварки это не имеет решающего значения из-за тепловой инерционности сварочной ванны. Деионизация дугового промежутка при переходе напряжения сети через ноль предотвращается за счет перехода в режим «дежурной» дуги с небольшой мощностью (см. выше).

Экспериментальный источник, построенный по приведенной схеме, имеет коэффициент мощности не менее 0,9. Благодаря этому среднеквадратичный потребляемый от сети ток на 30...45 % ниже, чем у «классических» инверторных источников без корректора коэффициента мощности.

Применение предлагаемого инверторного источника питания для сварки позволяет снизить потери электроэнергии в распределительной сети за счет снижения действующего тока и повысить качество напряжения сети за счет снижения коэффициента гармоник.

1. Коротынский А. Е. Состояние, тенденции и перспективы развития высокочастотных сварочных преобразователей (Обзор) // Автоматическая сварка. – 2002. – № 7. – С. 50–62.
2. Электромагнитная совместимость источников питания сварочной дуги / И. В. Пентегов и др. // Электротехника и электромеханика. – 2012. – № 3. – С. 34–40.
3. Рымар С. В., Жерносеков А. М., Сидорец В. Н. Влияние сварочных источников питания на трехфазную электрическую сеть // Автоматическая сварка. – 2011. – № 10. – С. 49–55.
4. Лебедев В. К. Тенденции развития источников питания для дуговой сварки // Там же. – 1995. – № 5. – С. 3–6.
5. Пути повышения технологической эффективности выпрямителей для механизированной сварки и наплавки

(Обзор) / И. И. Заруба и др. // Там же. – 2011. – № 11. – С. 45–49.

6. Лебедев А. В. Транзисторные источники питания для электродуговой сварки (Обзор) // Там же. – 2012. – № 9. – С. 34–40.
7. Лебедев В. К. Тенденции развития источников питания и систем управления (по материалам патентов США) // Там же. – 2004. – № 1. – С. 40–48.
8. Гальперин В., Колесник Д. Обеспечение электромагнитной совместимости промышленного технологического оборудования // Электрооборудование: эксплуатация и ремонт. – 2008. – № 7. – С. 8–12.
9. Розанов Ю. К. Полупроводниковые преобразователи со звеном повышенной частоты. – М.: Энергоатомиздат, 1987. – 183 с.
10. William L. Galvery, Frank M. Marlow. Welding essentials: questions & answers. – Industrial Press, 2006. – 469 p.
11. Потаповский А. Г., Сараев Ю. Н., Чинахов Д. А. Сварка сталей в защитных газах плавящимся электродом. Техника и технология будущего. – Томск: изд-во Томского политехнического университета, 2012. – 208 с.

В. В. Бурлака, С. В. Гулаков, С. К. Поднебенна

ДВНЗ «Приазовский державний технічний університет».
875000, м. Маріуполь, вул. Університетська, 7.
E-mail: office@pstu.edu

ІНВЕРТОРНЕ ПРЯМОХОДОВЕ ДЖЕРЕЛО ЖИВЛЕННЯ З ПІДВИЩЕНИМ КОЕФІЦІЄНТОМ ПОТУЖНОСТІ

Запропоновано схемне рішення однофазного прямоходового інверторного зварювального джерела живлення з підвищеним коефіцієнтом потужності. Відмінною особливістю джерела є відсутність додаткових силових індуктивних компонентів, знижена ємність накопичувального конденсатора ланцюга постійного струму і спрощена схема обмеження його зарядного струму. Джерело має підвищену напругу холостого ходу, яка не залежить від напруги мережі, що дозволяє забезпечити легкий підпал дуги для ручного дугового зварювання. За рахунок підвищеного коефіцієнта потужності споживаний від мережі струм на 30...45 % нижче, ніж у «класичних» інверторних джерел без коректора коефіцієнта потужності. Бібліогр. 11, рис. 1.

Ключові слова: коефіцієнт потужності, зварювання, зварювальний інвертор, джерело живлення, підпал дуги, стабілізація горіння дуги, напруга холостого ходу

Поступила в редакцію 19.01.2017



Восьмая международная конференция ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

11 – 15 сентября 2017 г.

Украина, Одесса, отель «Курортный»

Тематика конференции

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

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

17-Й МЕЖДУНАРОДНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ СЕМИНАР В СВАЛЯВЕ

20–24 февраля 2017 г. в Сваляве (Закарпатская обл.) Ассоциация технологов-машиностроителей Украины провела 17-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы производства и ремонта в промышленности и на транспорте».

В семинаре приняли участие ученые и специалисты из Украины, Беларуси, России, Чехии, Узбекистана, Таджикистана, Эстонии и Сербии. На нем было представлено 98 докладов.

Традиционно рассматривались следующие вопросы:

- подготовка производства как основа создания конкурентоспособной продукции;
- совершенствование технологий механической и физико-технической обработки поверхностей трения и деталей машин;
- упрочняющие технологии и покрытия;
- современные технологии и оборудование в сборочном и сварочном производстве;
- ремонт и восстановление деталей машин в промышленности и на транспорте, оборудование для изготовления, ремонта и восстановления;
- технологическое управление качеством и эксплуатационными свойствами изделий;
- технический контроль и диагностика в машино- и приборостроении;
- экологические проблемы и их решения в современном производстве.

Пленарное заседание началось докладом профессора Таллиннского университета прикладных наук Томаса Пила, который ознакомил участников семинара с результатами новых исследований по совершенствованию комбинированных реновационных технологий, в частности, совмещения технологии холодного напыления меди и нанесения электролитического хрома на алюминиевые детали. Созданная комбинированная технология позволяет наносить реновационные покрытия как на всю восстанавливаемую деталь, так и на ее локальные участки.

О новых защитных покрытиях для повышения эксплуатационных свойств деталей железнодорожного транспорта рассказали в своих докладах сотрудники Украинского государственного университета железнодорожно-

го транспорта (Харьков) д-р техн. наук, проф. Л. А. Тимофеева и канд. техн. наук, доц. И. И. Федченко.

В течение ряда лет на пленарном заседании семинара представлялись доклады по результатам разработок технологии восстановления и упрочнения деталей «под ключ». В докладе директора ООО «НПП РЕММАШ» (Днепр) В. И. Титаренко рассмотрены подходы к разработке производственного оборудования для сварочно-наплавочных работ. Сообщения директора ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» (Киев) А. А. Голякевича и его сотрудников было посвящено разработкам по созданию перспективных наплавочных материалов для экстремальных условий эксплуатации. Доклад заместителя директора Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины (Киев) С. А. Клименко касался возможности создания в Институте новых режущих материалов при обработке деталей из высокопрочных сталей и сплавов и деталей с наплавленными покрытиями.

Доклады украинских ученых были представлены также разработками Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (Киев), Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины (Киев), Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины (Киев), Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины (Киев), Технического центра НАН Украины (Киев), вузов Киева, Житомира, Харькова и ряда промышленных предприятий страны.

Ученые Узбекистана и Таджикистана в своих докладах основное внимание уделили вопросам работоспособности хлопкообрабатывающего оборудования и экологическим аспектам повышения долговечности техники коммунального хозяйства.

Белорусские и российские ученые основное внимание в своих работах уделили созданию и совершенствованию технологий механической и физико-технической обработки, обеспечивающих формирование в поверхностном слое изделий состояния, отвечающего условиям эксплуатационного нагружения.

Особенно приятно отметить активное участие в работе семинара как маститых ученых, имя которых широко известно в научной среде,

так и молодежи, для которых участие в семинаре — один из первых шагов в науке. Хотелось бы выделить очень уверенный и научно обоснованный доклад аспирантки ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины И. И. Перепичай, посвященный разработке технологии восстановления кожухотрубных теплообменников.

Материалы семинара были изданы в виде сборника работ.

Традиционно информационными спонсорами конференции выступили авторитетные научно-технические журналы «Сборка в машиностроении, приборостроении», «Трение и смазка в машинах и механизмах», «Упрочняющие технологии и покрытия», «Заготовительное про-

изводство» (издательство «Инновационное машиностроение», Россия), «Инженер-механик» (Беларусь), «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Проблемы тертя та зношування» (Украина). Авторы докладов имеют возможность опубликовать их в виде статей в указанных изданиях.

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины приглашает ученых и специалистов по производству и ремонту техники принять участие в работе 18-го Международного научно-технического семинара «Современные вопросы производства и ремонта в промышленности и на транспорте» в феврале 2018 г.

С. А. Клименко, д-р техн. наук

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

Міжнародна конференція
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р.
Україна, м. Київ
Голова:
академік НАН України Л. Лобанов
НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали
- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.
 ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,
 вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680
 тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86
 E-mail: office@paton.kiev.ua
 www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

Подписка на журнал «Автоматическая сварка» www.patonpublishinghouse.com/ru/journals/as

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	5400 руб.	10800 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



Подписка на журнал «The Paton Welding Journal» www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
750 грн.	1500 грн.	5400 руб.	10800 руб.	174 дол. США	348 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal» и распространяется по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, 200-54-84, E-mail: journal@paton.kiev.ua).



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

В 2017 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2015 гг. в формате *.pdf.

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

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

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

Стоимость рекламы

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

Подписано к печати 23.02.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,02. Усл.-отт. 10,11. Уч.-изд. л. 10,43 + 2 цв. вклейки.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Перспективы роботизации сварочных процессов промышленных предприятий*

Промышленный робот — это автоматическая машина, представляющая собой манипулятор и перепрограммируемое устройство управления, выполняющее в производственном процессе двигательные и управляющие функции, заменяющие аналогичные функции человека при перемещении предметов производства и технологической оснастки. По сути, промышленный робот — это перепрограммируемый манипулятор.

Классификация промышленных роботов:

- по специализации: специальные, специализированные, универсальные;
- по грузоподъемности: сверхлегкие, легкие, средние, тяжелые и сверхтяжелые;
- по числу степеней свободы: с двумя, тремя, четырьмя, более четырех;
- по возможности перемещения: стационарные, подвижные;
- по способу установки на рабочем месте: напольные, подвесные и встроенные;
- по виду системы координат: декартовая, сферическая, угловая (цилиндрическая), смешанная.

В результате использования промышленных роботов в сварочном производстве становится возможным:

– применение автоматизированной сварки швов в любой форме, а также сварка большого количества коротких швов, различным образом ориентированных в пространстве;

– выполнение дуговой сваркой сварных швов с любой формой линии соединения в оптимальном пространственном положении с наиболее производительными режимами сварки при оптимальном формировании сварных швов;

– уменьшение в ряде случаев калибра сварных швов благодаря гарантированной стабильности их параметров, обеспечивая таким образом гарантированный рост производительности, экономию сварочных материалов и электроэнергии и уменьшение сварочных деформаций;

– сокращение потребности в специальном сварочном оборудовании и изготовлении специальных и специализированных станков, установок и машин для сварки.



Роботизированный комплекс сварки торцевых стен полувагонов

Для роботизации сварочного производства необходимо скомпоновать специализированные средства робототехники, решить комплекс технико-экономических вопросов, связанных с внедрением средств робототехники на конкретном сварочном производстве.

Классификация сварных конструкций по конструктивным и технологическим признакам:

- плоскостные сварные конструкции (СК);
- листовые СК типа тел вращения;
- каркасно-решетчатые СК (например, плоские и объемные фермы, ...);
- рамные СК, состоящие из соединенных сваркой продольных и поперечных балок, распорок и усиливающих элементов;
- корпусные СК, изготавливаемые из заготовок сортового проката, поковок, отливок, штамповок (стабилизаторы, стойки, ...);
- детали машин (сварные валы, шестерни, рукоятки, ...).

Условия (особенности) работы роботизированных комплексов

Высокая температура вблизи зоны сварки, мощное нестационарное электромагнитное и световое излучение, разбрызгивание металла, выделение защитных газов и аэрозолей, токсичных газов, поверхности изделий могут быть покрыты окалиной, иметь заусенцы, застывшие брызги.

Область роботизации

Из-за сложности реализации автоматизации сварочных процессов возникает необходимость использования средств роботизации, особенно в СК с короткими швами, сложной формы и пространственного расположения. Целесообразно применение роботизированных технологических комплексов (РТК) для сварки сварных конструкций малых размеров; сварки серийных крупногабаритных конструкций; контактной сварки тонколистовых и каркасно-решетчатых конструкций.

* Статья на правах рекламы. При подготовке статьи использованы материалы сайта weldingsite.com.ua.

Требования к манипулятору сварочного робота:

- не менее пяти степеней свободы;
- допустимые отклонения электрода от линии соединения сварных элементов не более 0,5 его диаметра, мм;
- наличие геометрической адаптации;
- наличие технологической адаптации;
- скорость установившегося переносного движения горелки до 1,5 м/с и клещей до 3 м/с.

Что сдерживает роботизацию сварочных процессов?

♦ При расчете эффективности внедрения робототехнического комплекса (РТК) зачастую учитывается прямая сдельная зарплата сварщика, но при этом упускаются прямые и косвенные налоги на основную заработную плату (ЗП); дополнительную ЗП; расходы на содержание бытовых помещений; коэффициент, учитывающий возможность непрерывной работы РТК за счет отсутствия сменности работ, отпусков, больничных, непроизводительных потерь; снижение затрат на сварочные материалы (проволока, защитный газ) и электроэнергию; уменьшение трудоемкости при зачистке сварных швов; исключение затрат на обучение и переаттестацию квалифицированных сварщиков.

♦ Нежелание и неумение персонала предприятия вникать в новые технологические процессы. В результате этого приходится привлекать новых специалистов, что ставит под удар окупаемость инвестиций и создает противоречия в коллективе. Следует сказать и о проблематичности привлечения в проект оператора-программиста РТК должного уровня подготовки.

♦ Считается, что роботизированная сварка предназначена для больших объемов продукции, например, серийного производства автомобилей. При этом модельный ряд не должен меняться в течение ряда лет. Большинство руководителей считают, что их предприятия производят слишком маленькие партии товаров для того, чтобы инвестировать в роботизированную систему (недостаточная гибкость РТК).

♦ Робототехнические комплексы часто ломаются, их ремонт дорогостоящий и занимает много времени. Сложно найти квалифицированных специалистов по их ремонту и обслуживанию.

Как обстоят дела по изложенным выше проблемам на самом деле

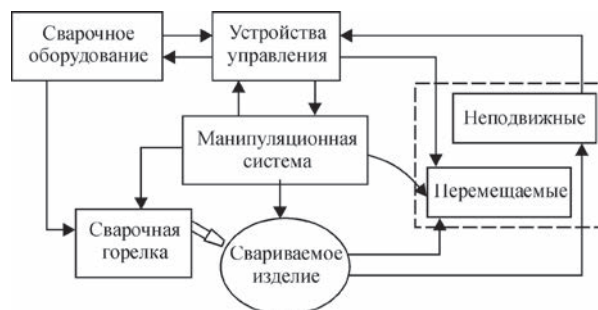
♦ Можно самостоятельно выполнить расчет экономической эффективности внедрения РТК. При этом необходимо в качестве исходных данных использовать реальные значения. В результате определяется срок окупаемости инвестиций и можно принять обоснованное решение.

♦ С момента появления сварочных роботов производители постоянно совершенствовали процесс написания рабочих программ, стремясь его максимально упростить и тем самым облегчить жизнь оператора-программиста. Сегодня эта проблема решена с помощью принципиально новой программы обучения роботов Kinetiq, разработанной фирмой «Robotiq» (Канада). Данная технология позволяет оператору руками перемещать сварочную горелку робота вдоль всей линии сварного шва, а затем с помощью пульта внести в память траекторию движения и определить параметры сварки. Существуют подобные программы и у других разработчиков.

♦ Современные РТК многофункциональны и способны в автоматическом режиме производить быструю замену инструмента. Для этого РТК необходимо окружить различными сменными инструментами. Гнезда для инструментов разработаны для их быстрой замены. Робот можно запрограммировать



Роботизированный комплекс сварки стенок контейнеров



Функциональная схема робототехнического комплекса

так, чтобы он весь день работал только в одном положении с определенным комплектом инструмента или в нескольких положениях, производя мелкие партии каждой детали. Оператору достаточно всего нескольких движений для полной смены одного комплекта на другой. Робот хранит в памяти множество разных программ и остается лишь переключить программу, чтобы робот начал сварку совершенно другой детали.

На фотографиях приведены примеры конфигурации РТК.

Нет необходимости самостоятельно подбирать конфигурацию и комплектацию РТК. Следует правильно составить техническое задание на требуемый комплекс и обратиться в компанию-интегратор РТК, которая имеет штат специалистов и

достаточный опыт в роботизации. На запрос предоставляют технико-коммерческое предложение на поставку РТК. Как правило, предложение включает несколько вариантов решения задачи. Остается сделать выбор в пользу одного из них. На рынке Украины работает ряд компаний-интеграторов РТК, таких как ООО НПФ «Техвагонмаш» (Кременчуг). Фирма-интегратор РТК, кроме поставки оборудования, производит монтаж, разрабатывает технологию, обучает персонал заказчика.

♦ Современные РТК, как правило, оснащены выходом USB, что позволяет переносить в память робота программы, созданные при помощи удаленного (offline) программирования. Кроме того, имеется функция подключения к сети Internet для online связи с поставщиком, осуществляющим гарантийное или послегарантийное сопровождение. Как показывает практика, 99 % сбоев комплекса происходит из-за ошибки оператора или программиста РТК (неправильно установленная в РТК деталь, некачественная сборка под сварку, ошибка при создании программы и т.п.). Эти ошибки легко диагностируются и устраняются на месте. Оставшийся 1 % — сбой программы. Диагностика и устранение ошибок производятся дистанционно без потерь времени. В крайне редких случаях требуется выезд специалиста-интегратора на место. Здесь решающий фактор — географическая удаленность и обязательность поставщика. Условия гарантийного или послегарантийного обслуживания должны быть обязательно учтены в договоре на поставку.

Еще несколько доводов в пользу эффективности РТК

Повышение производительности. Один из основных способов обосновать затраты на робота, это сравнить производительность РТК с производительностью, которая имеется на данный момент с применением ручной или полуавтоматической сварки. Во многих случаях сварка роботом выполняется в 2–5 раз быстрее, чем любым другим способом. Это значит, что за каждый час можно выпустить в 2–5 раз больше деталей, чем выпускается сейчас. Например, система тандемной сварки МИГ, которая одновременно использует две дуги, объединенные роботом, может в разы увеличить производительность.

Высокая надежность. Внедрение РТК на производстве позволяет разгрузить цеха, уменьшить потребность в рабочей силе, сделать производство более выгодным. Роботы надежны, они могут работать круглосуточно, без отдыха или обеденного перерыва. К тому же, с роботами можно забыть что такое текучка кадров. Они лояльны к любой компании и не уйдут, после того как будут обучены.

Присутствуют здесь и **социальные моменты**: роботов можно использовать на вредных участках производства (зачистка сварных швов, например), сохраняя здоровье рабочих.

Возможность увеличить объемы. Когда подписан новый контракт или расширен диапазон выполняемых работ, роботы с легкостью справятся с дополнительным объемом. Рабочее пространство, занимаемое РТК, более компактно, чем рабочая зона для ручных работ. По мере расширения производства не приходится волноваться о новых зданиях, аренде или покупке дополнительных площадей.

Гарантированное качество. Высокая точность позиционирования промышленных роботов, постоянство скорости и четкая повторяемость операций обеспечивают надежное качество изделия и устраняют возможность производства брака. С роботами компания инвестирует в товар наперед, без необходимости исправлять дефекты после их возникновения, как это часто бывает с ручной или полуавтоматической сваркой.

Для проверки сварных швов, выполненных роботом, обычно достаточно визуального осмотра. При полуавтоматической или ручной сварке могут понадобиться дополнительные испытания, такие, как выборочный неразрушающий контроль, радиография или цветная дефектоскопия.

Экономия на сварочном материале. При ручной сварке расходуется больше присадочного материала, поскольку сварщику сложно идеально выдержать требуемую геометрию и запас прочности сварного шва. Точность работы робота намного выше: дозированное количество присадочного материала заложено программой. К тому же, при роботизированной сварке меньше разбрызгивания и, как следствие, расход сварочной проволоки ниже на 10–15 %.



Роботизированный комплекс для сварки под флюсом хребтовых балок полувагонов



Роботизированный комплекс сварки промежуточных балок вагонов



Роботизированный комплекс для сварки отопительных котлов



Роботизированный комплекс для сварки бортов самосвалов

Сокращение затрат на обучение. Сегодня на рынке труда не хватает квалифицированных сварщиков. Компании тратят огромные суммы денег на поиск и обучение сварщиков, намного больше, чем они осознают. Сварщики также постоянно должны проходить переподготовку и подтверждать свои навыки. Поэтому некоторые предприятия обеспечивают работников собственными учебными центрами. По сравнению с оплатой труда квалифицированных сварщиков, намного дешевле иметь одного оператора, который будет управлять работой РТК и загружать программное обеспечение (ПО).

Контроль за качеством во время сварки. Современное ПО роботов позволяет улучшить процесс контроля производства, например, ПО слежения за дугой следит, записывает и составляет отчеты с данными сварки в режиме реального времени. Показатели могут поступать в центральную базу хранения через интернет (локальную сеть). Другая программа автоматически исправляет ошибки и обеспечивает быстрое решение проблемы в случае неожиданной ошибки робота, если она возникнет. И в завершение, защита паролем и ведение журнала событий обеспечат текущую сводку любых изменений в процессе роботизированной сварки за определенный период времени. Указанные пакеты ПО разработаны, чтобы помочь компаниям поддерживать высокий стандарт качества даже в случае замены персонала.

Приведенные в статье аргументы помогут специалистам принять обоснованное решение в пользу роботизации производства. Для большинства производителей роботизация и автоматизация должны быть лишь вопросом времени. Если же решается задача установки робота впервые, следует выбрать надежного интегратора, который в тесном сотрудничестве с производственниками разработает систему, соответствующую индивидуальным пожеланиям. Для любого проекта по автоматизации сварки также важны техническая поддержка и обучение. Главные задачи автоматизации и роботизации — снизить производственные затраты и повысить качество сварки.

Будьте уверены, роботы помогут в достижении этих целей!

Научно-производственная фирма «Техвагонмаш» имеет опыт проектирования и изготовления роботизированных сварочных комплексов на базе роботов Fanuc, Kawasaki, Motoman и выполняет полный спектр работ по их внедрению, включающий:

- анализ конструкции изделия на возможность роботизации;
- разработка компоновки робототехнического комплекса;
- разработка и изготовление вспомогательного оборудования: зажимных приспособлений, кантователей, вращателей, порталов;
- разработка технологии и режимов сварки;
- подбор сварочного оборудования и систем слежения;
- разработка систем вентиляции в составе робототехнических комплексов;
- интеграция в комплекс систем позиционирования, слежения и сварочного оборудования;
- обучение;
- сервисное обслуживание.

А. Н. Моторин, В. А. Дорошенко



ООО «Научно-производственная фирма «Техвагонмаш»
39627, Украина, Полтавская обл., г. Кременчуг, просп. Полтавский, 2Д
тел./факс: +38 (0536) 70-17-23; 70-10-05
E-mail: market@tvagonm.com.ua; www.tvagonm.com.ua