

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,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

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 Иудеи и Самарии, Ариэль, 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

О. И. Стеклов

РНТСо, Москва, РФ

Г. А. Турчин

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

Редакторы

Т. В. Юштина, Н. А. Притула

Электронная верстка

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Боженко, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

Интервью с заместителем директора ИЭС им. Е.О. Патона
НАН Украины академиком С.И. Кучуком-Яценко 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

*Кучук-Яценко С.И., Швеиц Ю.В., Кавуниченко А.В., Швеиц В.И.,
Тараненко С.Д., Проценко В.А* Контактная стыковая сварка
железнодорожных крестовин через литую аустенитную
вставку 7
Кравчук М.В., Устинов А.И. Влияние термодинамических и
структурных параметров многослойных фольг на характе-
ристики процесса СВС 10
*Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко И.К.,
Вржижевский Э.Л.* Структура и свойства сварных соедине-
ний высокопрочных двухфазных титановых сплавов, выпол-
ненных ЭЛС и ТИГ 16
Бушма А.И. Современное состояние гибридной лазерно-
плазменной сварки (Обзор) 20
Начимани Ч. Анализ деформации электродов на медно-
хромовой основе при контактной точечной сварке 28
Сенчишин В.С., Пулька Ч.В. Расчет размеров структурных
составляющих наплавленного индукционным способом ме-
талла с наложением механической вибрации 34

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Жерносеков А.М., Кислицын В.М. Применение сварочных
импульсных источников питания в электрохимических
процессах 38
Жеманюк П.Д., Петрик И.А., Чигилейчик С.Л. Опыт внедре-
ния технологии восстановительной микроплазменной порош-
ковой наплавки при ремонте лопаток турбин высокого
давления в условиях серийного производства 43
Лопухов Ю.И. Эрозионная стойкость хромоникелькрем-
нистого металла при наплавке в различных защитных
средах 47
*Стефанив Б.В., Хорунов В.Ф., Сабадаш О.М., Максимова С.В.,
Воронов В.В.* Особенности реставрации рабочих органов
матричных корпусов буровых долот 51
Маковецкая О.К. Состояние и тенденции развития евро-
пейского рынка технологий соединений (Обзор) 55

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертации на соискание ученой степени 60

ХРОНИКА

В.С. Гвоздецкому — 85 63

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),

V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,

A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,

I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,

L. M. Lobanov,

V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,

V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov

V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisinger

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushina, N. A. Pritula

Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77

Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,

Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,

IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

All rights reserved. This publication and each of the articles contained here in are protected by copyright.

Permission to reproduce material contained in this journal must be obtained in writing from the Publisher

Published monthly

CONTENTS

Interview with academician S.I. Kuchuk-Yatsenko, Deputy Director of the E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine	3
---	---

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Kuchuk-Yatsenko S.I., Shvets Yu.V., Kavunichenko A.V., Shvets V.I., Taranenko S.D., Proshchenko V.A.</i> Flash-butt welding of railway frogs through cast austenitic insert	7
<i>Kravchuk M.V., Ustinov A.I.</i> Influence of thermodynamic and structural parameters of multilayer foils on CBC process characteristics	10
<i>Akhonin S.V., Belous V.Yu., Selin R.V., Pertichenko I.K., Vrzhezhevskii E.L.</i> Structure and properties of welded joints of high-strength two-phase titanium alloys made by EBW and TIG	16
<i>Bushma A.I.</i> State-of-the art of hybrid laser-plasma welding (Review)	20
<i>Nachimani Ch.</i> Analysis of deformations of copper-chromium based electrodes in resistance-spot welding	28
<i>Senchishin V.S., Pulka Ch.V.</i> Calculation of the dimensions of structural components of metal deposited by induction process with application of mechanical vibrations	34

INDUSTRIAL

<i>Zhernosekov A.M., Kisilitsin V.M.</i> Application of pulsed welding power sources in electrochemical processes	38
<i>Zhemanyuk P.D., Petrik I.A., Chigileichik S.L.</i> Experience of introduction of the technology of reconstructive microplasma powder surfacing in repair of high pressure turbine blades in batch production	43
<i>Lopukhov Yu.I.</i> Erosion resistance of chromium-nickel-silicon metal in surfacing in different shielding media	47
<i>Stefaniv B.V., Khorunov V.F., Sabadsh O.M., Maximova S.V., Voronov V.V.</i> Features of restoration of operating organs of matrix drill bits	51
<i>Makovetskaya O.K.</i> State-of-the-art and tendencies of development of European market of joining technologies (Review)	55

BRIEF INFORMATION

Dissertations for scientific degree	60
---	----

NEWS

V.S. Gvozdetskii is 85	63
------------------------------	----

ИНТЕРВЬЮ С ЗАМЕСТИТЕЛЕМ ДИРЕКТОРА ИЭС им. Е.О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ АКАДЕМИКОМ С.И. КУЧУКОМ-ЯЦЕНКО

Сварочной общественности Украины и далеко за ее пределами известны впечатляющие достижения Института электросварки им. Е.О. Патона в области контактной стыковой сварки. Возглавляет это направление академик НАН Украины, заслуженный деятель науки и техники УССР Сергей Иванович Кучук-Яценко. Его научная деятельность связана с фундаментальными исследованиями физико-металлургических процессов при сварке различных металлов в твердой фазе, целенаправленным изучением быстротекущих процессов нагрева и разрушения одиночных контактов при высоких концентрациях энергии. Им получены новые данные об особенностях формирования соединений с образованием тонкого слоя расплава на контактирующих поверхностях свариваемых деталей, его поведения под действием электродинамических сил и взаимодействия с газовой средой в зоне контакта. Установлены новые закономерности, характеризующие энергетические показатели процесса контактного плавления металлов, определены алгоритмы автоматического управления основными параметрами процесса с целью получения наилучших условий нагрева и деформаций свариваемых деталей.

Высоко оценен практический результат фундаментальных исследований, выполненных С.И. Кучуком-Яценко и возглавляемым им коллективом:

1966 г. — Ленинская премия за разработку и внедрение машин для стыковой сварки рельсов при ремонте и сооружении бесстыковых железнодорожных путей;

1976 г. — Государственная премия УССР за создание и промышленное внедрение новой технологии и высокоэффективных сборочно-сварочных комплексов для серийного производства крупногабаритных конструкций из унифицированных элементов;

1986 г. — Государственная премия СССР за создание технологий и оборудования для контактной стыковой сварки конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов;

2000 г. — премия им. Е.О. Патона НАН Украины.

С.И. Кучуком-Яценко опубликовано свыше 350 научных статей в авторитетных специализированных журналах, получено 740 авторских свидетельств и патентов. Подготовлено 11 кандидатов технических наук и 2 доктора технических наук. С.И. Кучук-Яценко награжден двумя орденами Трудового Красного Знамени, орденом «Знак Почета», орденами Ярослава Мудрого IV и V степени, медалями.

В канун 85-летия со дня рождения С.И. Кучука-Яценко редакция журнала записала интервью с юбиляром, связанное с одним из направлений его деятельности — сваркой рельсов.



С.И. Кучук-Яценко в рабочем кабинете

Сергей Иванович, чем объяснить постоянный интерес к теме «Сварка рельсов»?

Действительно, публикация статей по тематике, связанной со сваркой рельсов, регулярно продолжается в журнале «Автоматическая сварка», а в ИЭС занимаются этой проблемой уже несколько десятилетий. Фактически созданием технологии контактной сварки рельсов и разработкой оборудования в ИЭС занимаются с начала 1960-х годов.

В ИЭС впервые в мировой практике была разработана технология контактной сварки непрерывным оплавлением толстостенных деталей большого сечения, позволившая значительно улучшить энергетические показатели процесса, а именно в 3–4 раза снизить установленную мощность источни-

ка и обеспечить возможность полной его автоматизации. В разработке этой технологии принимали активное участие Б.Е. Патон и В.К. Лебедев. На базе этой технологии создано оригинальное поколение сварочного оборудования, запатентованное в ведущих странах мира. Контактная сварка также впервые в мире была использована для соединения рельсов непосредственно в пути при строительстве бесстыковых скоростных дорог.

Какое распространение получила созданная в те годы технология сварки рельсов? Было ли ощущение, что проблема решена окончательно?

Технология и оборудование быстро получили широкое применение на железных дорогах СССР. Производство нового сварочного оборудования по документации ИЭС освоил Каховский завод электросварочного оборудования (КЗЭСО), с которым мы много лет плодотворно сотрудничаем. Эта разработка получила высокую государственную оценку — ей присуждена Ленинская премия. Были все основания «почивать на лаврах». Но развитие любого направления не допускает остановки даже временной. Во-первых, возникают новые запросы производства в связи с развитием транспортных систем, во-вторых, в условиях конкурен-



Машина К155 (С.И. Кучук-Яценко слева, 1959 г.)

фирмой «Plasser & Theurer», американскими «Norfolk Southern Corporation», «Holland LP», «Progress Rail Service Corporation», канадской «E.O. Paton International Holdings Inc.» и др. Мы и в настоящее время продолжаем сотрудничество с зарубежными фирмами, совершенствуя при этом технологию и оборудование с учетом самых жестких требований в этой области. За несколько десятилетий в ИЭС разработано более 10 поколений рельсосварочных машин, выпуск которых освоил с участием ИЭС Каховский завод электросварочного оборудования. Сейчас практически на всех континентах мира работает более 1500 единиц рельсосварочных машин, разработанных в ИЭС и изготовленных на КЗЭСО. Специалисты Института обеспечивают инженеринговое сопровождение этого оборудования и оно

не ограничивается только настройкой оборудования и обучением персонала. По мере совершенствования структуры железнодорожного транспорта и элементов строения железнодорожного пути появляются новые задачи, которые приходится решать сварщикам.

Как развивались технико-коммерческие отношения с зарубежными компаниями?

Даже в условиях закрытого рынка, начиная с 1970-х годов, этой технологией и оборудованием заинтересовались ведущие зарубежные железнодорожные фирмы Австрии, Франции, Японии, США и других стран. Уже с начала 1970-х годов начался экспорт рельсосварочного оборудования из Украины с заложенными в него технологиями сварки. Это, с одной стороны, подтолкнуло наших производителей к совершенствованию сварочного оборудования, а с другой, — к установлению многолетнего плодотворного сотрудничества с австрийской фирмой «Plasser & Theurer», американскими «Norfolk Southern Corporation», «Holland LP», «Progress Rail Service Corporation», канадской «E.O. Paton International Holdings Inc.» и др. Мы и в настоящее время продолжаем сотрудничество с зарубежными фирмами, совершенствуя при этом технологию и оборудование с учетом самых жестких требований в этой области. За несколько десятилетий в ИЭС разработано более 10 поколений рельсосварочных машин, выпуск которых освоил с участием ИЭС Каховский завод электросварочного оборудования. Сейчас практически на всех континентах мира работает более 1500 единиц рельсосварочных машин, разработанных в ИЭС и изготовленных на КЗЭСО. Специалисты Института обеспечивают инженеринговое сопровождение этого оборудования и оно

Ярослав Микитин, Голова правління «Каховський завод електрозварювального устаткування» (КЗЕЗУ)

Тісна співпраця поєднав Каховський завод електрозварювального устаткування з Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, і надійною опорою цього союзу виробництва і науки вже більше 50 років є академік С.І. Кучук-Яценко. Він стояв у витоків виробництва електрозварювальних машин на півдні України у Каховці, завжди був рушійною силою запровадження нових зразків устаткування, яке згодом здобувало світове визнання. Враховуючи багаторічний досвід ділового та особистого спілкування з Сергієм Івановичем, хочу сказати наступне: він є всесвітньо відомим вченим в області контактного зварювання, а зварювання рейок, залізничних хрестовин, труб є його науковим пріоритетом.

Особисто я вважаю його своїм вчителем. Пишаюся, що на мій долі було написано бути поруч з Сергієм Івановичем практично все свідоме трудове життя.

Я безмежно вдячний Вам за завод і за справу, які Ви любите. Здоров'я Вам, нових творчих задумів і втілень!

Как бы Вы охарактеризовали вновь возникающие задачи?

До середины 1970-х годов при сварке рельсов использовалась предложенная нами технология с непрерывным оплавлением, а спустя некоторое время ИЭС предложил технологию импульсного оплавления. Уже в 1976 г. первая машина была продана в США, а с 1976 г. к началу 1980-х годов продано свыше 35 машин типа К355А. Строительство новых скоростных железнодорожных магистралей потребовало решения двух главных задач — использования высокопрочных рельсов, отличающихся повышенной износостойкостью, и удовлетворения более высоким требованиям к геометрическим размерам пути.

В последнее десятилетие во многих странах наблюдается интенсивная реконструкция железных дорог и рельсового пути. При этом используются высокопрочные рельсы, имеющие твердость до *HV 400*. По технологическим условиям требуется практическая равнопрочность сварных соединений с основным металлом рельсовой стали и высокими пластическими свойствами. Такие показатели при применении традиционных технологий не удавалось получить. В ИЭС проводятся систематические исследования свариваемости новых высокопрочных рельсов различных мировых производителей (Австрии, КНР, России, США, Украины, Японии) с целью разработки технологий сварки, обеспечивающих требуемые механические свойства. При этом возникает необходимость существенного изменения систем управления сварочных машин, конструкций их отдельных узлов.

Какие новые подходы были реализованы при сварке рельсов?

В частности, было установлено, что для качественной сварки высокопрочных рельсов необходимо существенно изменить технологию контактного нагрева и конструкцию механической части машин, обеспечивающих повышение усилий сжатия в 1,5...2,0 раза. Было установлено также, что для получения стабильного качества соединения высокопрочных рельсов необходимо строго заданное энерговыделение при сварке. С этой целью разработана электронная система, обеспечивающая стабилизацию энерговыделения при изменении различных условий эксплуатации оборудования, а также при его работе в полевых условиях. При разработке систем автоматического компьютеризированного управления процессом сварки была решена еще одна существенная задача, по-



Машина K900 (Сингапур, 1994 г.)

звolyающая одновременно в процессе сварки рельсов стабилизировать положение длинномерной рельсовой плети после сварки.

Известно, что в процессе эксплуатации бесстыкового пути в закрепленных рельсах возникают напряжения, связанные с изменением температуры, т.е. под влиянием окружающей среды. Их воздействие приводит к деформации плетей, нарушению заданных размеров колеи, а в критических ситуациях — авариям. Наиболее опасны сжимающие напряжения, которые могут приводить к «выбросу» плети.

Было предложено смелое решение: при сварке рельсов бесконечной длины создавать в плетях растягивающие напряжения такой величины, чтобы при заданном интервале изменяющихся температур в рельсах не возникали сжимающие напряжения. Для этого при сварке в плетях необходимо создавать натяг на величину, коррелирующую с соответствующим рассчитанным значением перепада температур. Используемая технология контактной сварки оплавлением позволяет осуществлять такую операцию, так как предусматривает сближение деталей в процессе оплавления. Было достигнуто понимание, что необходимо обеспечить управление процессом сварки с синхронным контролем усилия натяжения свариваемых плетей. Задача эта была решена путем создания алгоритмов управления основными параметрами процесса сварки.

Какие типы созданного оборудования позволяют удовлетворять современным требованиям заказчиков?

В итоге проведенных разработок было создано и запатентовано в ведущих зарубежных странах новое поколение сварочных машин и технологий, получившая название «пульсирующее оплавление». Первые машины такого типа K900, K920, K921 были разработаны в ИЭС и прошли испытания на железных дорогах США совместно с фирмой «Norfolk Southern Corporation» и другими американскими заказчиками.

С середины 1990-х годов в ИЭС было разработано новое поколение рельсосварочных машин для сварки рельсовых плетей с натягом типа

Валерий Кривенко, директор инженерного центра «Сварка давлением»

Сергей Иванович вместе с Борисом Евгеньевичем Патоном были инициаторами создания инженерного центра «Сварка давлением» в 1987 г. В то время только начиналось широкомасштабное промышленное внедрение машин и технологий контактной стыковой сварки труб и рельсов как в СССР, так и за рубежом. Они уже в те годы предвидели, что масштабное внедрение новых сварочных технологий невозможно без наличия специального научно-инженерного подразделения в составе ИЭС им. Е.О. Патона. Костяк нового инженерного центра составили инженеры ОКБ ИЭС, уже имеющие опыт внедрения в промышленность сварочного оборудования и технологий.

С конца 1980-х годов существенно расширилась область промышленного внедрения рельсосварочного оборудования ИЭС им. Е.О. Патона за счет заключения контрактов на продажу рельсосварочных машин в Канаду, США, Китай, а впоследствии в Индию, Турцию, Юго-Восточную Азию, Южную Америку, Австралию.

Сергей Иванович был непосредственным участником всех технико-коммерческих переговоров и заключения многих экспортных контрактов, что позволило вывести научно-инженерные разработки ИЭС им. Е.О. Патона на мировой рынок.



Машина K921 (США, 1994 г.)



Машина K922 (выпускается с 2003 г.)



Машина K945 (Великобритания, Уэльс, 2013 г.)

K922. Производство их освоил КЗЭСО. Такими машинами были оснащены все рельсосварочные предприятия Украины (более 10 машин). Они были также поставлены на рельсосварочные предприятия России и Китая, где с их помощью осуществлено строительство бесстыковых скоростных дорог.

Насколько перспективно применение высокопрочных рельсов?

С 2011 г. на предприятиях Украины стали выпускать высокопрочные рельсы, одновременно в ИЭС отрабатывается технология их сварки. Кроме того, по запросам из различных стран в ИЭС выполняются разработки технологий сварки новых поколений высокопрочных рельсов. В настоящее время ставится задача укладки рельсов, обеспечивающих пропускную способность грузов 1,2 млрд т брутто, что в 2-3 раза превышает износостойкость используемых рельсов. Совершенствуется организация работ по укладке рельсов при сооружении скоростных дорог. По запросу английской фирмы «Network Rail» в ИЭС разработано, запатентовано и изготовлено на КЗЭСО в 2014 г. новое поколение рельсосварочных машин типа K945, рассчитанных на сварку с натягом длинномерных плетей длиной до 1000 м.

Каким образом организован контроль качества стыков рельсов?

Определены алгоритмы оценки качества сварных рельсов в режиме реального времени. Разработана компьютеризированная система операционного контроля качества соединений рельсов на основе комплексной оценки влияния реальных отклонений параметров сварки от установленных оптимальных величин.

В системе рельсосварочных предприятий «Укрзалізниці» создана единая система с использованием сети Интернет для системного контроля качества сварных соединений рельсов на основных участках железнодорожных коммуникаций, позволяющая обрабатывать информацию для 60 тыс. стыков в год, оценивать их качество, выполнять отбраковку, давать информацию о состоянии оборудования и необходимости его профилактики.

Читателям, вероятно, интересно узнать, есть ли опыт применения рельсосварочных машин, разработанных и изготовленных в Украине, для сварки рельсов в метро?

Да, на сегодня имеется успешный опыт сварки рельсовых путей с использованием разработанного оборудования и технологии для метро в США, КНР, Сингапуре, России и Азербайджане, причем соединение плетей осуществляется непосредственно в туннелях.

Благодарим Вас, Сергей Иванович, за интересную и обстоятельную информацию по затронутой теме и желаем Вам крепкого здоровья, долгих лет успешной работы, счастья и благополучия.

**Денис Шурс,
бывший президент фирмы
«E.O. Paton International Holdings Inc.»**

Наше непрерывное сотрудничество с ИЭС им. Е.О. Патона и проф. С.И. Кучуком-Яценко продолжается с начала 1990-х годов, после того, как мы приобрели первую рельсосварочную машину K355 для «Norfolk Southern Corporation».

Во время нашего первого контакта с Институтом процесс сварки и машина были для нас малоизвестны.

Проф. С.И. Кучук-Яценко работал с нами очень тесно и предоставил огромное количество информации и материалов, что позволило нашей компании развиваться и стать основным покупателем машин для стыковой сварки оплавлением. Такое тесное сотрудничество позволило создать прочные взаимоотношения с Институтом и, в частности, стало основой нашего огромного уважения к проф. С.И. Кучуку-Яценко.

Вскоре после заключения контракта с Институтом мы нашли еще несколько рыночных вариантов для машин новых конструкций. Первой стала новая машина с усилием осадки 100 т, которая позволяла получить натяг рельса без применения дополнительных устройств. Эта машина была очень удачной и доказательством тому служит большое количество продаж. Благодаря такому успеху была создана еще одна машина для сварки, в том числе замыкающего стыка непосредственно в пути, которая также приобрела огромную популярность и с успехом тиражировалась со многими модификациями.

Машины данных конструкций появились только благодаря плодотворной работе проф. С.И. Кучука-Яценко. Сейчас мы находимся на финальном этапе создания машины с новой конструкцией сварочной головки для сварки стрелочных переводов и стрелок. В сочетании с новым процессом она позволит значительно расширить рыночные возможности машин для стыковой сварки рельсов.

Мы очень ценим наше сотрудничество с проф. С.И. Кучуком-Яценко и признательны за ту помощь, которую он нам оказывает на протяжении такого длительного периода.

Передаем наши наилучшие пожелания Сергею Ивановичу в день его юбилея и надеемся на продолжение сотрудничества и дружбы.

Редакция журнала



КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КРЕСТОВИН ЧЕРЕЗ ЛИТУЮ АУСТЕНИТНУЮ ВСТАВКУ

С.И. КУЧУК–ЯЦЕНКО¹, Ю.В. ШВЕЦ¹, А.В. КАВУНИЧЕНКО¹, В.И. ШВЕЦ¹,
С.Д. ТАРАНЕНКО¹, В.А. ПРОЩЕНКО²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ПАТ «Днепропетровский стрелочный завод». 49098, г. Днепропетровск-98, ул. Белостоцкого, 181

Широкое применение получила технология контактной стыковой сварки железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями с использованием аустенитной вставки из проката нержавеющей стали типа 18-10. В настоящей работе описаны эксперименты по оценке возможности использования в качестве вставки фасонного литья из стали типа 18-10. Показано, что принципиальных отличий в структуре и свойствах металла различных зон сварных соединений с использованием катаных или литых вставок не наблюдается. Дальнейшее повышение экономичности и физико-механических свойств сварных соединений может быть реализовано путем оптимизации химического состава и структуры металла вставки. Библиогр. 8, табл. 3, рис. 2.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, пульсирующее оплавление, высокомарганцовистая сталь 110Г13Л, рельсовая сталь М76, аустенитная вставка, сварные соединения, химический состав, δ-феррит, механические свойства

В 1990 г. фирма «Ферайнигте Эстеррайхише Айзен-унд Штайлверке-Альпине Монтан АГ» (Австрия) предложила способ соединения деталей стрелок из аустенитного высокомарганцовистого стального литья с рельсом из углеродистой стали [1], при котором используется стабилизированная ниобием или титаном аустенитная вставка из хромоникелевой стали типа 18-10, причем содержание ниобия во вставке должно быть не менее 10-кратного, а титана не менее 5-кратного содержания углерода.

В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины в 1990 гг. была разработана технология контактной стыковой сварки железнодорожных крестовин из высокомарганцовистой стали 110Г13Л с рельсовыми окончаниями из стали М76 методом контактной сварки с пульсирующим оплавлением [2]. Отличительной особенностью этой технологии является возможность получения качественных соединений при минимальном энергозатрате, что позволяет минимизировать или исключить образование в сварных швах нежелательных структурных превращений, способных понизить пластические свойства соединений. Это открыло новые возможности оптимизации технологии сварки, в частности, позволило снизить требования к регламентации химического состава вставки и исключить энергозатратную операцию термической обработки.

Такая технология была успешно внедрена на ПАТ «Днепропетровский стрелочный завод». За 14 лет сварено и успешно эксплуатируется око-

ло 1500 крестовин с приваренными рельсовыми окончаниями. Накоплен значительный экспериментальный материал [3–7], который позволил усовершенствовать технологию сварки, уточнить требования к составу стали 110Г13Л, в частности, по содержанию в ней фосфора, оценить структурное и фазовое состояния в различных участках сварного соединения и металла вставки. Было установлено также, что подготовка катаных аустенитных заготовок из стандартного листового проката сталей типа 18-10 сопряжено с повышением трудоемкости работ, а в ряде случаев их химический состав не удовлетворял требованиям по качеству полученных соединений. Так, в отдельных образцах сваренных крестовин в участке металла вставки из стали типа 18-10 (не содержащий δ-феррита), близкого к границе сплавления с рельсовой сталью, обнаруживались межзеренные микротрещины, имеющие характер горячих микротрещин.

Кроме того, при испытании соединений на статический изгиб наиболее частыми местами разрушения оказывались участки основного металла вблизи линии сплавления со стороны рельсовой стали М76 [3]. Трещины носят характер продольных, ориентированных вдоль оси зоны соединения и, вероятно, связаны с замедленным разрушением, инициированным мартенситным превращением.

Цель настоящей работы состояла в установлении на первом этапе возможности использования литых аустенитных вставок из стали типа 18-10 в

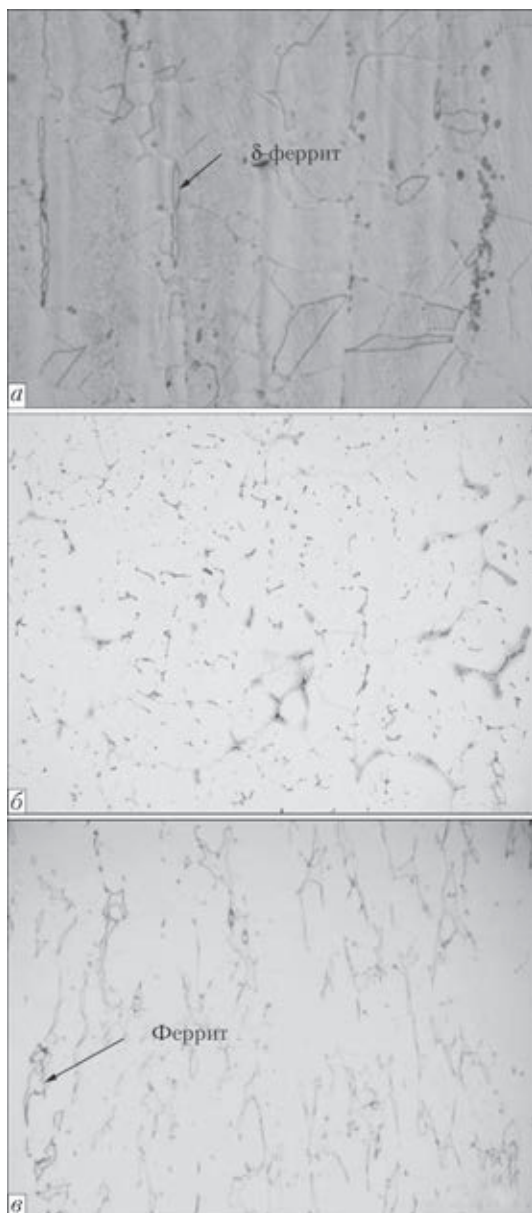


Рис. 1. Микроструктура хромоникелевой вставки: *а* — катаная сталь; *б* — литая сталь 1; *в* — литая сталь 2 (*а* — $\times 250$; *б*, *в* — $\times 100$)

соединении крестовин с рельсовыми окончаниями. При положительном результате в дальнейшем возможно оптимизировать химический и структурный состав вставки для обеспечения высоких показателей механических свойств соединений.

Работы проводили совместно со специалистами ПАТ «Днепропетровский стрелочный завод» с использованием имеющегося на заводе оборудо-

Таблица 1. Химический состав вставок

Тип вставки	Массовая доля элементов, %					
	C	Cr	Ni	Ti	S	P
Катаная	0,08	17,8	9,7	0,57	0,006	0,03
Литая 1	0,05	21,3	11,5	0,07	0,005	0,02
Литая 2	0,17	19,0	9,9	0,09	0,006	0,03

вания для изготовления профильного литья из аустенитной стали.

Химический состав вставки контролировали спектральным анализом. Сварку образцов выполняли на базовом режиме [3]. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Неофот 32» и растровом электронном микроскопе JAMP 9500 F. После сварки образцов и шлифовки поверхности соединения она подвергалась неразрушающему (капиллярному) контролю. Механические испытания на статический изгиб проводили на гидравлическом прессе МПС-300 в соответствии с требованиями [8].

В табл. 1 приведен химический состав катаной и экспериментальных литых вставок. На рис. 1 представлена микроструктура металла вставок.

Микроструктура оптимальной по химическому составу катаной вставки представляет собой типичную структуру полигонального аустенита с включениями δ -феррита, вытянутыми вдоль направления проката (рис. 1, *а*). Микроструктура литой вставки 1, представленная на рис. 1, *б*, типична для литого состояния. Основу ее составляют первичные аустенитные зерна. Между зернами аустенита располагаются зерна феррита, окантованные более травящимися участками, вероятно, обусловленными межзеренной ликвацией. В микроструктуре литого сплава 2 объемная доля феррита выше. Включения феррита окантованы структурной составляющей темного цвета, обогащенной титаном.

В макроструктуре сварного соединения (рис. 2) наблюдаются такие характерные участки:

- переходная зона на контактной границе рельсовой стали М76 и вставки;
- переходная зона на контактной границе стали 110Г13Л и вставки;

Структурные составляющие в переходных зонах сварных швов с литой вставкой подобны тем, которые образуются при использовании катаной вставки [3–5].

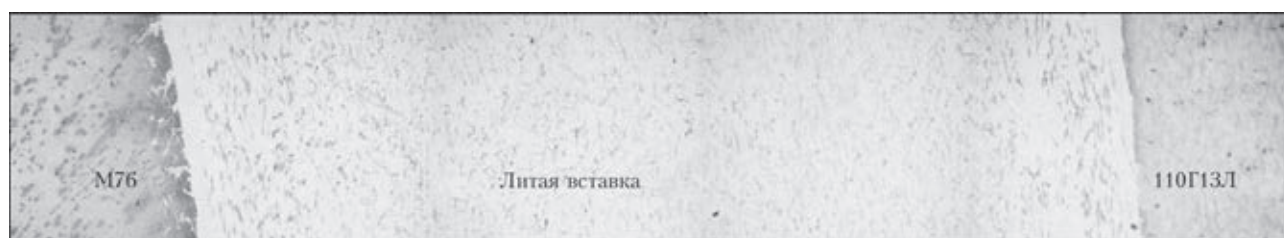


Рис. 2. Макроструктура сварного соединения крестовины с рельсовыми окончаниями ($\times 25$)



Таблица 2. Механические свойства основного металла вставки

Тип вставки	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Катаная	480...520	200...220	40...44
Литая	387...474	205...263	36...58

Таблица 3. Результаты испытаний сварных образцов на статический изгиб (профиль Р65).

Тип вставки	Разрушающее усилие, Н	Стрела прогиба, мм
Катаная	<u>940-1330</u> 1115	<u>16,0-36,0</u> 22,5
Литая 1	<u>1120-1190</u> 1140	<u>29,0-48,0</u> 38,0
Литая 2	<u>855-1100</u> 994	<u>18,0-29,0</u> 24,0

Переходная зона на контактной границе стали 110Г13Л и литой вставки имеет стабильную аустенитную структуру. Отличительная особенность заключается в наличии в приконтактном слое стали 110Г13Л повышенного содержания хрома и никеля.

У границы соединения стали М76 с литой вставкой (со стороны стали М76), как и в соединении с прокатными вставками возможно локальное образование закалочных структур, которые могут понижать пластические свойства соединений на этом участке.

В табл. 2 приведены результаты испытаний механических свойств основного металла вставок. Результаты испытаний показывают, что основной металл соответствует требованиям, предъявляемым к вставкам по пределу текучести (200...250 МПа) и относительному удлинению — более 40 %.

Результаты испытаний образцов на статический изгиб представлены в табл. 3.

Одной из причин более стабильных механических свойств сварных соединений, полученных че-

рез литую вставку, может заключаться в том, что неметаллические включения в них имеют глобулярную форму и относительно равномерно распределены по сечению вставки, а в катаной вставке они сосредоточены в полосах прокатки и при сварке вероятность попадания их в зону стыка выше.

Таким образом, экспериментально подтверждена перспективность применения литых вставок в соединениях железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями при контактной стыковой сварке пульсирующим оплавлением. Целесообразны дальнейшие исследования по оптимизации химического и структурного состава металла вставки с целью повышения экономичности процесса и стабильности механических свойств.

1. *Европейская патентная заявка № 0 467 881 А1, № публикации 91890157.0. — 1991 г.*
2. *Пат. України 46820. Спосіб контактного стикового зварювання / С.І. Кучук-Яценко, О.В. Дідковський, М.В. Богорський та ін. — Оpubл. 17.06.02.*
3. *Контактная стыковая сварка железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через промежуточную вставку / С.И. Кучук-Яценко, Ю.В. Швеи, Е.А. Думчев и др. // Автомат сварка. — 2005 — № 1. — С. 6–9.*
4. *Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Швеи, Г.Н. Гордань и др. // Там же. 2006. — № 1. — С. 3–9.*
5. *Влияние ширины вставки из нержавеющей стали на эксплуатационные свойства соединений железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями / С.И. Кучук-Яценко, Ю.В. Швеи, А.В.Кавуниченко и др. // Там же. — 2007. — № 3. — С. 3–7.*
6. *Работоспособность сварных соединений железнодорожных крестовин, выполненных контактной стыковой сваркой / С.И. Кучук-Яценко, Ю.В. Швеи, А.В.Кавуниченко и др. // Там же. — 2008 — № 9. — С. 39–42.*
7. *Причины образования трещин в зоне термического влияния литой высомарганцовистой стали при контактной стыковой сварке / С.И. Кучук-Яценко, В.И. Швеи, Ю.В. Швеи и др. // Там же. — 2010 — № 7. — С. 5–8.*
8. *ТУУ 27.3–26524137–1342:2006. Хрестовини та сердечники з привареними рейковими закінченнями типів Р65, Р50 та UIC60. — Дійсний з 10.08.2006.*

Поступила в редакцию 05.06.2015

■ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛЕГКИХ СВАРНЫХ БАЛЛОНОВ

В ИЭС разработана технология и изготовлена опытная партия легких сварных баллонов на расчетное рабочее давление 150 МПа с полезным объемом 5,0 л и удельной массой 0,5 кг/л. Баллон изготавливается из сварной прямошовной цилиндрической обечайки, к которой привариваются сферические днища и горловина. Для изготовления деталей баллона используется листовая сталь 25ХГСА толщиной 2,0 мм с пределом прочности после заключительной термообработки всего изделия на уровне 1200 МПа. Для обеспечения стабильности качества сварных баллонов на всех стадиях термообработки контролировалось качество ее исполнения. Баллоны испытаны по специальной программе согласно требованиям ДНАОП 000-1.07-94.

Легкие сварные баллоны предназначены для хранения различных газов под давлением. Выполнена конструкторская разработка и опытно-промышленная проверка.



ВЛИЯНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ И СТРУКТУРНЫХ ПАРАМЕТРОВ МНОГОСЛОЙНЫХ ФОЛЬГ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССА СВС

М.В. КРАВЧУК, А.И. УСТИНОВ

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Характеристики процесса самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) фольги с многослойной структурой на основе элементов, способных к образованию интерметаллических соединений, определяются многими термодинамическими и структурными параметрами. Это значительно усложняет возможности прогнозирования характеристик протекания в них реакции СВС при изменении структуры и химического состава фольги. В работе в рамках феноменологической модели проведен анализ эффективности влияния этих параметров на температуру фронта реакции СВС и скорость в многослойной фольге. Показано, что скорость распространения фронта СВС и интенсивность теплообразования немонотонно зависят от структурных параметров. На примере многослойной фольги Ni/Al определены структурные параметры, при которых достигаются максимальные значения интенсивности теплообразования в фольге в процессе СВС и предложен метод их определения. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 11.

Ключевые слова: фазовые превращения, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, реакционная диффузия, многослойные фольги, теплопроводность, структурные параметры, интенсивность теплообразования

Известно [1–3], что в многослойных фольгах (МФ) на основе интерметаллидообразующих элементов при определенных условиях можно инициировать процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) с интенсивным выделением тепла. Такие многослойные фольги рассматривают [3], как источники тепла, которые могут обеспечить локальный разогрев зоны соединения, необходимый для реализации процесса соединения материалов путем сварки или пайки. Показано, что скорость и температура фронта реакции СВС в МФ зависят от ее химического состава и структуры. С практической точки зрения, необходимо знать параметры МФ, которые могут обеспечить максимальный уровень теплообразования в процессе СВС.

Поскольку поиск оптимальной структуры фольги с высокой реакционной способностью связан с решением многопараметрической задачи необходимо было оценить эффективность влияния на ее характеристики различных параметров МФ, включая не только характеристики ее микроструктуры, но и термодинамические параметры, такие, как коэффициент взаимной диффузии элементов, энергия активации диффузии и термодинамический стимул образования интерметаллида.

В данной работе в рамках феноменологической модели [4–6] исследовано влияние структурных и термодинамических характеристик МФ на их реакционную способность в режиме стационарного СВС.

Методика исследования. Известно [4], что в режиме стационарного процесса распространения фронта СВС в МФ между ее структурными и термодинамическими параметрами можно установить взаимосвязь путем совместного решения уравнений теплопроводности и диффузии между реакционными элементами.

Схематически структуру МФ (рис. 1) можно представить, как чередование слоев элементов *A* и *B*, с периодом мультислоя $4l$ (λ), которые разделены прослойкой толщиной Δy_0 интерметаллидной фазы, образующейся в фольге в процессе ее изготовления. В работе [4] показано, что скорость распространения фронта СВС в случае эквимолярного состава фольги можно представить в виде:

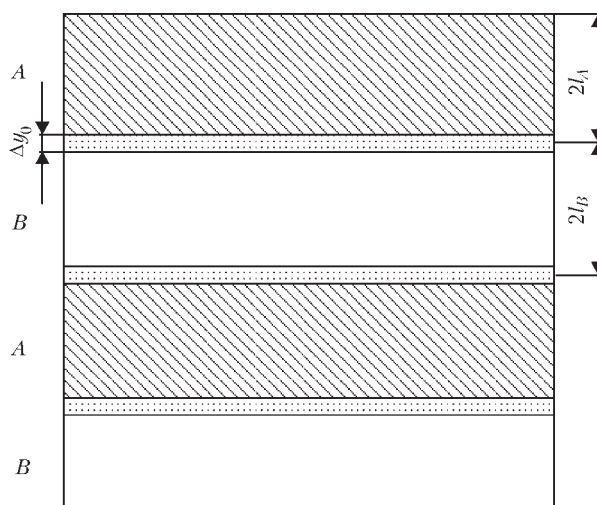


Рис. 1. Схематическая структура многослойной фольги



$$V = \sqrt{32,32 \cdot \frac{a^2 D_0 \Delta g}{(4l^2 - \Delta y_0^2)} \cdot \frac{T_0 (kT_f + Q)}{Q^2 (T_f - T_0)} \cdot \exp\left(-\frac{Q}{kT_f}\right)}, \quad (1)$$

где D_0 — коэффициент взаимной диффузии, Q — энергия активации взаимной диффузии; Δg — термодинамический стимул образования интерметаллидной фазы; a^2 — коэффициент температуропроводности; k — постоянная Больцмана; T_0 — начальная температура фольги; T_f — температура фронта, которая вычисляется по формуле:

$$T_f = T_0 + \frac{\Delta g}{3 \cdot k} \cdot f \quad (2)$$

где $f = (2l - \Delta y_0)/2l$ — эффективность фольги (объемная доля элементов, не вступивших в реакцию). Термодинамический стимул Δg — это свободная энергия образования интерметаллидной фазы из элементов A и B .

Из приведенных уравнений (1) и (2) видно, что термодинамические параметры определяются элементами, на основе которых формируется многослойная структура, а структурные параметры — условиями приготовления фольги. Если определены все параметры, которые входят в уравнения (1) и (2), можно рассчитать характеристики реакционной способности фольги в режиме стационарного распространения СВС.

Для реальных систем часть из этих параметров не определены, а некоторые зависят от условий приготовления фольги и могут меняться в определенных пределах. Если, например, период мультислоя МФ определяется с достаточной степенью точности путем исследования микроструктуры ее поперечного сечения, то поскольку толщина промежуточного слоя по теоретическим оценкам может составлять несколько нанометров, ее определение прямыми микроструктурными исследованиями затруднено. Однако если изготовить две фольги на основе одной системы А/В в одинаковых условиях с различными периодами мультислоя λ_1 и λ_2 (при условии $\lambda_1 > \lambda_2$), то определив для таких фольг температуры фронта СВС T_{f1} и T_{f2} можно, воспользовавшись уравнением (2), решить его относительно параметра Δy_0

$$\Delta y_0 = \frac{\lambda_1 \lambda_2 (T_{f1} - T_{f2})}{2[(T_{f1} - T_0)\lambda_1 - (T_{f2} - T_0)\lambda_2]} \quad (3)$$

Вместе с тем, учитывая, что структурные и термодинамические параметры могут иметь оценочную величину, важно определить эффективность влияния каждого из этих параметров на реакционную способность фольги. Это даст возможность не только прогнозировать ее характеристики в зависимости от термодинамических и структурных параметров, но и оценить их «чув-

ствительность» к точности определения этих параметров.

Результаты исследования и их обсуждение.

Для определения исследовали влияние термодинамических и структурных параметров на примере многослойной фольги Ni/Al эквипотенциального состава. Значения термодинамических параметров системы Ni/Al были взяты такие же, как и в работе [4]: $D_0 = 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, $Q = 2,7 \cdot 10^{-19} \text{ Дж}$, $a^2 = 7,42 \cdot 10^{-5} \text{ м}^2/\text{с}$, $T_0 = 300 \text{ К}$; $\Delta g = 7,36549 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$.

В работе [4] показано, что существует линейная зависимость температуры фронта СВС реакции от коэффициента эффективности фольги при различных значениях толщины начальной прослойки. Рассмотрим влияние термодинамических параметров на температуру фронта СВС и скорость его распространения. С этой целью, исходя из уравнения (2) была рассчитана температура фронта СВС в зависимости от термодинамического стимула при различных структурных параметрах фольги. Видно (рис. 2), что при увеличении термодинамического стимула температура фронта СВС линейно растет независимо от структуры фольги. Однако на уровень температуры фронта СВС существенно влияют структурные характеристики фольги. Так, например, при $\Delta g = 7,36549 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$ температура фронта СВС изменяется в диапазоне от 1400 до 2000 К при увеличении периода мультислоя от 50 до 300 нм и уменьшении толщины промежуточного слоя от 8 до 4 нм. В связи с этим были рассчитаны зависимости температуры фронта от толщины промежуточного слоя Δy_0 и периода мультислоя λ при постоянном значении термодинамического стимула. Видно (рис. 3), что для любого периода мультислоя при увеличении толщины промежуточного слоя температура фронта СВС уменьшается. К уменьшению температуры фронта СВС приводит и уменьшение периода мультислоя, тем зна-

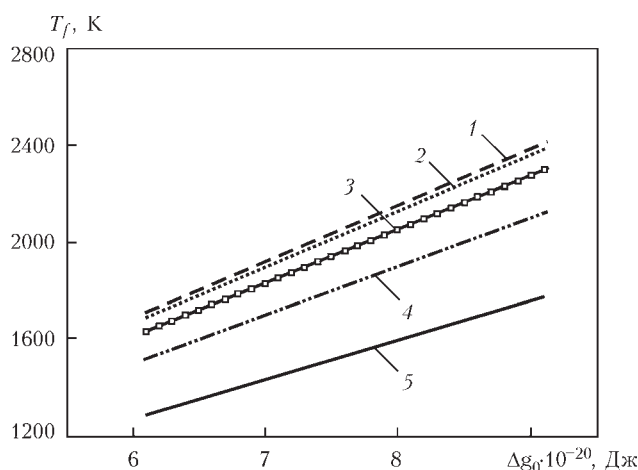


Рис. 2. Зависимость температуры на фронте СВС от термодинамического стимула: 1 — $\lambda = 300 \text{ нм}$, $\Delta y_0 = 4 \text{ нм}$; 2 — $\lambda = 50 \text{ нм}$, $\Delta y_0 = 1 \text{ нм}$; 3 — $\lambda = 100 \text{ нм}$, $\Delta y_0 = 4 \text{ нм}$; 4 — $\lambda = 50 \text{ нм}$, $\Delta y_0 = 4 \text{ нм}$; 5 — $\lambda = 50 \text{ нм}$, $\Delta y_0 = 8 \text{ нм}$

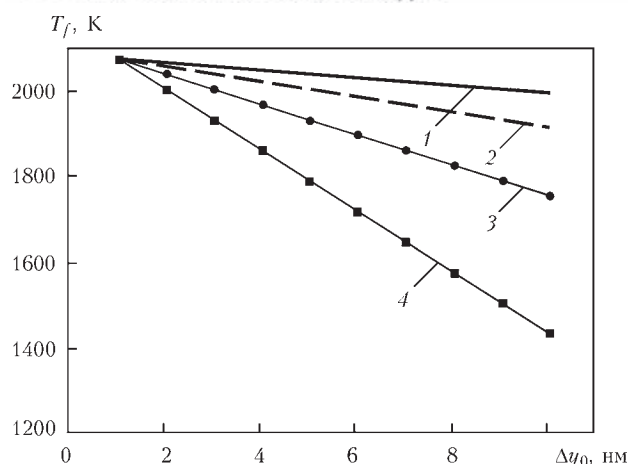


Рис. 3. Зависимость температуры фронта СВС от толщины промежуточного слоя Δy_0 для фольги Ni/Al с различными периодами мультислоя: 1 — $\lambda = 400$ нм; 2 — $\lambda = 200$ нм; 3 — $\lambda = 100$ нм; 4 — $\lambda = 50$ нм

чительнее, чем больше толщина промежуточного слоя (рис. 4).

Таким образом, из проведенного анализа видно, что температура фронта СВС зависит как от термодинамического стимула, так и от структурных характеристик фольги. Для обобщения такой взаимосвязи, были рассчитаны зависимости температуры фронта СВС от величины $\Delta g f$ (в дальнейшем как «термодинамический коэффициент эффективности» фольги), которые определяются, как физической природой элементов, формирующих слоистую фольгу, так и ее структурными характеристиками. Установлено (рис. 5), что зависимость температуры фронта СВС от термодинамического коэффициента эффективности линейная и инвариантна по отношению к структурным характеристикам.

Поскольку величина Δg определяется природой элементов, формирующих многослойную структуру, то для увеличения термодинамического коэффициента эффективности фольги необходи-

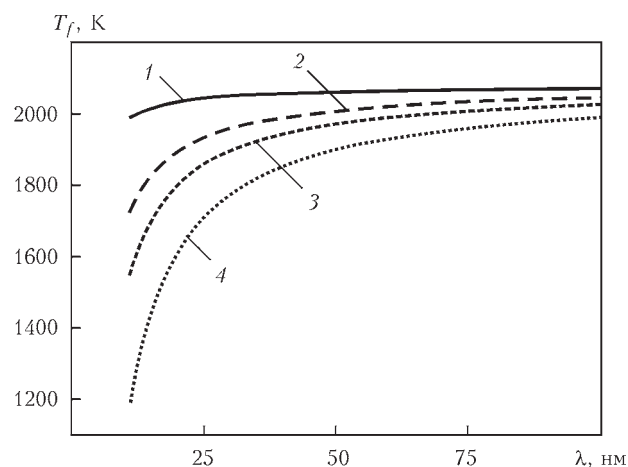


Рис. 4. Зависимость температуры фронта СВС от периода мультислоя для фольги Ni/Al с различными толщинами промежуточного слоя: 1 — $\Delta y_0 = 1$ нм; 2 — $\Delta y_0 = 4$ нм; 3 — $\Delta y_0 = 6$ нм; 4 — $\Delta y_0 = 10$ нм

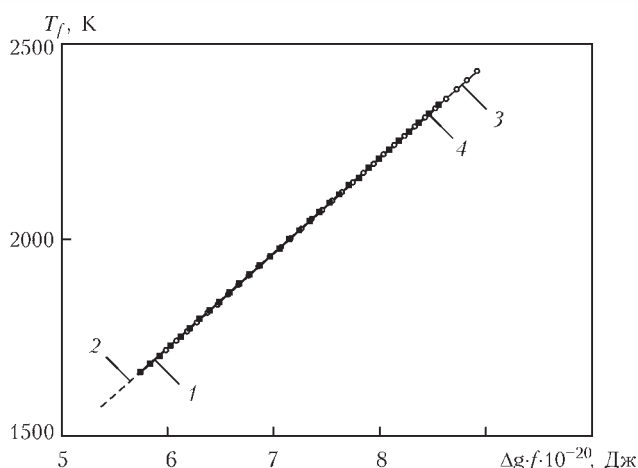


Рис. 5. Зависимость температуры фронта горения от термодинамического коэффициента эффективности фольги Ni/Al: 1 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 2 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм; 3 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 4 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм

мо увеличить объемную долю элементов, не вступивших в реакцию в процессе ее приготовления. Согласно (2) этого можно достичь за счет уменьшения толщины промежуточной прослойки и увеличения периода мультислоя.

Вместе с тем, при практическом использовании многослойных фольг в качестве локального источника тепла не только температура фронта СВС будет определять ее эффективность для обеспечения локального разогрева зоны соединения в процессе реакционной сварки или пайки, но и скорость распространения фронта СВС. При малой скорости распространения фронта СВС отвод тепла из зоны соединения будет уменьшать способность фольги к локальному разогреву этой зоны. Уменьшить негативное влияние этого процесса можно за счет увеличения скорости распространения фронта СВС.

Согласно (1) одним из параметров, который влияет на скорость распространения фронта реакции СВС, является термодинамический стимул.

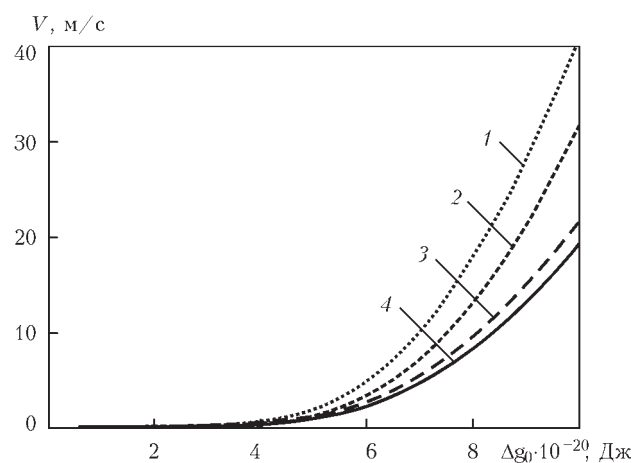


Рис. 6. Зависимость скорости прохождения реакции от термодинамического стимула фольги Ni/Al: 1 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 2 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм; 3 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 4 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм

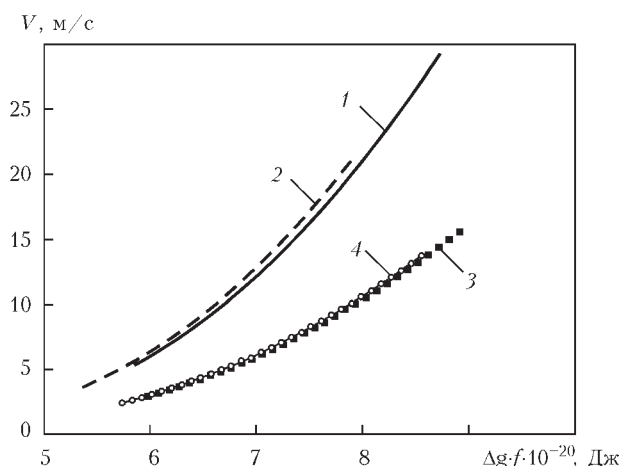


Рис. 7. Зависимость скорости прохождения реакции от термодинамического коэффициента эффективности фольги Ni/Al: 1 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 2 — $\lambda = 50$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм; 3 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 1$ нм; 4 — $\lambda = 100$ нм, $\Delta y_0 = 3$ нм

Как видно из рис. 6, скорость распространения фронта реакции СВС отлична от нуля только в том случае, когда его величина превышает некоторое критическое значение, в противном случае реакция СВС не происходит. Можно предположить, что в системах, для которых термодинамический стимул меньше критической величины реализовать реакцию СВС не представляется возможным.

Если термодинамический стимул больше этой критической величины, то при увеличении термодинамического коэффициента эффективности фольги скорость распространения фронта СВС будет возрастать по параболическому закону. Причем, темп роста зависит от структурных характеристик фольги: чем меньше период мультислоя и меньше толщина промежуточного слоя, тем больше интенсивность роста скорости распространения СВС при увеличении термодинамического стимула.

Однако, как видно из рис. 7 зависимость скорости распространения фронта СВС от термодинамического коэффициента эффективности почти не

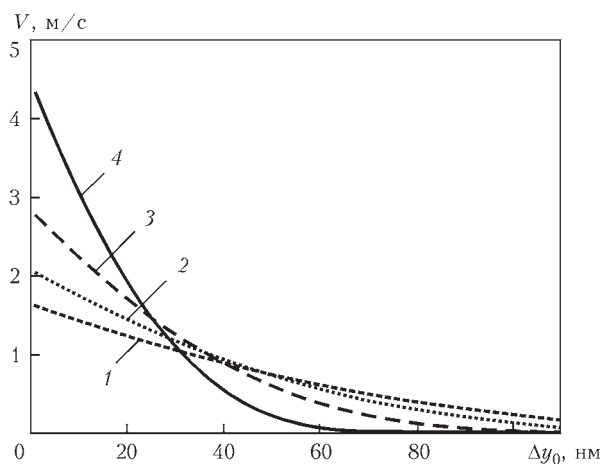


Рис. 8. Зависимость скорости прохождения реакции от толщины промежуточного слоя: 1 — $\lambda = 480$ нм; 2 — $\lambda = 380$ нм; 3 — $\lambda = 280$ нм; 4 — $\lambda = 180$ нм

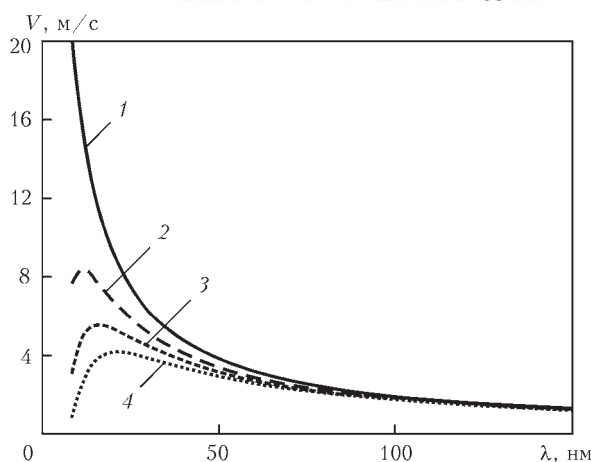


Рис. 9. Зависимость скорости распространения фронта горения от периода мультислоя: 1 — $\Delta y_0 = 1$ нм; 2 — $\Delta y_0 = 4$ нм; 3 — $\Delta y_0 = 6$ нм; 4 — $\Delta y_0 = 8$ нм

зависит от толщины промежуточного слоя, а определяется лишь периодом мультислоя.

При исследовании влияния параметров микроструктуры фольги (при неизменном значении термодинамических параметров) оказалось (рис. 9), что для толщины промежуточного слоя 3...4 нм происходит инверсия зависимости скорости распространения фронта СВС от периода мультислоя — при меньших значениях толщины промежуточного слоя скорость распространения фронта существенно возрастает при уменьшении периода мультислоя, а при больших — она уменьшается.

Немонотонная зависимость скорости распространения фронта наблюдается и при изменении периода мультислоя (рис. 9). Видно, что при уменьшении периода мультислоя скорость фронта реакции СВС растет, но, достигнув некоторой критической величины, она уменьшается.

Таким образом, проведенные расчеты показывают, что для обеспечения максимальной скорости распространения фронта СВС период мультислоя должен определяться с учетом толщины промежуточного слоя. Учитывая, что эта величина имеет конкретное значение, которое определяется условиями приготовления фольги, скорость распространения фронта СВС можно варьировать за счет изменения периода мультислоя.

Для определения области значений параметров микроструктуры многослойной фольги, при которых она будет способна к интенсивному разогреву зоны соединения, проведем оценку интенсивности теплообразования (ИТО) W на участке фольги толщиной d , см, длиной $l = 1$ см и шириной $m = 1$ см при прохождении через нее фронта реакции СВС как

$$W = \frac{Q}{S\tau}, \quad (4)$$

где Q — количество тепла, выделяемое на участке фольги, которое может быть определено из соотношения $Q = C(T_f - T_0)d\rho S$ (C — теплоемкость

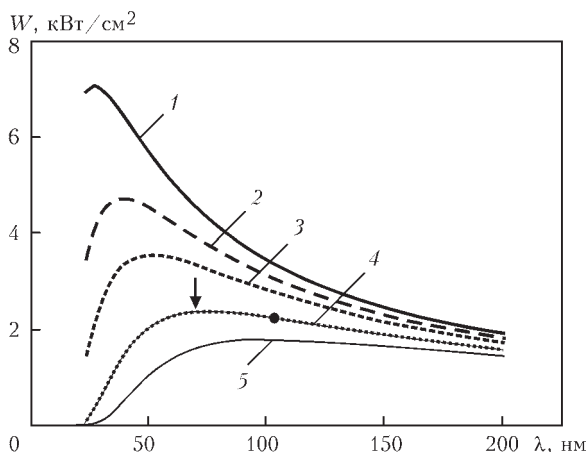


Рис. 10. Зависимость ИТО в процессе распространения СВЧ реакции в фольге Ni/Al толщиной 26 мкм от периода мультислой при различных толщинах промежуточного слоя: 1 — $\Delta y_0 = 2$ нм; 2 — $\Delta y_0 = 3$ нм; 3 — $\Delta y_0 = 4$ нм; 4 — $\Delta y_0 = 6$ нм; 5 — $\Delta y_0 = 8$ нм

фольги; ρ — удельный вес фольги; S — площадь участка фольги; τ — время прохождения фронта через участок фольги, который определяется как $\tau = l/V$. После подстановки в (4) значений, входящих в выражения, получим

$$W = \frac{C(T_f - T_0)d\rho V}{l} \quad (5)$$

или с учетом (2)

$$W = \frac{Cd\rho}{3lk} \Delta g f V. \quad (6)$$

Из выражения (6) видно, что с увеличением коэффициента эффективности фольги f и скорости распространения фронта СВЧ V , величина ИТО возрастает. Однако, учитывая, что скорость распространения фронта имеет немонокотонную зависимость от структурных параметров, следует ожидать, что и ИТО также будет иметь немонокотонную зависимость от этих параметров.

Действительно, как видно из рис. 10 величина ИТО при уменьшении периода мультислой, независимо от толщины промежуточной прослойки, вначале возрастает, а затем, после достижения определенной величины, начинает уменьшаться. Сравнивая зависимости W от периода мультислой λ , рассчитанные при различных значениях толщины промежуточной прослойки Δy_0 , можно видеть, что величина максимального значения ИТО тем большая, чем тоньше прослойка Δy_0 .

Обращает на себя внимание то, что положение максимума также зависит от толщины прослойки — чем тоньше прослойка, тем при меньшем периоде мультислой достигается максимальное значение ИТО.

Из полученных результатов следует, что, если известна толщина прослойки, которая образуется при определенных условиях осаждения МФ, то построив

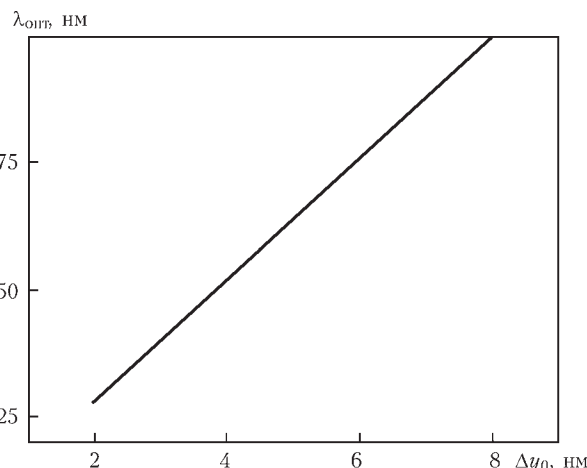


Рис. 11. Зависимость оптимального периода мультислой $\lambda_{\text{опт}}$ от толщины промежуточного слоя Δy_0 в фольге Ni/Al

предварительно зависимости W от периода мультислой λ для различных значений толщин прослойки, можно определить $\lambda_{\text{опт}}$, при котором будет достигаться максимальная ИТО.

Рассмотрим возможность определения $\lambda_{\text{опт}}$ основываясь на экспериментальном исследовании МФ с различными периодами мультислой, полученных в одинаковых условиях. Для этого способом послойного электронно-лучевого осаждения [7] никеля и алюминия были изготовлены две фольги (в одинаковых условиях) с разным периодом мультислой. Характеристики фольг и условия их осаждения приведены в таблице, где d — толщина фольги; $T_{\text{под}}$ — температура подложки; $V_{\text{конд}}$ — скорость осаждения.

Для измерения температуры фронта СВЧ T_f и скорости его распространения V_f воспользовались методом, представленным в работе [8].

Из уравнения (3) была рассчитана толщина промежуточного слоя, которая составила величину порядка $\Delta y_0 = 6,5$ нм. Исходя из рассчитанной зависимости $\lambda_{\text{опт}}$ от толщины промежуточного слоя Δy_0 , представленной на рис. 11, можно видеть, что при данных условиях получения МФ, когда толщина промежуточной прослойки $\Delta y_0 = 6,5$ нм, максимальные значения ИТО могут составить $2,3$ кВт/см² при условии, что период мультислой $\lambda = \lambda_{\text{опт}}$ ($\lambda_{\text{опт}} \approx 72 \dots 80$ нм).

Можно также определить условие получения фольги с максимальной ИТО если, воспользовавшись уравнением (5), рассчитать ИТО для фольги с наименьшим периодом мультислой (фольга 1) и нанести это значение на график зависимости W от периода мультислой λ (рис.10). Видно, что полученную таким образом экспериментальную точ-

Характеристики фольг и условия их осаждения

№ фольги	d , мкм	$T_{\text{под}}$, °C	$V_{\text{конд}}$, мкм/мин	λ , нм	T_f , °C	V_f , м/с	W , кВт/см ²
1	25	220±10	1,9	104	1160	1,23	2,21
2	30	225±10	1,9	520	1290	0,49	0,7



ку можно соотнести с одной из зависимостей W от периода мультислоя λ , рассчитанных ранее для МФ с различными толщинами прослоек. Совпадение экспериментальной точки с одной из кривых на рис. 10 позволяет определить, как толщину прослойки, так и положение максимума W , которое соответствует периоду мультислоя 72...80 нм. Сопоставляя полученные значения $\lambda_{\text{опт}}$, определенные различными способами, можно видеть их удовлетворительное соответствие.

Из теоретического анализа и экспериментальной оценки оптимального периода мультислоя можно видеть, что факторы способствующие увеличению толщины промежуточного слоя приводят к повышению оптимального периода мультислоя и снижению величины ИТО.

Выводы

1. В рамках феноменологической модели стационарного распространения фронта реакции СВС в многослойной структуре на основе реакционных элементов эквивалентного состава предложена методика определения толщины промежуточного слоя, который возникает в фольге в процессе ее изготовления, путем определения температуры фронта СВС двух многослойных фольг с различными периодами мультислоя изготовленных в одинаковых условиях.

2. Показано, что температура фронта СВС становится существенно зависимой от толщины промежуточного слоя для многослойных структур с периодом мультислоя меньше 50 нм.

3. Подтверждено, что температура фронта распространения СВС в стационарном режиме имеет линейную зависимость от термодинамического коэффициента эффективности фольги.

4. Показано, что распространение фронта СВС в стационарном режиме возможно, если термоди-

намической коэффициент эффективности фольги превышает некую критическую величину, выше которой скорость распространения фронта СВС увеличивается по параболическому закону.

5. Установлено, что максимальный уровень ИТО при распространении фронта СВС в многослойной фольге определяется толщиной промежуточного слоя и периодом мультислоя. При увеличении толщины промежуточного слоя период мультислоя необходимо увеличивать для обеспечения максимальной ИТО.

1. Концепция развития СВС как области научно-технического прогресса / Отв. ред. А.Г. Мержанов. – Черноголовка: Территория, 2003. – С.368
2. Diffusion welding of TiAl alloys through nano-layered foil of Ti/Al system / A.I. Ustinov, Yu.V. Falchenko, A.Ya. Ishchenko et al. // Intermetallic. – 2008. – 16. – P. 1043–1045.
3. Безгазовое горение многослойных биметаллических нанопленок Ti/Al / А.С. Рогачев, А.Э. Григорян, Е.В. Илларионова и др. // Физ. горения и взрыва. – 2004. – № 2(40). – С. 45–51.
4. Запорожец Т.В., Гусак А.М., Устинов А.И. Моделирование стационарного режима реакции СВС в нанослойных материалах (феноменологическая модель). 1. Одностадийная реакция // Современ. электрометаллургия. – 2010. – Т.1. – С. 40–46.
5. Zaporozhets T.V., Gusak A. M., Ustinov A.I. SHS reactions in nanosized multilayers – analytic model versus numeric model // Intern. J. of Self Propagating High Temperature Synthesis. – 2010. – Vol. 19(4). – P. 227–236.
6. Запорожец Т.В. Моделирование стационарного режима распространения реакции СВС в нанослойных материалах (феноменологическая модель). Двухстадийная реакция // Вісник Черкаського університету. – 2010. – Т. 185. – С. 16–30.
7. Effect of overall composition on thermally induced solid-state transformations in thick EB PVD Al/Ni multilayers / A.I. Ustinov, L.A. Olikhovska, T.V. Melnichenko, A.E. Shyshkin // Surface and Coatings Technology. – 2008. – Vol. 202(16). – P. 3832–3838.
8. Inverse Problem for SHS in Multilayer Nanofolios: Prediction of Process Parameters for Single-stage SHS Reaction / T.V. Zaporozhets, A.M. Gusak, Ya.D. Korol, A.I. Ustinov // Intern. J. of Self-Propagation High-Temperature Synthesis. – 2013. – 22, № 4. – P. 217–225.

Поступила в редакцию 28.04.2015

■ ИМПУЛЬСНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ УПРОЧНЕНИЯ ИНСТРУМЕНТА И ДЕТАЛЕЙ МАШИН (разработано в ИЭС)

Применяются для легирования (N, C, Mo, W, Cr и др.) и формирования нанокристаллической структуры поверхностного слоя изделий из сплавов на основе железа, алюминия, титана и твердого сплава, в металлургии: прокатные валки, ножи, пилы, ролики и барабаны; в машиностроение: инструмент для обработки: металлов, древесины, пластмассы, растительной продукции и другой. Детали запорной арматуры, штока гидродомкратов, детали гидронавтоматизации, торцевые уплотнения, шестерни и другое; в самолетостроении: детали планера самолета.

Преимущества:

- повышение износостойкости, противозадирной стойкости, прочности, антифрикционности, коррозионной стойкости, теплостойкости;
- работоспособность изделий повышается в 3–6 раз;
- технология осуществляется без нагрева изделия, изменения геометрических размеров и шероховатости.



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ВЫПОЛНЕННЫХ ЭЛС И ТИГ

С.В. АХОНИН, В.Ю. БЕЛОУС, Р.В. СЕЛИН, И.К. ПЕТРИЧЕНКО, Э.Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ
ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Современные двухфазные высоколегированные сплавы на основе титана характеризуются высокой удельной прочностью, термический цикл сварки приводит к изменению структур металла шва и зоны термического влияния, а также ухудшению механических характеристик соединения. В работе оценивали свойства сварных соединений титановых сплавов BT23, T110 и высоколегированного сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненных электронно-лучевой и аргонодуговой сваркой. В металле шва и ЗТВ соединений высоколегированного титанового сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненных методом АДС, формируется структура с преобладанием метастабильной β -фазы и низкими значениями прочности и ударной вязкости, соединения требуют применения высокотемпературного послесварочного отжига с температурой не менее 900 °С. Соединения сплава BT23 имеют высокие значения прочности и ударной вязкости. Высокопрочный титановый сплав T110 характеризуется хорошей свариваемостью при ЭЛС и АДС, имеет после отжига высокие значения ударной вязкости металла шва и ЗТВ, при этом прочность сварных соединений на уровне 0,9 прочности основного металла. Библиогр. 7, рис. 4, табл. 2.

Ключевые слова: титановые сплавы, аргонодуговая сварка, электронно-лучевая сварка, свойства

Современные двухфазные высоколегированные сплавы на основе титана характеризуются высокой удельной прочностью, в настоящее время все большее внимание уделяется расширению использования сварных конструкций и узлов из сплавов титана высокой прочности ($\sigma_b > 1100$ МПа) [1, 2]. Свариваемость двухфазных высоколегированных сплавов титана, применение которых может дать наибольшее снижение массы конструкции, значительно хуже, чем сплавов низколегированных, и по этому показателю они уступают даже некоторым высокопрочным сталям, поэтому при разработке новых титановых сплавов существенное внимание уделяется возможности получения сварных соединений с прочностью не менее 0,90...0,95 прочности основного материала.

Целью работы является оценка свойств сварных соединений как промышленных, так и новых, разработанных в ИЭС им. Е.О. Патона, двухфазных высоколегированных титановых сплавов, имеющих $\sigma_b > 1000$ МПа (табл. 1), а также изучение влияния термического цикла сварки и последующей термообработки на структурно-фазовые

превращения в металле шва и зоне термического влияния (ЗТВ).

В ходе исследований сравнивали свойства сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС) и аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом (АДС), без применения присадочного металла.

Соединения высокопрочного титанового сплава BT23 [3] выполняли из пластин толщиной 10 мм, соединения титанового сплава марки T110 — из пластин толщиной 7 мм. Высокопрочный сплав марки T110 системы Ti–5,5Al–1,2Mo–1,2V–4Nb–2Fe–0,5Zr разработан в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины совместно с АНТК им. О.К. Антонова [4]. Он содержит легирующие элементы в количестве, мас. %: 5,0...6,0 Al, 3,5...4,8 Nb, 0,8...1,8 Mo, 0,8...2,0 V, 1,5...2,5 Fe, 0,3...0,8 Zr. Сплав T110 по сравнению с BT23 имеет более высокую устойчивость против образования усталостных трещин и по ряду служебных характеристик, например, по усталостной долговечности основного металла (ОМ), превышает показатели сплава BT23 на 15...20 % [5].

Таблица 1. Механические свойства высокопрочных двухфазных титановых сплавов

Марка сплава	Эквивалент молибдена	Толщина металла, мм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
BT23	5,7...8,0	10	1030	980	13	35
T110	4,4...7,9	7	1190	1150	18	31
Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr	5,6...10,5	8	1195	1110	15	13

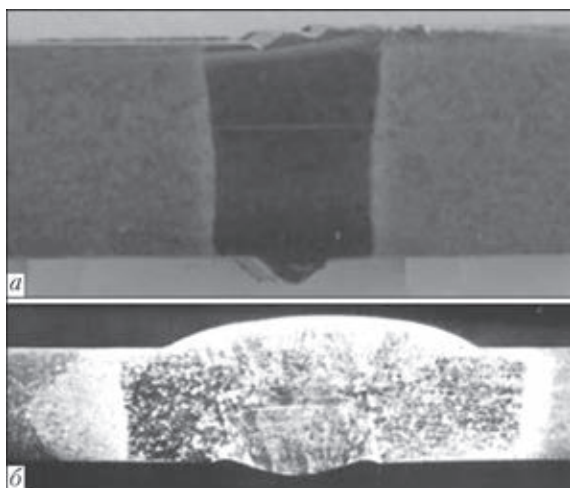


Рис. 1. Поперечный макрошлиф сварного соединения титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr толщиной 8 мм, выполненный ЭЛС (а) и АДС (б)

Также оценивали свойства сварных соединений опытного высоколегированного сплава восьмикомпонентной системы Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr. Он содержит больше легирующих элементов по сравнению со сплавом T110 и имеет в состоянии после отжига предел прочности, превышающий 1200 МПа. Соединения сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr толщиной 8 мм выполняли методами АДС и ЭЛС.

АДС выполняли с двух сторон вольфрамовым электродом диаметром 5 мм в аргоне без подачи присадочного металла. Ток сварки составлял 300...350 А, скорость сварки 10 м/ч. ЭЛС проводили в установке УЛ-144, укомплектованной источником питания ЭЛА 60/60. Ускоряющее

напряжение составляло 60 кВ, скорость сварки 25 м/ч. Примеры выполненных сварных соединений приведены на рис. 1.

Непосредственно после сварки металл швов сплава VT23, выполненных АДС, представляет собой крупные первичные β -зерна, внутризеренная структура металла шва характеризуется наличием мартенситной α'' -фазы [2]. Для повышения пластических характеристик сварных соединений сплава VT23 наиболее простым способом является последующая термическая обработка — отжиг [6]. После термообработки структура характеризуется наличием мелкодисперсных продуктов распада метастабильных фаз с образованием равновесных α - и β -фаз, однако прочность сварного соединения после отжига уменьшается до уровня ниже 1000 МПа.

Металл швов сплава T110, выполненных ЭЛС, состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода β -зерен (рис. 2, а), внутри которых наблюдается равномерный распад твердого раствора с выделением дисперсных частиц мартенситной α' -фазы [7]. В околошовном участке зерно первичной β -фазы более мелкое.

Микроструктура сварных соединений сплава T110, выполненных дуговой сваркой, принципиально не отличается от микроструктуры соединений, выполненных ЭЛС. Металл швов и околошовных участков соединений, полученных методом АДС, имеет структуру β -превращенного зерна с выделениями мелкоигольчатой мартенситной α' -фазы. В участках металла ЗТВ, прилегающих к ОМ, помимо указанных структурных элементов внутри зерен наблюдается первичная крупнопластинчатая α -фаза. Идентична структура и соединений, выполненных АДС. Соединения, выполненные ЭЛС, имеют значительно меньшую структурно-измененную зону сплавления и термического влияния по сравнению с соединениями, выполненными вольфрамовым электродом. Прочность швов, выполненных АДС и ЭЛС, находится на одном уровне. Для соединений, полученных ЭЛС, типичным местом разрушения разрывных образцов является ОМ, для АДС — сварной шов. После сварки сварные соединения, выполненные ЭЛС, имеют прочность, равную или более ОМ, а прочность сварных соединений, выполненных дуговой сваркой, находится на уровне 0,9 % прочности самого сплава, отжиг при 750 °С с последующим охлаждением в печи приводит к дальнейшему снижению прочности сварных соединений, однако показатели ударной вязкости повышаются до 30 Дж/см² для соединений, выполненных дуговой сваркой. Для повышения ударной вязкости соединений, выполненных ЭЛС, необходимо применять более высокотемпературный от-

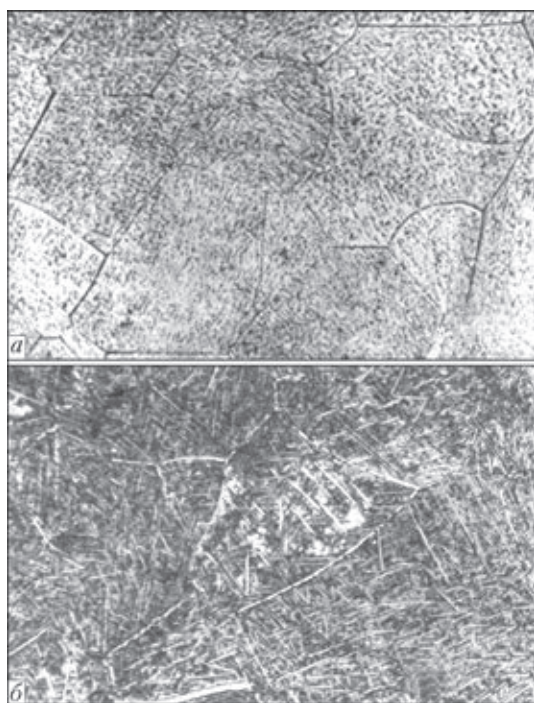


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) металла шва сварного соединения титанового сплава T110, выполненного ЭЛС: а — после сварки; б — после отжига 750 °С, 1 ч

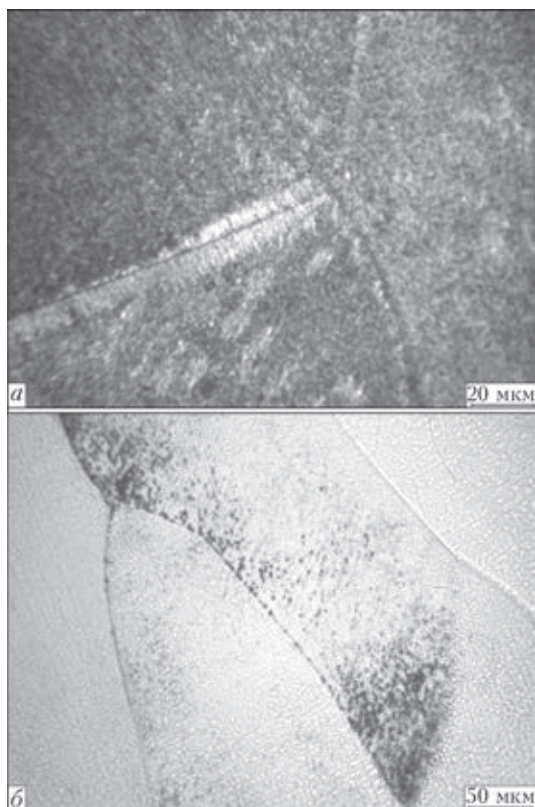


Рис. 3. Микроструктура металла сварного соединения титанового сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненного ЭЛС: *a* — ОМ; *б* — металл шва после сварки

жиг — 850 °С. После этого отжига происходит распад метастабильных фаз с преобладанием пластинчатой α -фазы (рис. 2, *б*), параметры которой способствуют повышению ударной вязкости при высоком уровне прочности.

Высоколегированный сплав Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr имеет коэффициент стабилизации β -фазы в пределах 0,96...1,07 и также, как и рассмотренные выше сплавы, подвергается закалке в результате воздействия термического цикла сварки.

После ЭЛС в металле шва и ЗТВ сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr фиксируется метастабильная β -фаза (рис. 3, *а*) с равноосными и вытянутыми в направлении теплоотвода зернами. Кроме того, как по границам β -зерен, так и в объеме зерна наблюдаются локальные скопления метастабильной α -фазы в виде очень дисперсных точечных выделений. Для снятия сварочных напряжений и стабилизации структуры соединения после ЭЛС проводили как отжиг, так и локальную электронно-лучевую термообработку (ЛТО), которая заключалась в послесварочном нагреве зоны сварного соединения электронным лучом, при этом температура зоны нагрева поддерживалась на уровне 850 °С на протяжении 5 мин. Отжиг при температуре 800 °С с замедленным охлаждением привел к распаду зафиксированных при сварке метастабильных α - и β -фаз с образова-

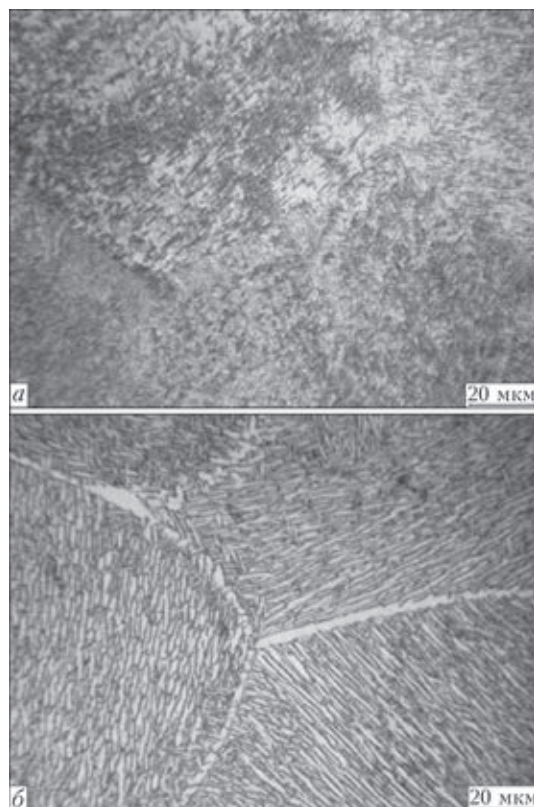


Рис. 4. Микроструктура металла шва сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненного ЭЛС после ЛТО (*а*) и отжига 900 °С (*б*)

нием дисперсных α - и β -частиц, при этом значения ударной вязкости возрастают незначительно.

Изучение механических свойств сварных соединений сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненных ЭЛС с последующей ЛТО (табл. 2), показало несколько более высокие значения прочности ($\sigma_b = 1258$ МПа) и меньшие значения ударной вязкости металла шва ($KCV = 7$ Дж/см²) по сравнению с соответствующими значениями сварных соединений в состоянии после печного отжига при 900 °С в течение 1 ч. По-видимому, это объясняется неполным распадом метастабильных структур в металле шва в результате воздействия непродолжительной ЛТО на протяжении 5 мин и образования в результате тонкоиглообразной α -фазы.

Металл швов сплава Ti–6,5Al–3Mo–2,5V–4Nb–1Cr–1Fe–2,5Zr, выполненных АДС, в состоянии после сварки также состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода зерен метастабильной β -фазы (рис. 3, *б*), зафиксированной при резком охлаждении после сварки. В объеме β -зерен и на их границах наблюдается незначительное количество дисперсных выделений метастабильной α -фазы. В результате термического цикла сварки в шве сформировались метастабильные структуры с преобладающим содержанием β -фазы. Выделение дисперсных частиц метастабильной α -фазы наблюдается по границам зерен и суб-



Таблица 2. Механические свойства сварных соединений титановых сплавов

Марка сплава (способ сварки)	Толщина металла, мм	Состояние соединений	σ_b , МПа	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²	
				металл шва	ЗТВ
BT23(АДС)	10	После сварки	1030	27	23
BT23(АДС)	10	Отжиг 750 °С, 1 ч, воздух	970	30	28
T110 (ЭЛС)	7	После сварки	1140	10	10
T110 (ЭЛС)	7	Отжиг 750 °С, 1 ч, воздух	1160	12	23
T110 (ЭЛС)	7	Отжиг 850 °С, 1 ч, воздух	1120	21	26
T110 (АДС)	7	После сварки	1118	11	10
T110 (АДС)	7	Отжиг 750 °С, 1 ч, воздух	1078	29	30
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr (АДС)	8	После сварки	960	5	5
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr (ЭЛС)	8	После сварки	1248	7	6
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr (ЭЛС)	8	ЛТО 850 °С, 5 мин	1258	7	14
Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr (ЭЛС)	8	Отжиг 900 °С, 1 ч, воздух	1131	12	13

зерен и также фиксируется в теле зерна как в шве, так и в металле ЗТВ. Метастабильная β -фаза имеет низкую прочность, поэтому сварные соединения, выполненные методом АДС, имеют низкие показатели прочности в состоянии после сварки, кроме того, в связи с наличием значительной объемной доли метастабильной α -фазы, металл шва и ЗТВ имеет и низкую ударную вязкость (табл. 2).

Таким образом, АДС высоколегированного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr целесообразно выполнять с применением присадочных материалов, что позволит снизить степень легирования металла шва и обеспечить более высокие значения прочности, пластичности и ударной вязкости.

Выводы

1. Высокопрочный титановый сплав BT23 характеризуется хорошей свариваемостью, в состоянии после сварки в металле шва и ЗТВ присутствуют метастабильные β - и α'' -фазы, и хотя значения ударной вязкости металла шва достаточно высокие ($KCV = 29$ Дж/см² при $\sigma_b = 1128$ МПа), сварные соединения требуют проведения последующей термической обработки для стабилизации структуры.

2. Высокопрочный титановый сплав T110 отличается хорошей свариваемостью при получении сварных соединений ЭЛС и АДС вольфрамовым электродом сквозным проплавлением и имеет после отжига высокие значения ударной вязкости металла шва и ЗТВ и прочность сварных соединений на уровне 0,9 прочности основного металла.

3. Соединения, выполненные методом АДС высоколегированного титанового сплава Ti-

6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr, имеют низкие значения ударной вязкости в шве и ЗТВ, в металле шва и ЗТВ формируется структура с преобладанием метастабильной β -фазы, сварные соединения требуют применения высокотемпературного послесварочного отжига с температурой 900 °С, при которой ударная вязкость увеличивается в 2 раза.

4. Сварные соединения, выполненные ЭЛС, высоколегированного титанового сплава Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr с наибольшей пластичностью и ударной вязкостью ($KCV = 12,4$; $\delta_s = 12$ %) получены после применения отжига при температуре 900 °С, 1 ч, с последующим охлаждением с печью.

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № 5. С. 7–17.
2. Хорев А.И. Теория и практика создания титановых сплавов для перспективных конструкций // Технология машиностроения. – 2007. – № 12. – С. 5–13.
3. Хорев А.И. Высокопрочный титановый сплав BT23 и его применение в перспективных сварных конструкциях // Свароч. пр-во. – 2008. – № 9. – С. 3–8.
4. Пат. України 40087. Високоміцний титановий сплав / В.М. Замков, В.П. Топольський, М.П. Тригуб та ін. – Опубл. 16.06.2003; Бюл. № 6.
5. Исследование механических свойств кованных полуфабрикатов опытного титанового сплава T110 / С.Л. Антонюк, В.Н. Замков, В.Ф. Топольский и др. // Современ. электрометаллургия. – 2003. – № 3. – С. 30–33.
6. Хорев А.И., Йода А.В., Красножан А.И. Механические свойства и структура сварных соединений из титанового сплава BT23, выполненных ЭЛС // Свароч. пр-во. – 1981. – № 7. – С. 25–26.
7. Упрочняющая термическая обработка, механические характеристики и структура свариваемого высокопрочного титанового сплава T110 / В.Н. Замков, В.Ф. Топольский, В.А. Трофимов и др. // Титан-2005 в СНГ. – Киев, 2005. – С. 198–208.

Поступила в редакцию 28.05.2015



СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ПЛАЗМЕННОЙ СВАРКИ (ОБЗОР)

А.И. БУШМА

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В работе описана краткая ретроспектива развития и современное состояние гибридной лазерно-плазменной сварки. Показано, что к основным задачам гибридной лазерно-плазменной сварки относится не только плазменно-дуговой подогрев металла изделия для повышения его поглощающей способности, но и модификация сварочного термического цикла для снижения скорости охлаждения после сварки. Это позволяет снизить содержание хрупких структур, склонных к разрушению при эксплуатации. Также, наличие плазменно-дуговой составляющей процесса позволяет снизить требования к качеству сборки свариваемых стыков, по сравнению с лазерной сваркой. Перспективы промышленного внедрения гибридной лазерно-плазменной сварки связаны с ее экономическими и технологическими преимуществами. Экономические преимущества заключаются в частичной (до 50 %) замене достаточно дорогой лазерной мощности значительно более дешевой дуговой, а также в снижении энергозатрат процесса за счет возможности замены присадочной проволоки соответствующим порошком или полного отказа от присадочного материала. Технологические преимущества заключаются в уменьшении остаточных термических деформаций, снижении требований к подготовке свариваемых кромок (включая возможность сварки кромок с зазором переменной ширины), получении возможности катодной очистки алюминиевых сплавов непосредственно в процессе сварки, увеличении глубины проплавления и повышении производительности процесса (в несколько раз по сравнению с плазменной сваркой и примерно на 40 % по сравнению с лазерной). Внедрение лазерно-плазменной сварки способно изменить существующие взгляды технологов на сварочный процесс и конструкторов на проектирование сварных конструкций. Промышленное применение лазерно-плазменной сварки, в первую очередь, связано с решением задач соединения титановых и алюминиевых сплавов, а также нержавеющей стали, в диапазоне толщин 0,3...15,0 мм. Библиогр. 50, рис. 12.

Ключевые слова: гибридные технологии, синергетический эффект, лазерно-плазменная сварка, схема процесса, лазерное излучение, длина волны, плазма, катодная очистка, параметры режима, перспективы применения

Гибридная сварка это процесс, в котором используются два тепловых источника, одновременно действующих на свариваемое изделие (в пределах общей зоны нагрева). Основной особенностью такого вида сварки является взаимное дополнение и усиление воздействия каждого из применяемых источников. В случае гибридной лазерно-плазменной сварки максимальный эффект достигается при возникновении так называемого синергетического эффекта [1]. Этот эффект заключается в неаддитивности результатов воздействия каждого из тепловых источников по сравнению с результатом их совместного воздействия. В частности объем металла, расплавленного при гибридной сварке, как правило, превосходит сумму объемов металлов, расплавленных отдельно каждым из составляющих гибридного процесса источников энергии. В противном случае сварку принято считать не гибридной, а комбинированной.

Одной из первых работ по гибридной сварке принято считать вышедшую в 1979 г. статью о совмещении сварки дугой с неплавящимся электродом (TIG) с лазерной сваркой [2]. Вскоре после нее, в 1980 г., вышла более подробная работа профессора В.М. Стинга (Великобритания) [3]. Ему же принадлежит ряд патентов в этой области (напри-

мер, [4]). После публикаций В.М. Стинга гибридные лазерные процессы стали изучать в большинстве промышленно развитых стран мира.

Первыми в гибридных сварочных процессах стали применять CO₂-лазеры с длиной волны 10,6 мкм, поскольку они обладали большей мощностью и простотой обслуживания. Этот тип лазеров применяется до сих пор [5, 6]. Затем все более широкое применение начали получать Nd:YAG-лазеры [7]. Одним из основных преимуществ этого типа лазеров является более короткая длина волны (1,06 мкм), на которой наблюдается повышение поглощающей способности металлов, а, следовательно, и эффективного КПД процесса сварки. На сегодняшний день в процессах гибридной сварки активно используют недавно появившиеся в серийном производстве дисковые и волоконные лазеры [8, 9]. Эффективность их использования связана с более высоким КПД (25...35 %) этих устройств, что также способствует повышению эффективного КПД сварки [8, 9].

Как правило, при гибридной лазерно-плазменной сварке сфокусированный лазерный пучок направлен по нормали к поверхности свариваемого изделия (рис. 1) [10, 11], либо под небольшим (до 10°) углом (рис. 2) [12]. Конструктивно лазерно-плазменная сварочная головка может со-



стоять из отдельных элементов — лазерной фокусирующей системы и плазмотрона, либо быть интегрированной в общий корпус (рис. 3) [13]. Плазменная горелка наклонена под определенным (минимально возможным) углом к оси сфокусированного лазерного пучка (рис. 4) [14]. Присадочная проволока может подаваться соосно с плазменной дугой, навстречу ей, либо вообще не подаваться. Лазерный пучок с высокой плотностью мощности и дуговая плазма с высоким энергетическим КПД взаимодействуют одновременно в области сварочной ванны. Для усиления эффекта от такого взаимодействия они могут подводиться к свариваемым деталям через общее сопло (рис. 5) [15]. При этом во всех случаях лазерный пучок относительно плазмы может располагаться сзади или спереди по ходу сварки.

Рассмотрим подробнее достоинства и недостатки схем процесса лазерно-плазменной сварки изображенных на рис. 1–5.

Согласно способу, предложенному в работе [16], обработку материала проводят при помощи действия двух источников тепла, одним из которых является лазерное излучение. Другим источником может быть электрическая дуга или плазма. При этом воздействие каждого из источников тепла на обрабатываемый материал имеет импульсный характер, а воздействие этих импульсов синхронизируется между собой. Ряд технологических операций (в том числе сварку, пайку, резку, гравирование, легирование, закалку и др.) можно проводить таким способом.

Недостатком этого способа является необходимость наличия генераторов импульсов и устройства их синхронизации, в то время как использование непрерывного воздействия обоих источников тепла на обрабатываемый материал не требует столь сложного дополнительного оборудования.

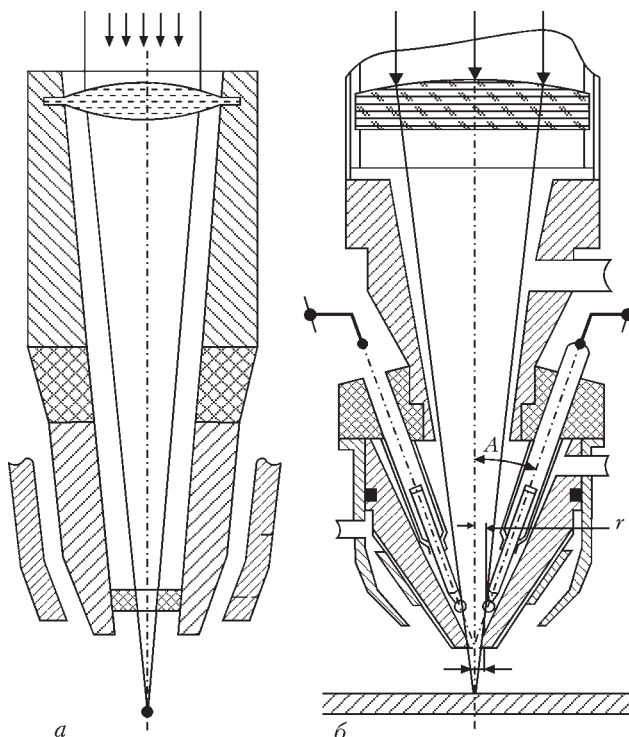
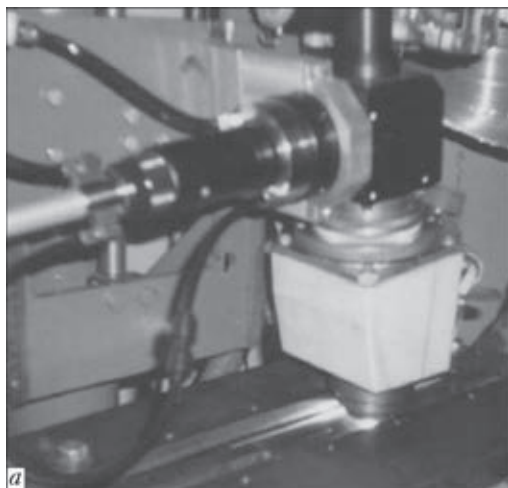


Рис. 1. Конструкции плазмотронов, позволяющих подавать лазерное излучение перпендикулярно поверхности свариваемого изделия: *а* — с полным катодом [10]; *б* — с симметрично расположенными относительно оси лазерного пучка наклонными катодами [11]

Для устранения указанного недостатка в патенте [10] предложена горелка, одновременно сочетающая в себе конструктивные элементы горелок для лазерной и для плазменной сварки. Лазерное излучение направляется на линзу объектива таким образом, что его ось совпадает с осью плазменно-дуговой горелки. Лазерный пучок проходит сквозь плоский (в виде шайбы) или конический электрод (катод) через сделанное в нем продольное коаксиальное отверстие, имеющее диаметр несколько больший диаметра сфокусированного лазерного пучка (рис. 1, *а*). Формирующее плазму сопло располагают под катодом так, чтобы лазер-

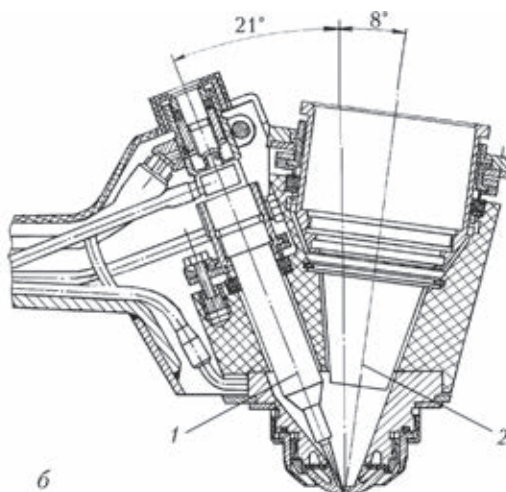


Рис. 2. Внешний вид (*а*) и схема (*б*) интегрированного плазмотрона для гибридной лазерно-плазменной сварки [12]: 1 — ось катода; 2 — ось сфокусированного лазерного пучка

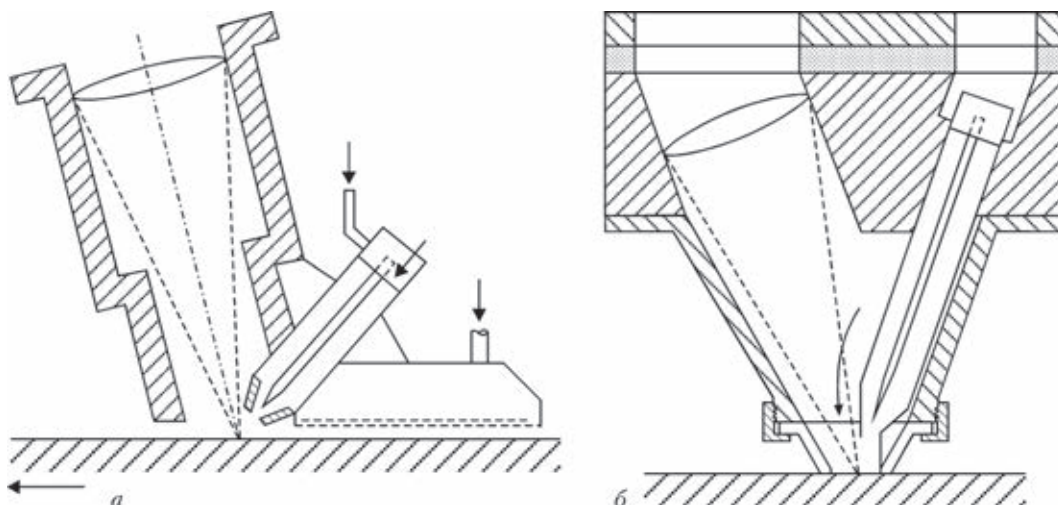


Рис. 3. Конструкции гибридных лазерно-плазменных сварочных головок, в которых лазерная фокусирующая система и плазменная горелка используются раздельно (а) либо интегрируются в общий корпус (б) [13]

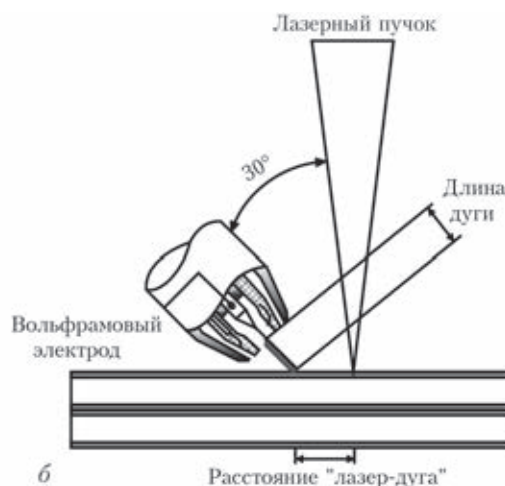


Рис. 4. Процесс гибридной лазерно-плазменной сварки с наклонным расположением плазменной горелки, позволяющей изменять расстояние между плазмой и лазерным пучком [14]: а — внешний вид гибридной лазерно-плазменной сварочной головки; б — технологическая схема процесса

ный пучок проходил через его ось. Как и в стандартной плазменно-дуговой горелке, газ пропускают через камеру с катодом и соплом в нижней части. Лазерный пучок, проходя через такой катод, подогревает его для облегчения эмиссии электронов, действует на свариваемое изделие (анод), а также взаимодействует с дуговой плазмой, тем самым повышая плотность энергии на изделии.

Небольшим конструктивным недостатком предложенной в работе [10] горелки для лазерно-плазменной сварки является наличие трубчатого катода, выводное отверстие которого должно быть таким, чтобы через него выходило сфокусированное лазерное излучение. Это увеличивает поперечный размер плазменной дуги, снижает стойкость самого катода из-за его эрозии, происходящей в процессе эксплуатации. Усложняется его периодическая заточка.

В лазерно-плазменной горелке более удачной конструкции сфокусированное лазерное излучение проходит мимо группы электродов, располо-

женных вокруг его оси под острым углом к центральной оси горелки (рис. 1, б) [11]. Согласно данному способу гибридной сварки ось сфокусированного лазерного излучения совпадает с осью горелки и является нормальной к плоскости свариваемых деталей. Оси электродов находятся на образующей конуса, вершина которого лежит на центральной оси горелки возле среза сопла, формирующего плазму, а сам конус обратный к выходной части горелки. Лазерно-плазменная сварка происходит при формировании электрической дуги между электродом (по меньшей мере, одним) и обрабатываемой деталью. Такой разряд при помощи продувки газа через выходное сопло образует плазму. Плазма, выходя через сопло, создает совместно с лазерным излучением гибридный лазерно-дуговой разряд.

Недостатком описанной конструкции является возможность попадания в оптический тракт, по которому подается лазерный пучок, отраженного от сварочной ванны излучения. При этом суще-

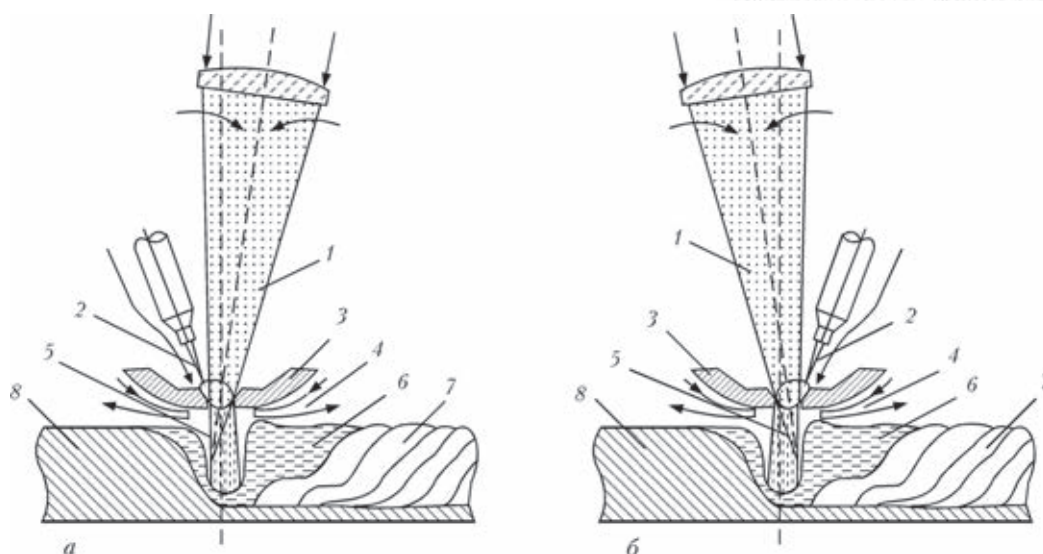


Рис. 5. Схемы процесса гибридной лазерно-плазменной сварки с расположением плазменной горелки перед (а) и за (б) лазерным пучком [15]: 1 — сфокусированное лазерное излучение; 2 — неплавящийся электрод; 3 — плазмообразующее сопло; 4 — защитный газ; 5 — плазменный разряд; 6 — сварочная ванна; 7 — металл шва; 8 — основной металл

ствует большая вероятность разрушения оптических элементов тракта. Особенно опасным в этом плане является случай сварки алюминиевых сплавов из-за больших значений их коэффициентов отражения лазерного излучения.

На рис. 3, а и 4 приведены схемы конструкций гибридных лазерно-плазменных сварочных головок, в которых фокусирующая излучение система и плазменная горелка (плазмотрон) используются раздельно. Основным преимуществом таких конструкций является возможность реализации гибридной сварки с использованием существующего сварочного оборудования, т.е. без необходимости создания специализированного интегрированного гибридного плазмотрона (например, приведенного на рис. 2 и 3, б). К недостатку конструкций с раздельными составляющими гибридного процесса относятся достаточно большие углы наклона оси электрода плазмотрона, что снижает эффективность его использования.

Поэтому актуальной является задача использования такого способа лазерно-плазменной сварки, при котором электрическая дуга, формируемая между электродом (как минимум одним) и обрабатываемой деталью, при помощи продувки газа через выходное сопло создает плазму, а выводимое через это же сопло лазерное излучение способствует созданию лазерно-дугового разряда. При этом угол наклона оси сфокусированного лазерного излучения должен выбираться таким, чтобы устранить опасность попадания отраженного излучения на оптические поверхности, а угол между осями электрода и сфокусированного излучения — минимально возможным. Предварительно подытоживая вышесказанное можно сказать, что наилучшими схемами лазерно-плазменной сварки являются схемы, показанные на рис. 5.

Еще одной сравнительно недавней технологической разработкой является гибридный лазерно-плазменный процесс с порошковым присадочным материалом [17]. Схема реализации такого процесса приведена на рис. 6. Основными его преимуществами являются устранение энергетических потерь, связанных с теплоотводом в присадочную (или электродную) проволоку, и улучшение условий плавления порошковых присадок из-за их низкой теплопроводности. Эти преимущества дают возможность повысить скорость сварки без повышения погонной энергии.

Одной из важнейших особенностей лазерно-плазменной сварки является возможность удаления окисной пленки Al_2O_3 при сварке алюминиевых сплавов за счет так называемой катодной очистки. Процесс катодной очистки заключается в разрушении тугоплавкой окисной пленки в преде-

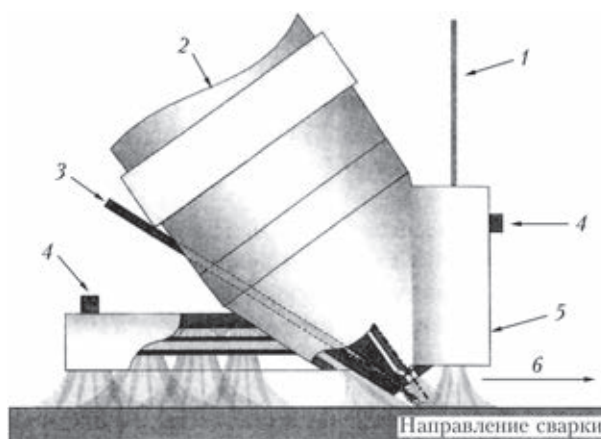


Рис. 6. Схема гибридной лазерно-плазменной сварки с плазменной дугой прямого действия и порошковой присадкой [17]: 1 — лазерное излучение; 2 — плазмообразующий газ; 3 — порошок с транспортирующим газом; 4 — защитный газ; 5 — трубка, через которую подается излучение; 6 — направление сварки



лах зоны катодного пятна, хаотически движущегося по поверхности алюминиевого сплава, которое может происходить даже без оплавления этой поверхности. Согласно работе [18], механизм такой очистки заключается в следующем. При ионной бомбардировке молекулам окисной пленки сообщается кинетическая энергия, которая преобразуется в механическую энергию колебаний. Если эта энергия превышает энергию диссоциации молекулы Al_2O_3 , последняя распадается на атомы, которые покидают поверхность.

На практике использование описанного эффекта получило широкое распространение при сварке алюминиевых сплавов. Так, с использованием катодной очистки при плазменно-дуговой сварке разнополярными импульсами проводилась сварка внешних топливных баков космического корабля Shuttle, различных балочных конструкций и др. [19]. При сварке сплавов на основе алюминия лазерным излучением также делались попытки устранения окисной пленки [20, 21]. Особенно актуальна эта задача при лазерной сварке корпусов автомобилей из алюминиевых сплавов [22]. Однако наибольшую эффективность при сварке этих сплавов с одновременной очисткой соединяемых кромок, по мнению авторов работ [12, 23], имеет гибридная лазерно-плазменная сварка. Она позволяет достигать качественной очистки даже на достаточно высоких (до 300 м/ч) скоростях сварки.

Стоит отметить ряд работ, посвященных сравнению особенностей лазерной, дуговой (плазменной) и гибридной сварки. Так, в работе [24] исследуются перспективы применения плазмы, дуги с плавящимся и неплавящимся электродом в инертном газе для гибридной лазерной сварки. В работе [25] анализируются отличия гибридных лазер-TIG процессов сварки при использовании в них излучений CO_2 - и Yb:YAG-лазеров, т.е. излучений с длиной волны 10,6 и 1,03 мкм соответственно. Показано, что с уменьшением длины волны поглощение и преломление лазерного излучения в дуговой плазме снижается. В работе [26] сравниваются результаты лазерной (излучением CO_2 -лазера) и гибридной (CO_2 -лазер+TIG) сварки T-образных соединений при изготовлении несущих каркасов из нержавеющей стали. При этом показана перспективность гибридного процесса. А вот при сварке оцинкованных стальных листов для изготовления корпусов автомобилей отдают предпочтение излучению Nd:YAG-лазера [27].

Достаточно большое внимание во многих работах уделялось металлографическим особенностям и прочностным характеристикам сварных соединений, получаемых лазерным, гибридным или другим способом (например, [28–30]). Изучались остаточные напряжения в металле шва, что осо-

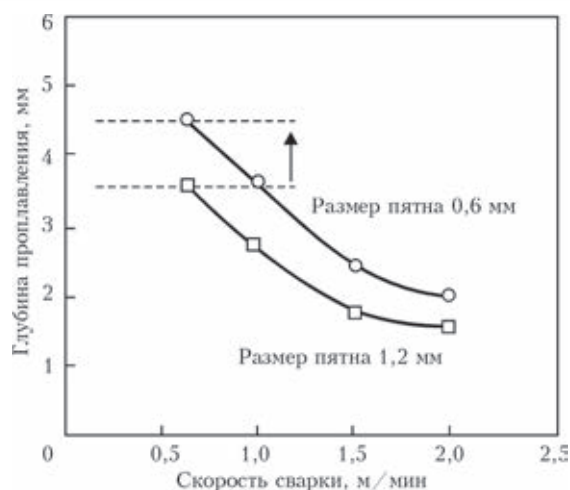


Рис. 7. Влияние размера пятна фокусирования лазерного излучения на глубину проплавления пластины стали SUS304 ($\delta = 5$ мм) [39]. Мощность 2 кВт, защитный газ — аргон.

бенно актуально при сварке титановых сплавов для задач авиационной промышленности [31]. Исследовались новые механизмы гибридных процессов [32] и их технологические особенности. Среди последних следует отметить изучение: влияния давления защитного газа на лазер-MIG сварку [33]; результатов лазерно-дуговой сварки титановых сплавов [34]; гибридной сварки излучением Nd:YAG-лазера и MIG/MAG-процесса [35]; лазерно-микроплазменной сварки металлических фильтров с использованием нержавеющей присадочной проволоки [36]. Разрабатывались новые технологические приемы. Так, в работе [37] была предложена гибридная лазер-TIG сварка нержавеющей стали 304 с применением вращающегося двойного фокуса лазерного пучка. В работе [38] изучалось влияние относительного положения фокуса лазерного излучения и дуги с плавящимся электродом на формирование шва при гибридной сварке.

Особый интерес представляют различные технологические и конструктивные рекомендации, приводимые в работах по гибридной сварке. Так, например, для повышения глубины проплавления рекомендуется использовать короткофокусную оптику, позволяющую уменьшать размер фокального пятна (рис. 7) [39]. При использовании волоконных лазеров для гибридной сварки увеличение мощности излучения и уменьшение размера пятна фокусирования повышают эффективность процесса, как и при использовании других типов лазеров. В этом случае увеличение мощности излучения снижает сварочный ток, но не влияет на напряжение на дуге [40]. К некоторому увеличению глубины проплавления и уменьшению ширины шва может приводить расположение первой по ходу сварки электрической дуги в гибридном процессе (рис. 8). Также было установлено влияние на глубину проплавления расстояния между сфо-

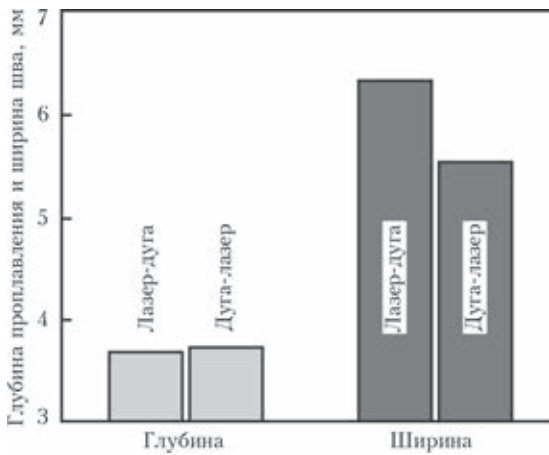


Рис. 8. Влияние на глубину проплавления и ширину шва взаимного расположения пучка CO_2 -лазера или дуги GMA при гибридной сварке стали HSLA-590 [41]

кусированным излучением и дугой [41]. Показано, что, если это расстояние превышает 5...7 мм, то гибридный эффект пропадает (рис. 9) [42].

Важным аспектом гибридной сварки является учет давления жидкого металла и давления дуги на сварочную ванну (рис. 10). Баланс сил этих давлений и сил поверхностного натяжения предотвращает вытекание жидкого металла ванны и позволяет вести гибридную сварку «на весу», т.е. без применения технологических подкладок, усложняющих процессы сварки и последующей обработки. Отметим, что обычно объем переплавленного металла при гибридной сварке больше, чем при лазерной (рис. 11). Это обстоятельство может способствовать увеличению глубины проплавления при сварке стыковых соединений с некоторым зазором (см. рис. 12) между свариваемыми кромками за счет заполнения жидким металлом этого зазора [43].

При гибридной лазерно-плазменной сварке лазерный пучок и плазменную дугу стараются расположить как можно ближе к обрабатываемому изделию. Одним из вариантов достижения этого условия является использование трубчатого катода, через который пропускают сфокусированное лазерное излучение (рис. 1, а) [1, 44]. Другим вариантом является использование катода, наклоненного под определенным углом (рис. 4). Обычно этот угол является довольно значительным (например, около 45° [44, 45]), что ослабляет эффект действия плазмы. В работах [46–48] показана актуальность уменьшения угла наклона катода к поверхности изделия и угла между катодом и осью лазерного пучка.

К основным задачам гибридной лазерно-плазменной сварки относится не

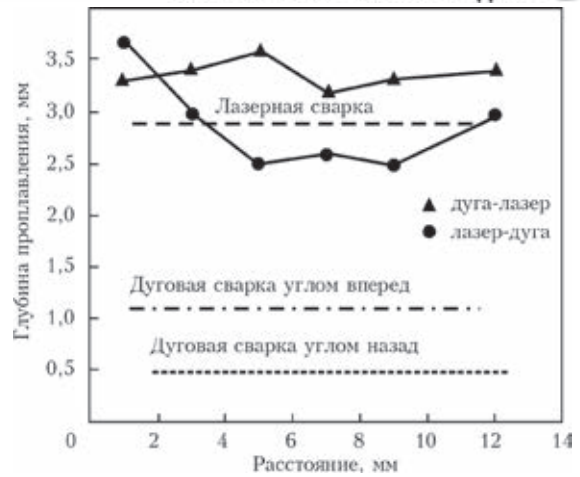


Рис. 9. Влияние расстояния между пучком Nd:YAG-лазера и дугой с неплавящимся электродом, а также их взаимного расположения, на глубину проплавления нержавеющей стали 304 [42]

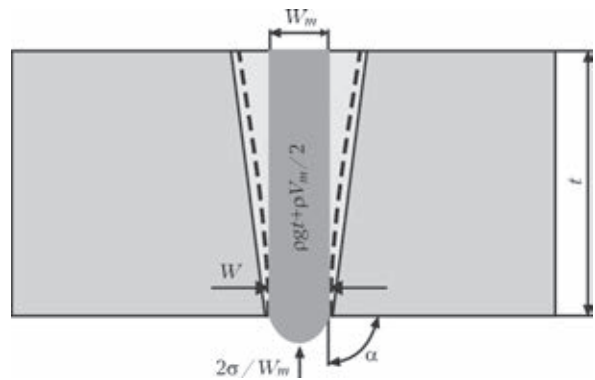


Рис. 10. Баланс давлений в корневой части сварочной ванны [6]

Поперечное сечение		Ток дуги
Лазер	Дуга-лазер	
		100 А
		150 А
		200 А

Рис. 11. Сравнение проваров в аустенитной нержавеющей стали AISI304 ($\delta = 5$ мм), выполненных Nd:YAG-лазером ($P = 1,7$ кВт) и гибридным способом в сочетании этого лазера с дугой неплавящегося электрода со скоростью 10 мм/с на различных сварочных токах [42]

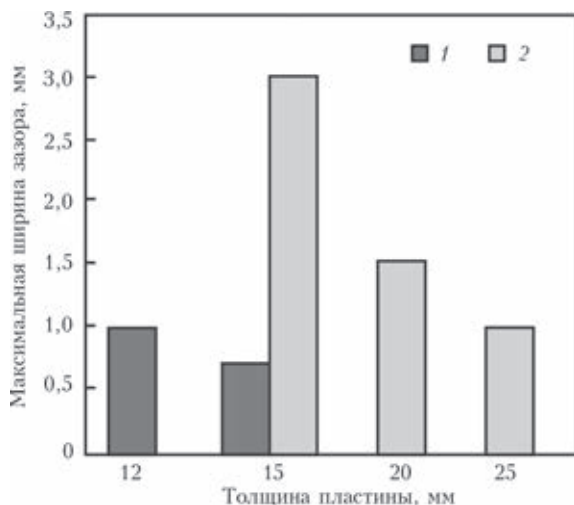


Рис. 12. Зависимость максимальной ширины зазора между кромками свариваемых пластин от их толщины и пространственного положения (1 — сварка в нижнем положении; 2 — сварка горизонтальным швом) [43]

только дуговой подогрев металла изделия для повышения поглощающей способности, но и модификация сварочного термического цикла для снижения скорости охлаждения после сварки [45]. Это позволяет снизить содержание хрупких структур, склонных к разрушению при эксплуатации. Также, наличие плазменной составляющей позволяет снизить требования к качеству сборки свариваемых стыков по сравнению с лазерной сваркой. Однако эти требования являются более высокими по сравнению с лазер-TIG сваркой [49].

В работе [47] описаны эксперименты по лазерно-плазменной сварке таких материалов, как низкоуглеродистая и нержавеющая сталь, титановые и алюминиевые сплавы толщиной 0,6...2,0 мм. Для этого использовали излучение CO₂-лазера мощностью до 400 Вт и сварочный ток до 50 А. Установлено, что лазерно-плазменный процесс может предотвратить образование «горков» при высокоскоростной сварке тонких листов. Допуски по зазору между кромками стыка составляют от 0,15 до 0,50 мм при скорости сварки 2 м/мин (~ 33 мм/с).

Согласно прогнозам, сделанным в работе [50], гибридная сварка позволит увеличивать производительность на 300...500 % при снижении себестоимости на 55 %. При этом затраты на расходные материалы снизятся примерно вдвое, что позволит снизить себестоимость процесса сварки примерно на четверть. Еще одним важным аспектом является уменьшение ширины швов, полученных гибридным способом, по сравнению со швами, сваренными дуговыми способами, что снижает металлоемкость сварной конструкции.

Выводы

Таким образом, можно заключить, что перспективы промышленного внедрения гибридной

лазерно-плазменной сварки связаны с ее экономическими и технологическими преимуществами. Экономические заключаются в частичной (до 50 %) замене достаточно дорогой лазерной мощности значительно более дешевой плазменной, а также в снижении энергозатрат процесса за счет возможности замены присадочной проволоки соответствующим порошком или полного отказа от присадочного материала. Технологические преимущества заключаются в уменьшении остаточных термических деформаций, снижении требований к подготовке свариваемых кромок (включая возможность сварки кромок с зазором переменной ширины), получению возможности катодной очистки алюминиевых сплавов непосредственно при их сварке, увеличении глубины проплавления и повышению производительности процесса в несколько раз по сравнению с плазменной сваркой и примерно на 40 % по сравнению с лазерной [45]. Внедрение лазерно-плазменной сварки способно изменить существующие взгляды технологов на сварочный процесс и конструкторов на проектирование сварных конструкций. Промышленное применение лазерно-плазменной сварки, в первую очередь, связано с решением задач соединения титановых и алюминиевых сплавов, а также нержавеющих сталей в диапазоне толщин 0,3...15,0 мм.

1. Кривцун И.В. Комбинированные лазерно-дуговые процессы обработки материалов и устройства для их реализации. Автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.09.10 – Электротермические процессы и установки. – Киев: Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, 2002. – 393 с.
2. Steen W.M., Eboo M. Arc augmented laser welding // Metal Construction. – 1979. – 11, № 7. – P. 332–335.
3. Steen W.M. Arc augmented laser processing of materials // J. of Applied Physics. – 1980. – 51, № 11. – P. 5636–5641.
4. Патент 1547172 Великобритания, МКИ В 23 К 26/00, 9/00. Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating / W.M. Steen. – Оpubл. 06.06.79.
5. Bagger C, Olsen F.O. Review of Laser Hybrid Welding // J. of Laser Applications. – 2005. – 17, № 1. – P. 2–14.
6. Progress in Laser-MAG hybrid welding of high strength steels up to 30 mm thickness / D. Petring, C. Fuhrmann, N. Wolf, R. Poprawe // Proc. of Intern. Congress of Applications of Laser and Electro-Optics, ICALEO, 2007, Orlando, Florida (USA) – Orlando: LIA, 2007. – P. 300–307.
7. Shibata K., Sakamoto H., Iwasa T. Laser-MIG hybrid welding of aluminium alloys // Welding in the World. – 2006. – 50, № 1/2. – P. 27–34.
8. Лазерная техника фирмы Trumpf // Электронный ресурс. Режим доступа: <http://www.trumpf-laser.com>
9. Продукция ООО НТО «ИРЭ-Полус» // Электронный ресурс. Режим доступа: <http://www.ntoire-polus.ru>
10. Пат. 5700989 США, МКИ В23К 26/00, 10/00. Combined laser and plasma arc welding torch / I.S. Dykhno, I.V. Krivtsun, G.N. Ignatchenko. – Оpubл. 23.12.97. Пат. US6388227 В1 США. Combined laser and plasma-arc processing torch and method. / I. Dykhno, G. Ignatchenko, E. Bogachenkov. – Оpubл. 14.05.2002.
11. Пат. US6388227 В1 США. Combined laser and plasma-arc processing torch and method / I. Dykhno, G. Ignatchenko, E. Bogachenkov. – Оpubл. 14.05.2002.
12. Гибридная лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов / И.В. Кривцун, В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин и др. // Автомат. сварка. – 2007. – № 5. – С. 49–53.



13. Пат. 5866870 США, МКИ В23К 10/00, 26/00. Enhanced laser beam welding / R.P. Walduck. – Опубл. 02.02.99.
14. Kim C.H., Ahn Y.H., Kim J.H. CO₂ Laser-micro plasma arc hybrid welding for galvanized steel sheets // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2011. – V.21, Supplement 1. – P. 47–53.
15. Кривцун И.В., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. Гибридная лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей // Автомат. сварка. – 2013. – № 3. – С. 48–52.
16. Пат. WO2003089185 А1 США. Laser material machining using hybrid processes. / D. Petring. – Опубл. 30.10.2003.
17. Qualification of Nd:YAG and CO₂ laser plasma hybrid welding with filler material powder / K. Stelling, M. Lammers, H. Schobbert et al. // Welding and Cutting. – 2006. – 5, № 6. – P. 330–334.
18. Микроплазменная сварка / Б.Е. Патон, В.С. Гвоздецкий, Д.А. Дудко и др. – Киев: Наук. думка, 1979. – 248 с.
19. Kexuan Ch., Heqi L., Chunxu L. Cathodic cleaning in variable polarity plasma arc welding of aluminum alloys // China Welding. – 2003. – № 2. – P. 168–170.
20. Bingkun Z. Study of processing parameters of CO₂-laser welding on aluminum alloys / Z. Bingkun // Chinese Journal of Lasers. – 2000. – № 2. – P. 183–186.
21. Joint Performance of CO₂ Laser beam welding 5083-h321 aluminum alloy / Q. Junfeng, Z. Dongyun, X. Rongshi et al. // China Welding. – 2007. – № 2. – P. 40–45.
22. CO₂-Laser welding of 5a06 aluminum alloy plates with different thicknesses / Y. Shu-rong, F. Ding, X. Jin-hui, C. Jian-hong // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2006. – № 3. – P. 1407–1410.
23. Хаскин В.Ю. Развитие лазерной сварки алюминиевых сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона (Обзор) // Автомат. сварка. – 2013. – № 5. – С. 52–57.
24. Bagger C., Olsen F.O. Comparison of plasma, metal inactive gas (MIG) tungsten inactive gas (TIG) processes for laser hybrid welding // 22nd Intern. Congress on Applications of Laser and Electro-Optics, 13–16 Oct. 2003, Jacksonville, Florida, USA. – Jacksonville: LIA, 2003. – P. 11–20.
25. Characteristics comparison of laser-TIG arc interaction using high power CO₂ and Yb:YAG Laser / W. Shikai, X. Rongshi, Y. Wuxiong, C. Kai // Chinese Journal of Lasers. – 2010. – № 10. – P. 2667–2671.
26. Shikai W., Rongshi X., Kai C. CO₂-laser welding and co₂ laser-tig hybrid welding of thin walled stainless steel butt joint from the base plate side // Electromachining & Mould. – 2009. – № 6. – P. 29–33.
27. Monitoring and phenomena observation during YAG laser lap welding of Zn-coated steel sheets / S. Katayama, M. Mizutani, T. Tarui, K. Mori // J. of Lanzhou University of Technology. – 2004. – № 4. – P. 31–36.
28. Microstructure and mechanical properties of wrought magnesium alloy AZ31B Welded by Laser-TIG Hybrid / L. Liming, S. Gang, W. Jifeng, L. Guoli // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2004. – 14, № 3. – P. 550–555.
29. Microstructures and toughness of weld metal of ultrafine grained ferritic steel by laser welding / X. Zhang, W. Chen, C. Wang et al. // J. of Materials Science & Technology. – 2004. – № 6. – P. 755–759.
30. Wenquan W., Daqian S., Chungyun K. Macrostructural and microstructural features of 1000 MPa Grade TRIP Steel Joint by CO₂-Laser Welding // China Welding. – 2008. – № 2. – P. 1–7.
31. Test of residual stress in laser beam welding and TIG welding joints of aeronautical titanium alloy plate / H. Xiaodong, Z. Jianxun, P. Zuo, G. Shuili // Welding & Joining. – 2003. – № 10. – P. 26–29.
32. New development of mechanisms of laser-TIG arc hybrid welding / X. Yuan, S. Yonglun, H. Kunping, Y. Xiaohong // Welding & Joining. – 2008. – № 12. – P. 21.
33. Influence of shielding gas pressure on welding characteristics in CO₂ laser-mig hybrid welding process / Y. Chen, Z. Lei, L. Li, L. Wu // Chinese Optics of Letters. – 2006. – № 1. – P. 33–35.
34. Laser-Arc hybrid welding of titanium alloy / C. Li, L. Xiaoyan, H. Dingyong, G. Changshi // Welding & Joining. – 2009. – № 7. – P. 60–64.
35. Zhen L., Guoliang Q., Shangyang L. Development of YAG laser-MIG/MAG arc hybrid welding technology // Welding & Joining. – 2005. – № 9. – P. 9–12.
36. Fuzuo W., Jianping H., Feng X. Study on stainless steel wire screen mesh welding using micro-plasma arc welding // Hot Working Technology. – 2010. – № 1. – P. 128–130, 133.
37. Xiaohui L., Su W., Caiyun X. 304 stainless steel rotary-twin-focus laser-TIG hybrid welding // J. of Beijing University of Aeronautics and Astronautics. – 2008. – № 4. – P. 431–434.
38. Gao Zh., Huang J., Li Y. Effect of relative position of laser beam and arc on formation of weld in laser-MIG hybrid welding // Transactions of the China Welding Institution. – 2008. – № 12. – P. 69–73.
39. Ishide T., Tsubota S., Watanabe M. Latest MIG, TIG arc-yag laser hybrid welding systems for various welding products // 1st. International Symposium High-Power Laser Macro. – Osaka: SPIE, 2002. – P. 347–352.
40. Process monitoring and macrostructure examination of low laser power hybrid gas metal arc welding on A36 steel / C. Roepke, S. Liu, S. Kelly, R. Martukanitz // IIW Doc. IV-1030-10, 2010.
41. Liu Z., Kutsuna M. Metallurgical study on laser-MAG hybrid welding of HSLA-590 Steel // Proc. of laser materials processing conference ICALEO, 2005, Miami, Florida, USA. – Miami: LIA, 2005. – P. 127–133.
42. Naito Y., Mizutani M., Katayama S. Observation of keyhole behavior and melt flows during laser-arc hybrid welding // Proc. of intern. congress of applications of laser and electro-optics, ICALEO, 2003, Jacksonville (USA). – Jacksonville: LIA, 2003. – Section A. – P. 159–167.
43. Optimization research on laser-MIG composite welding for rear axle steel plate / Y. Yuan, M. Wouters, J. Powell et al. // Automobile Technology. – 2008. – № 1. – P. 54–57.
44. Кривцун И.В., Чиженко М.И. Основы расчета лазерно-дуговых плазматронов // Автомат. сварка. – 1997. – № 1. – С. 16–23.
45. Ках П., Салминен А., Мартикаинен Дж. Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки (Обзор) // Автомат. сварка. – 2010. – № 6. – С. 38–47.
46. Кривцун И.В., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. Лазерно-плазменная сварка нержавеющей сталей и алюминиевых сплавов // Доп. НАН України. – 2013. – № 3. – С. 76–82.
47. Сидорец В.Н., Бушма А.И., Хаскин В.Ю. Перспективы применения гибридной лазерно-плазменной сварки нержавеющей сталей в машиностроении // Вісник Донбас. держ. машинобудівної академії. – 2012. – № 3(28). – С. 244–246.
48. Технологические особенности лазерной, микроплазменной и гибридной лазерно-микроплазменной сварки алюминиевых сплавов / В.Д. Шелягин, А.М. Оришеч, В.Ю. Хаскин и др. // Автомат. сварка. – 2014. – № 5. – С. 35–41.
49. Walduck R.P., Biffin J. Plasma arc augmented laser welding // Welding and Metal Fabrication. – 1994. – № 4. – P. 172–176.
50. Пауль К., Ридель Ф. Гибридная лазерная сварка – объединяющая усилия // Фотоника. – 2009. – № 1. – С. 2–5.

Поступила в редакцию 23.03.2015



АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИИ ЭЛЕКТРОДОВ НА МЕДНО-ХРОМОВОЙ ОСНОВЕ ПРИ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКЕ

Ч. НАЧИМАНИ

Университет Малайя. 50603, Куала Лумпур, Малайзия. E-mail: nachicharde@yahoo.com

Данная работа представляет экспериментальное исследование съемных концов электродов второго класса (медно-хромовых) компании RMWA, выполненное при помощи контактной точечной сварки углеродистой и нержавеющей стали. Пара одинаковых по размеру закругленных съемных концов электродов (5 мм диаметром) прошла 900-кратное использование. Съемные концы электрода со временем заостряются и заменяются при помощи заправника для электродов после выполнения приблизительно четырехсот сварных точек. Коэффициент ухудшения рабочих характеристик медно-хромовых электродов имеет непосредственное влияние на геометрию шва соединений из углеродистых и нержавеющей сталей, что оказывает косвенное воздействие на прочность соединения. Съемные концы электродов, которые были использованы 900 раз, подвергали микроструктурному анализу. В результате во внутренней структуре было обнаружено несколько трещин. Внутренние трещины появляются из-за постоянного нагрева и воздействия пневматического давления только в подвижном съемном конце верхнего электрода по сравнению с нижним статическим электродом в машине для точечной сварки мощностью 75 кВ·А. Образование грибовидных деформаций на конце электрода также является негативным фактором для поверхности шва, поскольку снижает устойчивость процесса при сварке. Данный эксперимент показывает, что образование грибовидных деформаций кажется более вероятным со стороны верхнего электрода, чем нижнего. Увеличение диаметра поверхности конца электрода из-за эффекта образования грибовидных деформаций приводит к появлению нехарактерной геометрии шва, что в результате делает его внешний вид неоднородным и впоследствии приводит к выгоранию (выталкиванию). Библиогр. 21, рис. 9.

Ключевые слова: точечная сварка, образование грибовидных деформаций на электроде, деградация электрода, ухудшение характеристик электрода

Соединение углеродистых и нержавеющей сталей точечной сваркой рекомендуют выполнять сплавами класса два от компании «Resistance Welder Manufacturers Association» (RMWA) [1]. Основой для подобных рекомендаций является более высокая износостойкость, термостойкость и высокая стойкость к коррозии [2]. При отсутствии комбинации материалов чистая медь внутри будет мягкой и при ответственных применениях преждевременно разрушится [3]. Таким образом, комбинация материалов является хорошим решением для производства съемных концов электродов, поскольку обеспечивает более высокие качества, особенно в плане механических и электрических свойств. Принимая во внимание указанное выше, в данной работе проводили практические испытания электродов на медно-хромовой основе посредством сварки приблизительно 900 пар швов на листах из углеродистой и нержавеющей стали. На рис. 1 представлена диаграмма состояния меди и хрома для сплавов на основе меди [4]. Она показывает, что хром легко растворим в температуре ликвидуса меди при нагреве выше 1076 °С и ниже 1860 °С. После затвердевания необходимо применение постоянного количества тепла для повторного расплавления [5]. Этот параметр очень важен

при сварке углеродистых и нержавеющей сталей, поскольку точка плавления углеродистой стали находится между 1426 и 1560 °С, нержавеющей стали между 1400 и 1450 °С. Растворяющиеся фазы меди и хрома фактически являются эвтектическими. Гранецентрированная кубическая решетка (FCC) будет образовываться в меди, тогда как объемно-центрированная кубическая будет формироваться в хrome, если процесс кристаллизации касается медно-хромового сплава.

В основном процесс сварки изменяют при помощи параметров сварки, к которым относится сварочный ток, время сварки, диаметр конца электрода и усилие на электродах [6]. Варьирование этих параметров определяет соответствующий прирост тепла для любого материала, на основе которого в основном прогнозируют прочность сцепления. В результате количество тепла, вырабатываемое в замкнутом пространстве между концами электродов, приведет к разрушению концов электродов. Еще один фактор, несомненно влияющий на разрушение концов электродов — это прижимающее усилие электрода, которое в данном исследовании обеспечивается в основном пневмодавлением. Таким образом, каждый раз при прижатии электродов для удержания свариваемых материалов, влияние соударения концов электродов

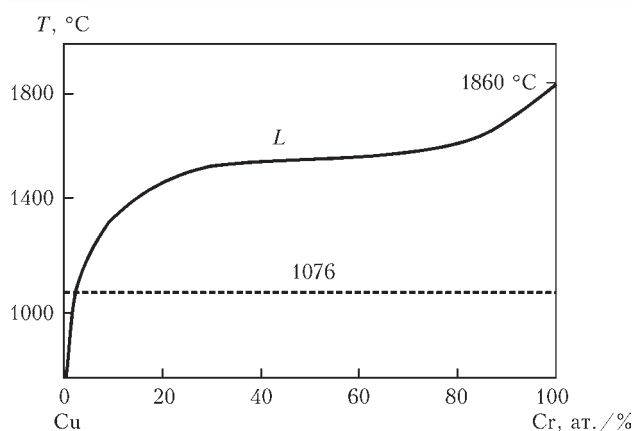


Рис. 1. Диаграмма состояния сплава медь–хром

на основной металл приводит к эффекту соударения металла или просто эффекту соударения, что в конце концов приводит к его усталости. Таким образом, в данном эксперименте исследовали образование грибовидных деформаций, деградацию, а также износ съемных концов медно-хромовых электродов при помощи машины для стыковой сварки мощностью 75кВ·А. Часть исследований, проведенных в этой работе, ранее публиковалась в работах, имеющих отношение к моделированию, определению предела прочности при растяжении и сдвиге, распределению твердости и металлургическом анализе, и, таким образом, эта информация не включена в данную статью, но соответствующие ссылки даны в работе [7].

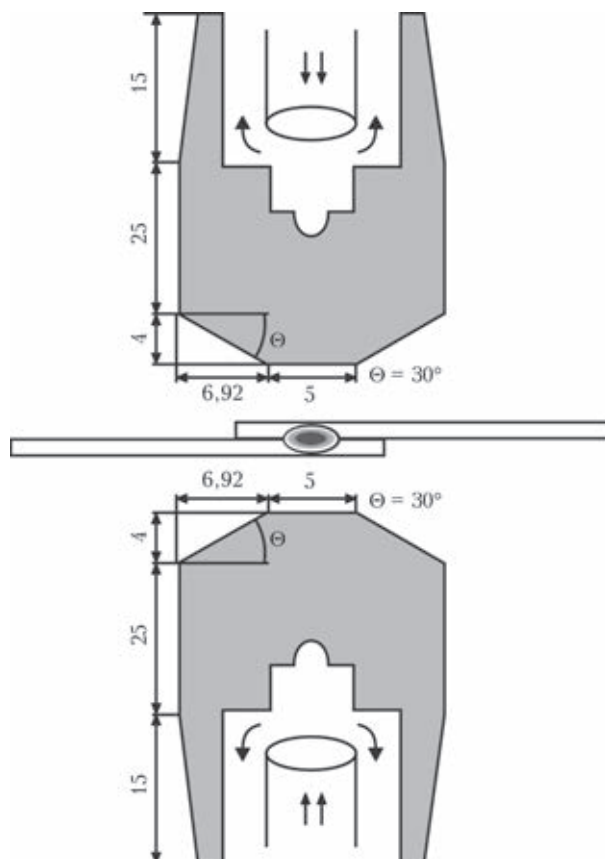


Рис. 2. Размеры электрода, контактирующего со свариваемым материалом

Экспериментальные данные. Основной металл имел прямоугольную форму длиной 200 мм, шириной 25 мм и толщиной 2 мм. Листы из нержавеющей стали имели следующий химический состав, мас. %: 0,046 С, 18,14 Cr, 8,13 Ni, 1,025 Mn, 0,506 Si, 0,004 S, 0,051 N и 0,030 P. Листы из углеродистой стали включали следующие химические элементы, мас. %: 0,23 С, 0,095 Mn, 0,006 Si, 0,050 S и 0,040 P. Твердость аустенитной нержавеющей стали составила *HRB* 86,2, тогда как для углеродистой стали она составляет *HRB* 65. Для соединения этих основных металлов, как показано на рис. 2, использовали пару усеченных водоохлаждаемых электродов диаметром 5 мм.

Свойства медно-хромовых электродов

Сплав CMW (класс 2)	C18200
Химические элементы, мас. %	
.....99,1 Cu, 0,10 Fe, 0,05 Pb, 0,60 Cr, 0,10 Si	
Твердость по Роквеллу (<i>HRB</i>)	70
Электропроводность, %	80
Прочность на растяжение (KSI)	70
Предел текучести (KSI)	55
Удлинение, % на 2 дюйма	21
Теплопроводность (Вт/м·К (мин))	187
Тепловое расширение (/К)	$9,8 \cdot 10^{-6}$

Было выполнено приблизительно 900 сварочных точек, а съемные концы затачивали для удаления грибовидных деформаций после выполнения 400 точек. Затем съемные концы электродов вынимали из держателя и отрезали по линии диаметра (посередине) при помощи абразивного режущего инструмента для формирования плоской поверхности. После разрезания по диаметру его закрепляли при помощи порошковой смолы в машине для горячей запрессовки, таким образом, чтобы было видно поперечное сечение съемных концов электродов. После этого закрепленные образцы были хорошо отполированы при помощи абразивной бумаги на основе кремния класса 1200/800p и 600/200p, а также полировочной ткани Metadi. Процесс полировки выполняют от 30 мин до часа для каждого образца до появления блестящей (зеркальноподобной) поверхности. Травильный раствор V2A, который состоит из 100 мл воды, 100 мл соляной кислоты и 10 мл азотной кислоты, используется для травления отполированных образцов. Образцы погружают в емкость на 45...60 мин. После этого образцы хорошо промывают простой водой, просушивают воздуходувкой, наносят антикоррозионную жидкость и размещают в вакуумной камере для сканирования электронным микроскопом. Этих подготовительных шагов и использование указанных выше материалов достаточно для получения корректных микро- и макрофотоснимков для анализа.

Результаты и обсуждение. Сварные точки на углеродистых, нержавеющей и смешанных ста-

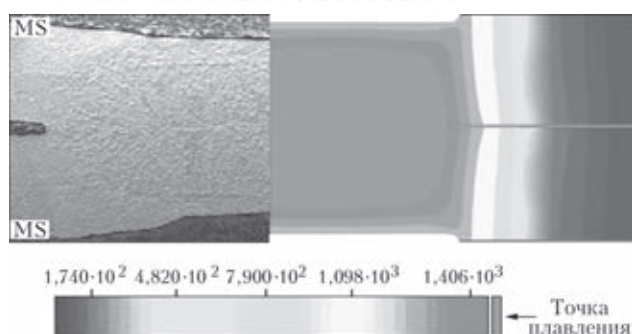


Рис. 3. Распределение температуры в изделиях из низкоуглеродистых сталей

лях. Обычные опасения по поводу точечной сварки углеродистых и нержавеющей сталей, как правило, касаются неоднородности точек плавления в отдельных соединениях, а также теплового дисбаланса в разнородных соединениях [7]. В данном эксперименте оба момента рассматривали при нескольких сочетаниях параметров процесса, например, контролировали варьирование уровней сварочного тока по отношению к варьированию цикла времени сварки [7]. На рис. 3–5 показаны швы из углеродистой, нержавеющей сталей и смешанные швы, соответственно, выполненные при помощи электродов со съёмными концами на медно-хромовой основе. Слева на рис. 3–5 представлены соответствующие расчеты при помощи SORPAS, в которых четко показаны максимальные температуры до начала процесса кристаллизации; тогда как на левой части рисунка показаны реальные швы после окончательного завершения процесса кристаллизации. Цветные изображения используются для анализа зон расплава, а также близлежащих областей с целью четкого распределения зон термического влияния, а также зон распространения тепла. Основным моментом является то, что электроды со съёмными концами на медно-хромовой основе оказывают значительное влияние на формирование качественных швов из углеродистой, нержавеющей стали и комбинации материалов, но при длительном использовании они изнашиваются.

Эффект образования грибовидных деформаций на электроде. Съёмные концы электродов

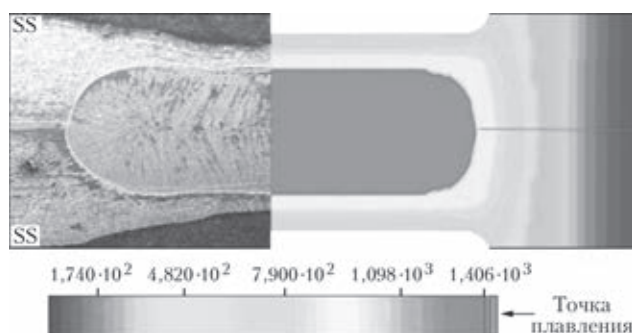


Рис. 4. Распределение температуры в изделиях из нержавеющей стали

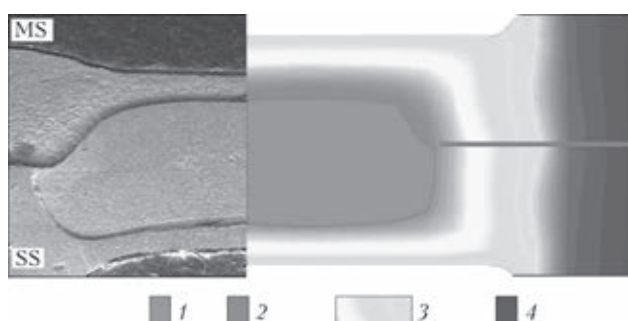


Рис. 5. Распределение температуры в изделиях из углеродистой и нержавеющей стали: 1 — зона сплавления; 2 — ЗТВ; 3 — зона распространения тепла (ЗРТ); 4 — основной металл

класса два для точечной сварки в основном изготавливаются из медных и хромосодержащих материалов, которые являются основными компонентами согласно классификации RMWA [8]. Они включают двухфазную смесь хрома и альфа-меди как основных химических элементов, тогда как остальные находятся в меньшинстве. Изменение свойств происходит при повышении температуры ($Q = I^2 R t$) вследствие выделения хрома из твердого раствора. Согласно фактам, при нагреве электрода вместе с металлом вероятно образование новых видов сплавов [9, [0]. Это та ситуация, когда выделение хрома из твердого раствора легко обнаружить [11, 12]. Эта информация также подтверждается микроструктурным анализом съёмных концов электродов, как показано на рис. 6. Поскольку процесс сварки повторно выполняли на углеродистых и нержавеющей сталях, эффект образования грибовидных деформаций увеличивался вследствие воздействия тепла на поверхности концов электродов. Это просто увеличение площади A конца электрода, которое приводит к падению контактного сопротивления ($R = \rho l / A$) по отношению к эффективности процесса сварки [13, 14]. В данном исследовании рабочий конец электрода с обеих сторон изначально имел диаметр 5 мм и он был частично подвергнут грибовидному деформированию. Диаметр рабочего конца верхнего электрода увеличился до 7,458 мм, тогда как диаметр рабочего конца нижнего электрода возрос до 7,238. На рис. 7 показан износ рабочего конца электрода после 900-кратного использования.

Чтобы изучить износ съёмных концов электрода после 900-кратного использования, его сканировали на определение глубоких структурных изменений. Точка A на рис. 6 отображает съёмный конец, который непосредственно подвергался воздействию тепла от расплава основного металла (максимум $\approx 1600^\circ$), точки B и C — это следующие точки в направлении электрододержателя, которые также подвергаются воздействию теплового потока, но охлаждаются водой, проходящей внутри. Таким образом, коэффициент меди постепенно уменьшается от точки A к точке C . При по-

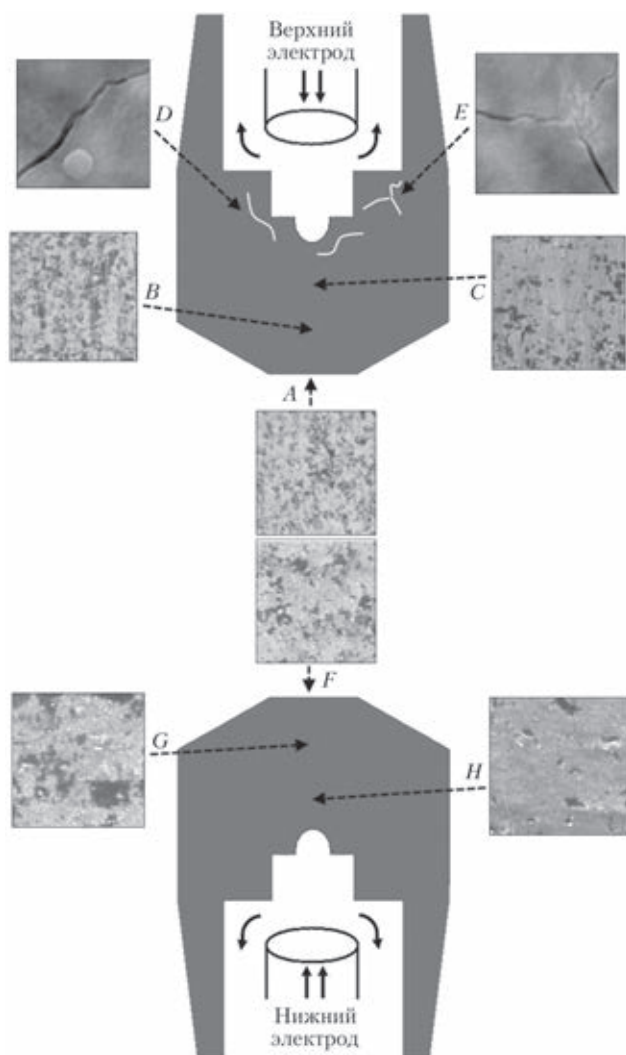


Рис. 6. Микроструктурные проекции электрода

мощи микроструктурного анализа показано, что на съемном конце выделение хрома больше (точка *A*) из-за непосредственного воздействия тепла, которое больше порога точек плавления медно-хромовых сплавов (рис. 1). Точка *B* неким образом сбалансирована в соотношении медь–хром, которое находится между точками *A* и *C*. Тем не менее, различие в скоростях охлаждения в точке *C* из-за охлаждения водой (4 л/мин), которая проходит внутри электрододержателей, предотвращает выделение хрома, но приводит к внутренним трещинам в съемном конце верхнего электрода. В съемном конце нижнего электрода наблюдаются те же явления (точки *F*, *G* и *H* на рис. 6), что и в съемном конце верхнего электрода в рамках изменения химических свойств, но при этом благодаря его статическому положению при сварке внутренние трещины отсутствуют. Теоретически нагретые и охлажденные поверхности концов электрода претерпевают аналогичное воздействие, такое же как при отжиге и закалке при обработке металлов [15]. Отжиг медно-хромовых сплавов со временем может приводить к пластичности [16].

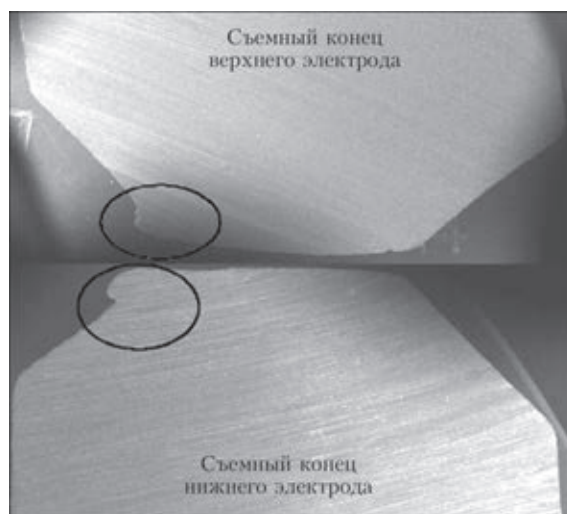


Рис. 7. Макрошлиф съемных концов электрода после одностороннего износа

Было выполнено графическое сравнение химического распределения медно-хромового сплава для обоих съемных концов электрода и обнаружены аналогичные признаки появления частичных выделений из твердого раствора.

Диаметр концов электродов измеряли после каждых ста применений и результат показан на рис. 8. Процесс образования грибовидных деформаций на съемном конце верхнего электрода немного более значительный, чем на нижнем, поскольку ему необходимо выдерживать силу прижима (ударную силу), так как процесс прижима постоянен. Значительные деформации на концах электродов наблюдали после выполнения первой очистки от грибовидных деформаций. Диаметр конца превысил 7 мм после 900-кратного использования, что требует расширения комбинирования параметров контроля (сварочного тока, времени сварки и усилия на электродах) [17].

Распределение твердости. Процесс точечной сварки со временем снижает твердость мед-

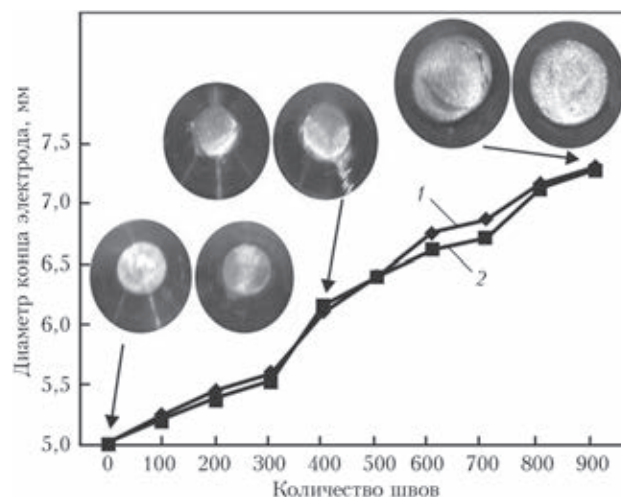


Рис. 8. Физические изменения в съемных концах электродов в результате процесса очистки от грибовидных деформаций: 1 — верхний рабочий конец; 2 — нижний

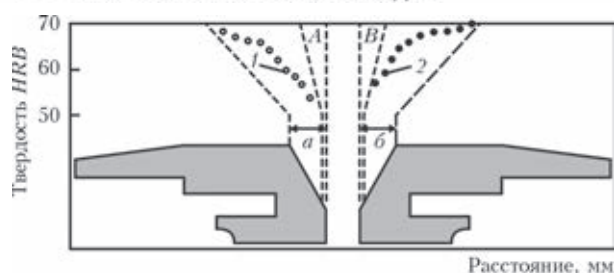


Рис. 9. Распределение твердости на концах электродов после 900-кратного использования: 1, 2 — соответственно точки замера твердости верхнего и нижнего съемного конца ($A = 0,22$ мм; $B \approx 0,21$ мм; $a = b = 4$ мм)

но-хромовых съемных концов электродов, особенно в его конечной области. Это происходит по причине того, что воздействие обоих концов электрода направлено на герметизацию тепловыделения при формировании шва [18]. После того, как прилегающие поверхности металлов расплавились, соединились и сформировали новую смесь фаз, съемные концы электродов обеспечивают достаточное (но не излишнее) усилие для предотвращения утечки расплавленного металла [19]. Таким образом, такое поведение четко зависит от тесного контакта со свариваемыми металлами без формирования шероховатости [20]. В данном случае твердость имеет большее значение, и, следовательно, твердость верхнего и нижнего съемных концов измеряют по дистрибутивным моделям. Распределение твердости показано на рис. 9, для каждого электрода отдельно рассматривали десять точек замера. Затем съемные концы электродов, усеченные на 30° , замеряли по площади конической поверхности на расстоянии приблизительно первых четырех миллиметров (буквы a и b) (рис. 9). Буквы A и B отображают удаленные участки, и, следовательно, поэтому в них ничего не найдено. Необходимо отметить, что средняя твердость нового медно-хромового сплава класса 2 составляет приблизительно $HRB 70$. Это значение значительно сокращается на концах электродов и постепенно растет при увеличении расстояния от концов электродов к его задней части. Эта модель подтверждает предыдущие результаты о том, что выделение хрома на концах больше по сравнению с удаленными участками независимо от нижнего или верхнего расположения электрода. Тем не менее, твердость снижается немного быстрее в съемном конце верхнего электрода по сравнению с нижним. Таким образом, можно сделать вывод о снижении твердости съемных концов электродов (медно-хромовый сплав), что приводит к их деформации после определенного количества использования для сварки углеродистых, нержавеющей и смешанных сталей [21].

Выводы

1. Выделение хрома из твердого раствора в съемных концах электрода выше, чем в удаленных участках. Это происходит из-за герметизации тепловыделения при формировании точечных швов.
2. Выделение хрома из твердого раствора приводит к износу поверхности концов, а также их разрушению.
3. После 400-кратного использования диаметр конца электрода увеличивается приблизительно на 23 % по сравнению с начальным значением из-за влияния грибовидных деформаций.
4. В дальнейшем, после 500-кратного использования (после начальных 400), диаметр конца электрода увеличивается еще на 26 % от измененного значения, даже после заострения электродов.
5. Увеличение диаметра электрода на 49 % от первоначального значения (5 мм) наблюдается в случае с концом верхнего электрода, тогда как увеличение приблизительно на 44 % отмечают в случае с концом нижнего электрода.
6. Твердость съемного конца верхнего электрода сокращается приблизительно до $HRB 54$, а верхнего до $HRB 57$ по сравнению с начальным значением $HRB 70$.

1. Bower R.J., Sorensen C.D., Eager T.W. Electrode geometry in resistance spot welding // *Welding J.* – 1990. – P. 45–51.
2. Babu S.S., Santella M.L., Peterson W. Modelling resistance spot welding electrode life. – Oak Ridge National Laboratory, 2000.
3. Yeung K.S., Thornton P.H. Transient thermal analysis of spot welding electrodes // *Welding J.* – 1999. – P. 1–6.
4. Chakrabarti D.J., Laughlin D.E. The Chromium – Copper (Cu–Cr) system // *Bulletin of Alloy Phase Diagrams.* – 1984. – Vol 5, № 1.
5. Chen Z., Zhou Y., Scotchmer N. Coatings on resistance welding electrodes to extend life // *SAE International.* – 2005. – P. 1–4.
6. Nachimani C. Effect of spot welding variables on nugget size and bond strength of 304 austenitic stainless steel (2 mm) // *Australasian Welding J.* – 2012. – Vol 57. – P. 39–44.
7. Nachimani C., Farazila Y., Rajprasad R. Material characterizations of mild steels, stainless steels, and both steel mixed joints under resistance spot welding (2-mm sheets) // *Intern. J. of Advanced Manufacturing Technology.* – 2014.
8. Mathematical modeling of electrode cooling in resistance spot welding / Z.H. Rao, S.M. Liao, H.L. Tsai et al. // *Welding J.* – 2009. – P. 111–119.
9. Numerical modelling of electrode degradation during resistance spot welding using CuCrZr electrodes / G. Elise, C. Denis, R. Philippe et al. // *J. of Materials Engineering and Performance.* – 2014.
10. Chang B.H., Zhou Y. Numerical study on the effect of electrode force in small scale resistance spot welding // *J. of Materials Processing Technology.* – 2003. – 139. – P. 635–641.
11. Babu S.S., Joseph A. Carpenter long-life electrodes for resistance spot welding of aluminum sheet alloys and coated high-strength steel sheet // *Automotive Lightweighting Materials.* – 2010. – P. 229–236.
12. The effects of coating parameters on the quality of TiB–TiC composite phase coating on the surface of Cu–Cr–Zr alloy electrode / P. Luo, S. Dong, Z. Xie et al. // *Surface and Coatings Technology.* – 2014. – 253. – P. 132–138.
13. Effects of cone angle of truncated electrode on heat and mass transfer in resistance spot welding / Y. Bing Li, Ze Yu Wei, Ya



- Ting Li et al. // Intern. J. of Heat and Mass Transfer. – 2013. – **65**. – P. 400–408.
14. Bayraktar E., Moiron J., Kaplan D. Effect of welding conditions on the formability characteristics of thin sheet steels: mechanical and metallurgical effects // J. of Materials Processing Technology. – 2006. – **175**. – P. 20–26.
 15. Primož Podraž, Samo Simoncic. A machine vision-based electrode displacement measurement // Weld World. – 2014. – P. 58:93–99.
 16. Wei P.S., Wu T.H. Effects of electrode contact condition on electrical dynamic resistance during resistance spot welding // Sci. and Technology of Welding and Joining. – 2014. – **19**, № 2. – P. 173–180.
 17. Peng-Sheng Wei, Tzong-Huei Wu, Long-Jeng Chen. Joint quality affected by electrode contact condition during resistance spot welding // IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology. – 2013. – Vol. 3, № 12.
 18. Aravinthan A., Nachimani C. Analysis of spot weld growth on mild and stainless steel (1 mm) // Welding J. – 2011. – P. 143–147.
 19. Pouranvari M., Marashib S.P.H. Failure mode transition in AHSS resistance spot welds, Part I: Controlling factors. Materials Science and Engineering A. – 2010. – **528**. – P. 8337–43.
 20. Feramuz K. The effect of process parameter on the properties of spot welded cold deformed AISI304 grade austenitic stainless steel // J. of Materials Processing Technology. – 2009. – **209**. – P. 4011–19.
 21. Dursun O. An effect of weld current and weld atmosphere on the resistance spot weld ability of 304L austenitic stainless steel // Materials and Design. – 2008. – **29**. – P. 597–603.

Поступила в редакцию 27.04.2015

Юбилейная XX выставка «Пекин Эссен Сварка и Резка»

С 16 до 19 июня 2015 г. в новом Международном выставочном центре г. Шанхая на 80 тыс. кв. м была проведена юбилейная XX выставка «Пекин Эссен Сварка и Резка».

Выставка является важнейшим мероприятием в области сварки, резки и нанесения покрытий в Азии.

В выставке приняло участие 989 экспонентов из 28 стран, количество посетителей превысило 20 тыс. чел. Выставка «Пекин Эссен Сварка и Резка» (результат сотрудничества «Мессе Эссен», Китайского общества машиностроителей и Немецкого сварочного общества) в очередной раз подтвердила свой высокий статус.

На стенде «Сделано в Германии» были представлены новейшие разработки продуктов и услуг в области сварки 31 компании из Федеративной Республики Германии.

Следующая выставка «Пекин Эссен Сварка и Резка» будет проведена с 14 по 17 июля 2016 г. в г. Пекине.



По материалам пост-релиза выставки



РАСЧЕТ РАЗМЕРОВ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ НАПЛАВЛЕННОГО ИНДУКЦИОННЫМ СПОСОБОМ МЕТАЛЛА С НАЛОЖЕНИЕМ МЕХАНИЧЕСКОЙ ВИБРАЦИИ

В.С. СЕНЧИШИН, Ч.В. ПУЛЬКА

Тернопольский. нац. техн. ун-т им. И. Пулюя МОН Украины.
46001, г. Тернополь, ул. Руська, 56. E-mail: Viktor_Synchyshyn@i.ua

Возможность управления структурой наплавленного металла позволяет совершенствовать эксплуатационные свойства изделий. В данной работе исследованы процессы измельчения структуры наплавленного металла при наложении горизонтальной механической вибрации. Построена расчетная модель для определения параметров структуры металла типа сплава ПГ-С1, наплавленного индукционным методом с наложением механической вибрации. На основании полученных соотношений построены графические зависимости карбидных составляющих в наплавленном металле от амплитуды и частоты вибрации. Библиогр. 9, рис. 5.

Ключевые слова: наплавленный металл, индукционная наплавка, структура, вибрация, моделирование

В работах [1–3] делались попытки построения количественной теории влияния параметров механической вибрации на кристаллизацию металлических расплавов. В основу расчетов были положены идеи авторов работы [4] по оценке разрушения вибрационным полем коагуляционных структур в электролитах. В данной работе при построении математической модели измельчения структуры наплавленного металла типа высокоуглеродистого хромистого сплава ПГ-С1 (сормайт 1) вибрационным полем также использованы данные этих исследований [4].

Расчетная модель оценки влияния параметров вибрации на структуру наплавленного металла. В работе [5] по результатам экспериментальных исследований было показано, что приложение механических вибраций во время наплавки может неоднозначно влиять на характеристики наплавленного металла. Цель данной работы – создание математической модели, которая позволит расчетным методом определить оптимальные значения амплитуды и частоты вибрации, которые обеспечат наилучшие эксплуатационные характеристики наплавленного слоя. За критерий оптимальности выбрана величина карбидных включений наплавленного металла.

Рассмотрим систему (рис. 1) подложка, расплав металла на подложке, которая вибрирует вдоль поверхности наплавки с частотой ω и амплитудой a . Толщина расплава металла считается относительно малой [5].

В расплавленном металле при наплавке образуются объединения частиц металла в кластеры в результате коагуляции – слипания этих частиц

(рис. 1). Частицы, представляющие собой небольшие кластеры ($\geq 0,1 \mu\text{м}$), объединяются в большие по размеру ($\leq 100 \mu\text{м}$) [6]. Этот процесс проходит следующим образом [6]. Расплавленный металл рассматриваем как электролит. Между частицами расплавленного металла действуют силы различной природы (рис. 2). При приближе-

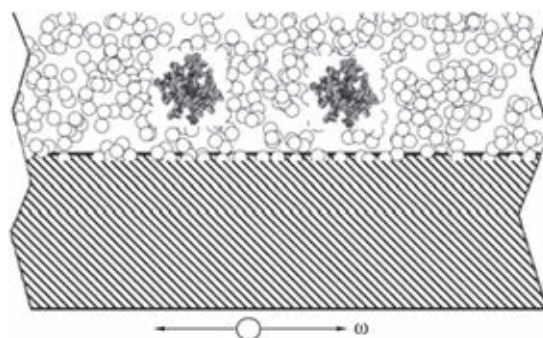


Рис. 1. Схема образования кластеров во время наплавки с вибрацией

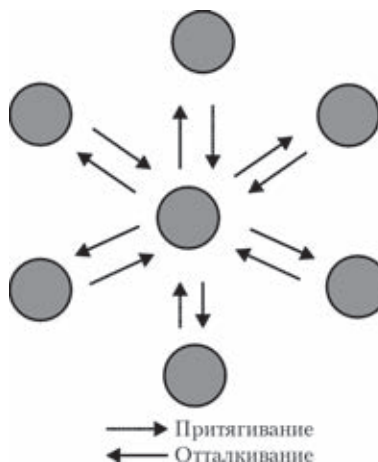


Рис. 2. Силевое воздействие между частицами в металлическом расплаве



нии частиц дисперсной фазы возникает расклинивающее давление жидкости металла, которая находится между ними. Это давление определяется молекулярными силами притяжения и электростатическими силами отталкивания. Силы притяжения – это силы Ван-дер-Ваальса, которые состоят из сил ориентационной, индукционной и дисперсионной взаимодействий. Силы отталкивания возникают при перекрытии диффузных слоев частиц.

Состояние системы определяется балансом энергии притяжения и энергии отталкивания, которое определяется уравнением

$$U = Be^{-kh} - Ah^{-2}, \quad (1)$$

где U — суммарная энергия взаимодействия частиц; B — множитель, который зависит от значения электрических потенциалов, свойств среды, температуры; k — величина, обратная толщине диффузного слоя; h — расстояние между частицами; A — постоянная молекулярных сил притяжения (постоянная Гамакера). На больших расстояниях между частицами суммарная энергия U будет отрицательная (дальний потенциальный минимум). На средних расстояниях (около 100 нм) энергия U будет положительная, что означает образование энергетического барьера, т. е. на этом расстоянии преобладают силы электростатического отталкивания. На близких расстояниях, где преобладают силы притяжения, суммарная энергия взаимодействия частиц U будет положительная (близкий потенциальный минимум). Если энергия, которая соответствует потенциальному барьеру, меньше средней кинетической энергии частиц, то они могут преодолеть электростатические силы отталкивания, приблизиться на очень малое расстояние (происходит перекрытие двойных электрических слоев), на котором преобладают молекулярные силы притяжения. В результате частицы слипаются (т.е. проваливаются в ближайшую потенциальную яму) (рис. 3). Эта глубокая потенциальная яма объясняет механическую прочность коагулята. Частицы на близких расстояниях прочно связываются за счет сил

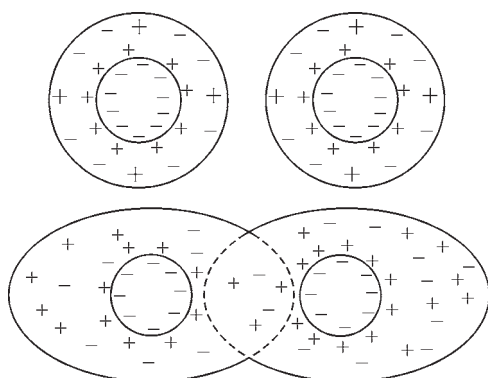


Рис. 3. Перекрытие двойных электрических слоев и слипание частиц в расплаве

Ван-дер-Ваальса, и агрегаты, которые образовались, приобретают некоторые свойства твердого тела. Если энергетический барьер высок, частицы не смогут его преодолеть и создать агрегаты.

Снижение энергетического барьера снижает и агрегатную устойчивость системы. Например, добавляя электролит, можно уменьшить толщину диффузного слоя и тем самым уменьшить силы отталкивания настолько, что энергетический барьер исчезает и частицы при сближении слипаются.

Таким образом, для частиц существует близкая и дальняя потенциальные ямы, глубину которых обозначим потенциальными составляющими соответственно E_1 , E_2 , а ширину h_1 , h_2 . Представим движение частиц диаметра D вблизи каждого потенциального минимума как колебания гармонического осциллятора соответственно с собственными частотами f_1 , f_2 , которые находим с решения уравнения Шредингера [4,7] приближенно следующим образом:

$$f_1 \approx \sqrt{E_1 h_1^{-2} m^{-1}}, \quad f_2 \approx \sqrt{E_2 h_2^{-2} m^{-1}}, \quad (2)$$

где величины E_1 , E_2 определяются на основе [4] таким образом:

$$E_1 = nBD[0,04h_1^{-1} - 0,5A_0(1 - \ln(12A_0h_1A^{-1}))], \\ E_2 = nBDh_2^{-2}(0,5 - \lambda^{-1}h_2^{-1}), \quad \lambda = \sqrt{8\pi q^2 N \epsilon^{-1} T^{-1}}. \quad (3)$$

Здесь A_0 , A , B — константы, которые зависят от свойств системы [4]; n — число ближайших к рассматриваемой частице в структуре; N — концентрация электролита (расплавленного металла); T — температура в энергетических единицах; q — заряд ионов электролита; ϵ — диэлектрическая постоянная; m — масса частицы.

В статических условиях критерий устойчивости структуры будет определяться [4] такими неравенствами:

$$E_1 > 0,5(\rho_0 - \rho)D^3gh_1, \quad E_2 > 0,5(\rho_0 - \rho)D^3gh_2. \quad (4)$$

$$E_1 > \beta T, \quad E_2 > \beta T. \quad (5)$$

Здесь ρ_0 , ρ — плотности дендрита и расплавленного металла; g — ускорение свободного падения; $\beta \approx 1$.

Рассмотрим влияние вибрации на структуру расплавленного металла в момент, когда в нем из кластеров среднего диаметра образовались дендриты большого размера H , что в данном случае соответствует неравенству

$$H^2 \gg \eta \omega^{-1} \rho^{-1}, \quad (6)$$

где η — средняя динамическая вязкость расплавленного металла.

Такие большие агрегаты не будут колебаться в расплавленном металле. Далее запишем колеба-



ния расплава с амплитудой a и частотой ω . При этом скорость $\dot{x}(t)$ колебания расплава вдоль поверхности наплавки по координате x можно записать следующим образом:

$$\dot{x}(t) = a\omega \sin \omega t. \quad (7)$$

Тогда сила P , которая действует на такую движущуюся частицу диаметром D , будет определяться согласно [4, 8] таким образом:

$$P \approx \eta D^2 h_1^{-1} a \omega. \quad (8)$$

Учитывая сказанное выше, запишем уравнение вынужденных колебаний рассматриваемой частицы дендрита соответственно в ближней потенциальной яме (ближняя коагуляция) под действием вибрации и внешних сил в таком виде [4, 7]:

$$\ddot{x} + 2\xi\dot{x} + f_1^2 x = Pm^{-1} \sin \omega t. \quad (9)$$

Здесь $\xi \approx m\eta D^2 m^{-1} h_1^{-1}$.

Линейное дифференциальное уравнение второго порядка с постоянными коэффициентами (9) решаем путем представления искомой функции $x(t)$ в тригонометрической форме. В результате этого получим такой закон колебания частиц в объеме дендрита:

$$x(t) = V_0 \sin(\omega t + \alpha_0), \quad (10)$$

где формально принято, что начальная фаза α_0 равна нулю, а амплитуда V_0 вынужденных колебаний частицы равна:

$$V_0^2 = P^2 m^{-2} [(\omega^2 - f_1^2)^2 + 4\xi^2 \omega^2]^{-1}. \quad (11)$$

Если частица диаметром D выпрыгнет при вибрации из потенциальной ямы, то это физически означает, что дендрит, состоящий из таких частиц, начнет разваливаться. Это возможно только тогда, когда амплитуда V_0 ее колебаний будет больше ширины ближней потенциальной ямы h_1 , т. е. выйдет за пределы действия поверхностных сил, или получит такую энергию, которая превосходит глубину потенциальной ямы E_1 и будет двигаться как бы при отсутствии поверхностных сил. На основании соотношений (3), (8) и (11) эти условия математически можно записать так:

$$V_0 \geq h_1. \quad (12)$$

$$mV_0^2 \omega^2 \geq E_1. \quad (13)$$

Подставим P и V_0 согласно с (8), (11) в (12), (13), в результате чего получим:

$$\omega^4 - \omega^2 (2f_1^2 - 4\xi^2 + \eta^2 D^4 m^{-2} a^2 h_1^{-4}) + f_1^4 \leq 0, \quad (14)$$

$$(E_1^{-1} \eta^2 m^{-1} D^4 h_1^{-2} a^2 - 1) \omega^4 + (2f_1^2 - 4\xi^2) \omega^2 - f_1^4 \geq 0. \quad (15)$$

Решая неравенства (14), (15) с учетом (2), и считая, что $m \approx 0,5\rho D^3$ и ω всегда положительное, получим следующие соотношения для оценки па-

раметров вибрации для заранее выбранного значения диаметра D частиц, на которые распадется дендрит:

$$\begin{aligned} \omega^2 &\leq 0,5(2f_1^2 - 4\xi^2 + 4\rho^{-2} D^{-2} \eta^2 a^2 h_1^{-4}) + \\ &+ \sqrt{0,25(2f_1^2 - 4\xi^2 + 4\rho^{-2} D^{-2} \eta^2 a^2 h_1^{-4})^2 - f_1^4}; \\ a^2 &\geq \frac{f_1 \rho^2 D^2 h_1^4 [\omega^4 - (2f_1^2 - 4\xi^2) \omega^2 + f_1^4]}{4\eta^2 \omega^4}. \end{aligned} \quad (16)$$

Таким образом, если будут заданы характеристики расплавленного металла f_1 , g , ρ , η , h_1 , то для заданного размера зерна D структуры наплавленного металла можно найти соответствующие параметры вибрации ω и a на основании соотношений (16).

Расчет параметров структуры наплавленного металла. Для проверки корректности сформулированной выше модели были проведены исследования структуры металла, наплавленного индукционным способом без и с наложением вибрации [5].

Для проведения исследований индукционным методом с использованием шихты (рис. 4), содержащей порошок сплава ПГ-С1, были наплавлены плоские образцы из стали Ст3 с горизонтальной вибрацией и без вибрации. Наплавку проводили с использованием высокочастотного генератора типа ВЧГ-60/0,44 при постоянной удельной мощности W и времени наплавки t . Режимы были одинаковыми для двух вариантов наплавки: анодное напряжение 10 кВ; напряжение на контуре 5,4 кВ; ток сетки лампы 2,2 А; ток анода лампы 2 А; время наплавки 35 с; амплитуда колебания 0,2 мм при частоте 50 Гц.

Электролитическим способом (травление в 20% -ом растворе хромовой кислоты, напряжение 20 В и время выдержки 10 с) определяли структуру наплавленного металла. Структуру основного металла выявляли химическим травлением в 4% -ом растворе азотной кислоты. Установлено, что без вибрации карбиды в наплавленном металле имеют размер 10...12 мкм, а при приложении горизон-

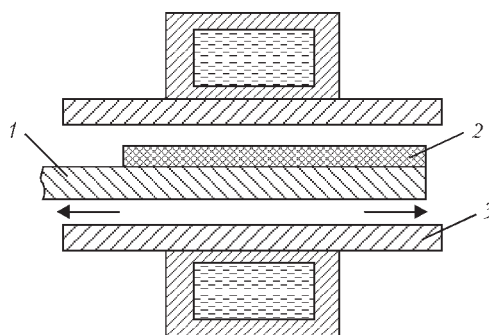


Рис. 4. Схема индукционной наплавки: 1 — наплавленная деталь; 2 — порошкообразная шихта; 3 — индуктор (стрелками указано направление горизонтальной вибрации)

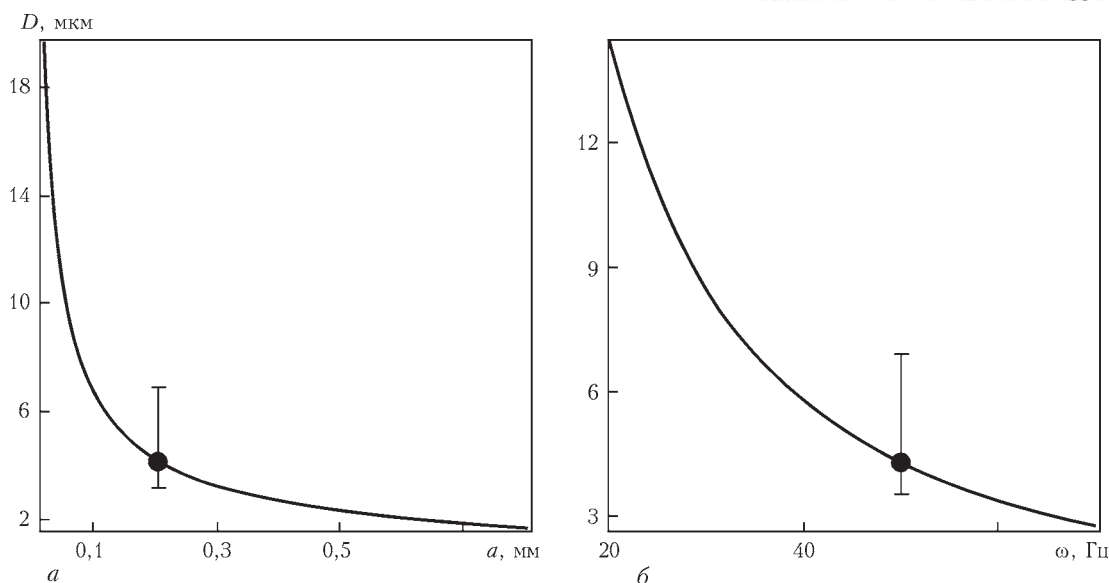


Рис. 5. Зависимости размера карбида D от параметров вибрации: a — от амплитуды a ; b — от частоты ω

тальной вибрации они измельчаются до размеров 3,5...7,0 мкм.

Результаты сравнивали с расчетными, полученными по приведенной выше модели. С этой целью на основе литературных данных [4, 9] для высокоуглеродистого хромистого сплава приведены следующие приближенно средние значения характеристик в соотношениях (16):

$$\begin{aligned} \rho &= 7,8 \cdot 10^{-6} \frac{\text{кг}}{\text{мм}^3}; \eta \approx 7 \cdot 10^{-6} \frac{\text{кг}}{\text{мм} \cdot \text{с}}; \\ \omega &= 50 \text{ Гц}; f_1 \approx 2 \cdot 10^3 D^{-1} \text{ Гц}; \\ \xi &\approx 2 \cdot 10^6 D^{-1} \text{ Гц}; h_1 \approx 2 \cdot 10^{-6} \text{ мм}. \end{aligned} \quad (17)$$

Для более наглядного представления зависимости величины карбидных включений D от параметров вибрации (a — амплитуды, ω — частоты) построены отдельно зависимости $D \sim a$ и $D \sim \omega$. Для этого использовано только второе соотношение (16). Учитывая, что, $f_1^4 \gg \omega^4 - (2f_1^2 - 4\xi^2)\omega^2$, второе соотношение можно представить приближенно так:

$$D^3 \geq \frac{8 \cdot 10^{15} \rho^2 h_1^4}{a^2 \eta^2 \omega^4}. \quad (18)$$

На основании соотношения (18) запишем уравнение зависимостей $D \sim a$ ($\omega = 50 \text{ Гц}$) и $D \sim \omega$ ($a = 0,2 \text{ мм}$) в таком виде:

$$D \approx 1,45 a^{-2/3} \text{ мкм}, \quad D \approx 785 \omega^{-4/3} \text{ мкм}. \quad (19)$$

На основании соотношений (19) на рис. 5 построены графические зависимости $D \sim a$ и $D \sim \omega$. Здесь кружочком на графиках отмечены координаты точек, в которых совпадают расчетные и по-

лученные в работе [5] значения размеров карбида по заданным параметрам вибрации. Это свидетельствует о корректности и достаточной точности предложенной расчетной модели. Как видно из рис. 5 при увеличении параметров вибрации a , ω размер карбида D значительно уменьшается.

Таким образом, на основании соотношений (16) и (17) можно подобрать заранее заданные значения параметров вибрации a , ω , для которых можно получить желаемую структуру наплавленного слоя металла.

1. Бугай Ю.М., Пітулей Л.Д., Феденчук Д.І. Математична модель седиментаційно-вібраційної рівноваги арматурів композиційного зубка шарошккового долота // Методи та прилади контролю якості. — 2000. — № 6. — С. 100–102.
2. Крижанівський Є.І., Пітулей Л.Д., Феденчук Д.І. Вплив вібрації на кристалічну структуру долотної сталі // Наук. вісник нац. техн. ун-ту нафти і газу. — 2005. — № 3(12). — С. 26–30.
3. Петрина Ю.Д., Пітулей Л.Д., Феденчук Д.І. Вплив вібрації армованого розплаву на кристалічну структуру матричної долотної сталі // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. — 2005. — № 3(16). — С. 15–19.
4. Потанин А.А., Урьев Н.Б. Условие разрушения коагуляционной структуры вибрационным полем и критерий агрегируемости // Теорет. основы химической технологии. — 1988. — № 4. — С. 528–534.
5. Влияние вибраций детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла / Пулька Ч.В., Шаблий О.Н., Сенчишин В.С. и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 1. — С. 27–29.
6. Тютюрский И.А. Введение в коллоидную химию. Ч. 4. Электроповерхностные свойства дисперсных систем. Устойчивость и коагуляция коллоидных систем. — М.: МИТХТ им. М. В. Ломоносова, 2008 — 60 с.
7. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Механика. — М.: Наука, 1965.
8. Дерягин Б.В., Чураев Н.В., Муллер В.М. Поверхностные силы. — М.: Наука, 1985. — 349 с.
9. Фізична та колоїдна хімія / В.І. Кабачний, Л.К. Осипенко, Л.Д. Грицан та ін. — Х.: Пропор, В-во УкрФА, 1999. — 368 с.

Поступила в редакцию 24.06.2015



ПРИМЕНЕНИЕ СВАРОЧНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ В ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССАХ

А.М. ЖЕРНОСЕКОВ, В.М. КИСЛИЦЫН

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Установлена возможность расширения области применения импульсных сварочных источников питания дуги для процессов газопламенной обработки металлов. При этом постоянно дорожающий природный газ заменяется водородно-кислородными смесями или водородом. Использование в качестве электродов никеля вместо низкоуглеродистой стали при электролизе воды позволило снизить напряжение процесса до 2,1 В. Установлена закономерность возрастания процентного содержания более мелких фракций порошка (1...50 мкм и 1 мкм и менее) при увеличении частоты тока анодного растворения. Полученные результаты указывают на перспективность проведения исследований в данном направлении для повышения эффективности электрохимических процессов получения водорода, а также микро- и нанопорошков для изготовления сварочных и припойных порошковых материалов. Библ. 10, рис. 3.

Ключевые слова: источники питания, частота импульсов, генераторы водородно-кислородных смесей и водорода, микropорошки металлов, эффективность процессов

Импульсные источники питания дуги для сварки плавящимся электродом в защитных газах широко используются в таких отраслях промышленности как судостроение, химическое машиностроение, ракетостроение, автомобильная промышленность, строительство трубопроводов и многих других [1, 2]. Среди различных параметров регулирования процесса импульсно-дуговой сварки важным является частота переноса капель электродного металла, которая обычно находится в диапазоне 30...300(500) Гц. Плавное регулирование частоты импульсов сварочного тока позволяет осуществлять процесс переноса металла электрода по принципу «1 импульс-1 капля». В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины давно занимаются вопросами создания оборудования и технологии импульсно-дуговых процессов. Созданы различные виды электросварочного оборудования, в том числе и источники питания для импульсно-дуговой сварки, которые хорошо зарекомендовали себя при сварке конструкций ответственного назначения [3, 4]. Главными особенностями таких источников является возможность плавной регулировки частоты импульсов тока от 30 до 300 Гц, длительности импульсов 0,5...5 мс и амплитуды до 850 А.

Источники питания дуги применяются и в смежных технологиях, например, при получении водородно-кислородных смесей для процессов сварки, пайки, сварко-пайки и других операций газопламенной обработки металлов. Газогенераторы в указанных процессах состоят из источника постоянного сварочного тока и электролизера. К преимуществам использования водорода и водородно-кислородных смесей в процессах газопла-

менной обработки относится возможность резкого сокращения потребления стабильно дорожающего природного газа и сокращения загрязнения окружающей среды.

Кроме того, одним из вариантов существенно-го снижения затрат на приобретение сварочных и припойных материалов является возможность изготовления *in-situ*, например, припойных паст требуемого состава с гарантированным качеством, способами электрохимического диспергирования черных, цветных и благородных металлов. Поэтому целесообразно проведение экспериментальных исследований по повышению эффективности электрохимических процессов за счет регулирования (увеличения) частоты тока.

Для проведения экспериментальных исследований влияния частоты тока на некоторые электрохимические процессы были выбраны процессы, наиболее воспроизводимые по конечному результату. Это, во-первых, процессы, востребованные в области энергетики будущего, например, получения водорода электролизом воды. Во-вторых — процессы изготовления микropорошков, включая нанопорошки, перспективность применения которых доказана как в области металлургии, так и во многих других отраслях техники и медицины.

Несмотря на кажущуюся разноплановость рассматриваемых процессов, их объединяют аналогичные условия реализации электрохимических реакций, протекающих в водной среде на поверхности электродов, подключаемых к источникам постоянного тока.

К существенным отличиям этих процессов относятся параметры их проведения, например,

состав водных сред, материалы электродов, параметры источников питания (напряжение, ток и частота), и конечные продукты, получаемые в ходе этих процессов.

В настоящее время около 95 % водорода во всех странах мира получают с помощью каталитической конверсии водяного пара или риформингом метана. Однако водород, получаемый этими способами, не пригоден для питания топливных ячеек, преобразующих химическую энергию в электрическую, например, для привода электродвигателей транспортных средств. Для топливных ячеек требуется водород повышенной чистоты, например, получаемый из воды электролизом.

Электролитический водород намного дороже каталитического из-за высоких затрат на обеспечение взрыво- и электробезопасности при его получении, а также существенных удельных затрат электроэнергии.

Одно из основных препятствий к широкому применению водорода было устранено разработкой новых типов электролизеров, обеспечивающих высокую степень взрыво- и электробезопасности при производстве не только водорода, но и водородно-кислородной смеси [5, 6]. Остается нерешенной задача снижения энергозатрат, необходимых для получения электролитического водорода.

К наиболее распространенным способам получения микро- и нанопорошков металлов или их оксидов относятся электроискровое и электровзрывное диспергирование [7], распыление жидкого металла струей воды, газа или конденсация паров металла при его нагреве электронным лучом, высокочастотной плазмой [8], лазером.

Эти процессы характеризуются высокими энергетическими затратами, вызванными необходимостью нагрева металла намного выше температуры его плавления. В связи с этим обстоятельством ис-

пользование микро- и нанопорошков, получаемых этими способами, экономически оправдано лишь в особых случаях, например, в исследовательских проектах и в медицине, где потребность в микро- и нанопорошках измеряется граммами, но не в широко используемых технологических процессах, например, в процессах сварки, пайки, с потребностью сотен килограммов. К тому же, использование вышеуказанных процессов получения микро- и нанопорошков оправдано только при условии эффективного решения проблемы получения их в монодисперсном виде, что позволяет исключить трудоемкую операцию рассеивания получаемого продукта по фракциям.

Целью данной работы является изучение влияния частоты тока электролиза на эффективность выше указанных электрохимических процессов.

Существующая аппаратура для реализации электролитического способа получения водорода характеризуется коэффициентом преобразования энергии электрического тока в химическую на уровне 70 %. В настоящее время появилась возможность улучшить этот показатель до 80 % и выше не только за счет повышения давления и применения малоизнашиваемых анодов с покрытиями из металлов платиновой группы, но и в результате использования современных источников питания для процессов электролиза, что позволяет снизить себестоимость электролитического водорода.

Для проведения экспериментальной проверки идеи электролиза на повышенных частотах были использованы разработанные в ИЭС им. Е.О. Патона источники питания для импульсно-дуговой сварки.

В состав стенда для проведения исследований, помимо измерительной и контролирующей аппаратуры, входили: импульсный источник питания, обеспечивающий ток электролиза до 300 А, и электролизер, состоящий из 10...12 последовательно включенных электролитических ячеек.

Проведенные в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины около десяти лет назад эксперименты по выявлению влияния частоты импульсов тока на процесс электролиза воды показали возможность повышения КПД за счет снижения напряжения электролиза от 2,4 до 2,16 В [9]. Эти результаты были получены на электролитической ячейке с электродами из низкоуглеродистой стали. Проведение электролиза воды на повышенной частоте с использованием в качестве электродов более дорогих металлов, например, никеля, позволило снизить напряжение электролиза до 2,1 В (рис. 1).

Судя по графику, приведенному на рис. 1, незначительное, на первый взгляд, снижение напряжения электролиза может способствовать до-

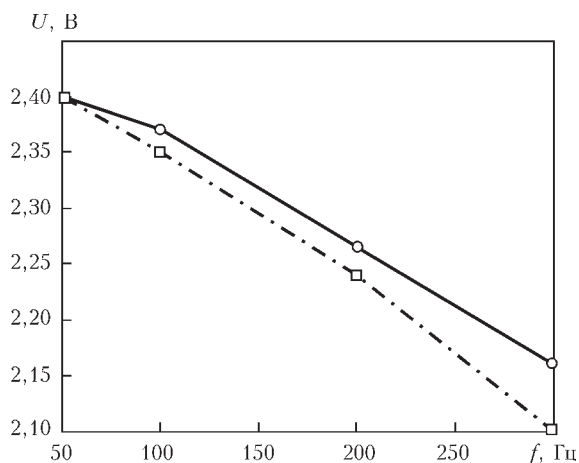


Рис. 1. Зависимость напряжения на электролитической ячейке от частоты следования импульсов тока (сплошная кривая — электроды из низкоуглеродистой стали; пунктирная — электроды из никеля)

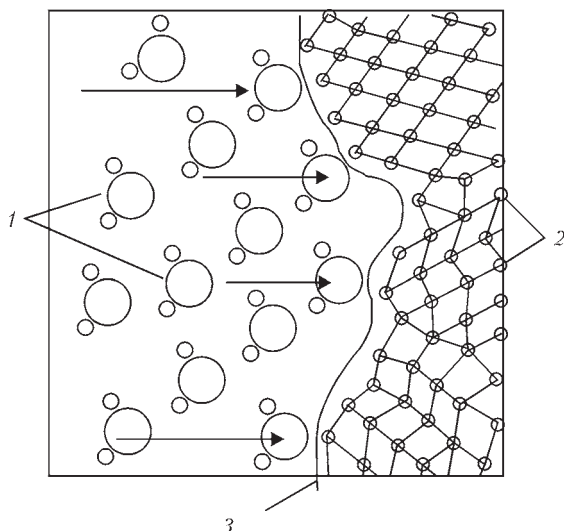


Рис. 2. Схема процессов, протекающих на поверхности электрода при электролизе воды: 1 — молекулы воды; 2 — атомы металлического электрода; 3 — граница двойного электрического слоя

стижению ощутимой экономии электроэнергии в процессах получения электролитического водорода, в связи с объемами его производства, измеряемого миллионами тонн в год.

В случае использования постоянного тока с наличием пульсации, характерной для источников питания с обычными схемами выпрямления (по схеме Ларионова или мостовой схеме), помимо выделения продуктов электролиза на поверхности электродов происходит процесс анодного растворения наиболее выступающих участков электрода, то есть своего рода электрохимическая полировка рабочей поверхности электродов. При этом происходит ее пассивация за счет образования на ней пленок оксидов, растворенных газов и химических соединений, повышающих электрическое сопротивление поверхности электродов. Для компенсации постепенного возрастания напряжения на электролитической ячейке электролизеры приходится периодически отключать и проводить деполяризацию электродов путем изменения полярности напряжения на ячейке.

Анализируя процессы, протекающие в нашем случае на поверхности электрода при электролизе воды, можно заметить, что, помимо протекания окислительно-восстановительных реакций вблизи поверхности электрода в зоне двойного электрического слоя (ДЭС), неизбежно возникают стримеры электрического тока (линии наиболее вероятного пробоя диэлектрической среды, к которой относится вода и водные растворы солей).

Весьма вероятно, что экспериментально выявленные нами преимущества использования тока повышенной частоты в процессах электролиза и анодного растворения металлов можно объяснить на основании предлагаемой модели процесса электролиза (рис. 2).

Стрелками на данном рисунке показаны линии предпочтительного протекания электрического тока, направленные к выступам шероховатой поверхности электрода. Аналогичные процессы протекают и на выступах поверхности катода, где происходит растворение водорода в металле и увеличение толщины слоя адсорбированного водорода, для пробоя которого уже не всегда достаточен уровень приложенного напряжения электрического поля. В этом случае возрастает толщина ДЭС, в котором происходит основное падение напряжения на электролитической ячейке. Последующее экранирование углубленных мест поверхности электродов слоем адсорбированных газов вызывает необходимость дополнительного повышения напряжения электрического поля.

Резкий подъем температуры в микрizonaх электрода, на которых возрастает плотность тока, сопровождается локальным нагревом поверхности, что приводит к возникновению ударных механических волн в электролите и интенсивному отрыву как молекул водорода от катода и обнажению его рабочей поверхности, так и пленки оксидов металла, образующихся на поверхности анода.

В случае проведения электролиза импульсами тока повышенной частоты наличие паузы между импульсами приводит к тому, что, несмотря на повышенное напряжение каждого отдельного импульса, средняя величина напряжения на электролитической ячейке оказывается ниже при использовании повышенной частоты (50...100 Гц).

Исследованиям процессов выделения кислорода на поверхности анода всегда уделяли больше внимания, чем процессам выделения водорода, в связи с преимущественным электрохимическим растворением анодов. При этом не принимался во внимание известный факт более интенсивного тепловыделения на катоде, чем на аноде, что указывает на необходимость более детального рассмотрения процессов, происходящих именно на катоде.

Из литературных данных [10, 11] следует, что при электролизе водных растворов величина перенапряжения выделения водорода в основном зависит от материала катода и плотности тока электролиза. Увеличение плотности тока приводит к тому, что в процессе электролиза катод практически за несколько десятков секунд покрывается слоем адсорбированного водорода, что сопровождается увеличением напряжения электролиза из-за роста переходного электрического сопротивления на границе металл-электролит. На аноде протекают параллельные процессы увеличения толщины оксидных пленок.

Эксперименты показали, что при использовании пульсирующего тока с импульсами обратной поляр-

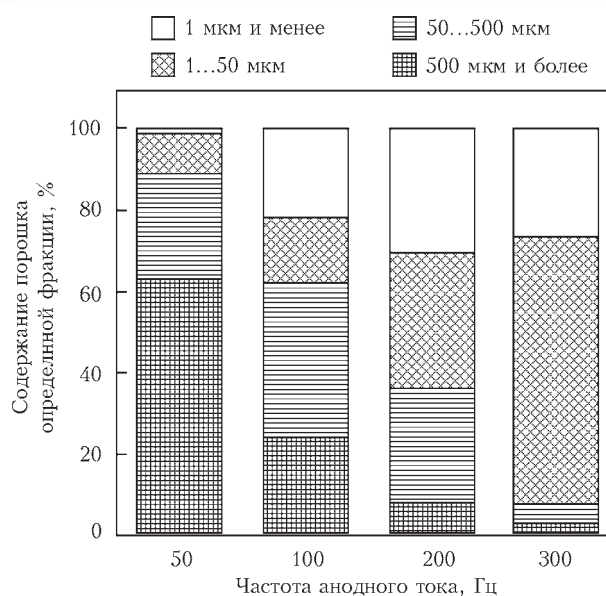


Рис. 3. Влияние частоты тока при растворении никелевого анода на размеры микропорошка

ности, в моменты перехода через нулевое значение возникает скачкообразное изменение потенциала катода. Вероятно, именно это обстоятельство приводит к образованию новых центров адсорбции и к перераспределению адсорбированных пузырьков газа. При этом от поверхности катода отрываются наиболее крупные пузырьки водорода, которые удаляются из объема электролита. При следующем импульсе тока электролиза выделение водорода наиболее интенсивно будет происходить преимущественно в новых зонах на поверхности катода, возникших в процессе деполяризации, причем при меньшем значении напряжения источника питания.

Первостепенное значение в данном случае имеет не снижение напряжения, вызванное пульсацией, характерной для обычных выпрямителей с питанием от сети переменного тока, а полное прекращение тока электролиза, достигаемое при падении напряжения до нуля. Очевидно, наличие незначительного пика отрицательного напряжения будет также способствовать удалению газового подслоя на поверхности катода, что способствует снижению величины перенапряжения.

Проведение технологических экспериментов по высокотемпературной пайке образцов меди и латуни [12] выявило перспективность использования паяльных паст на основе микропорошков для получения соединений металлов толщиной в пределах 40...1000 мкм.

Результаты дальнейших экспериментальных работ свидетельствуют о том, что паяльные пасты на основе микропорошков, в сравнении с пастами на основе порошков с частицами размером 40 мкм и выше, выпускаемых общепринятыми способами изготовления, обладают набором следующих преимуществ: возможность снижения температуры нагрева при пайке на 50...70 градусов

и сокращения времени пайки, что представляет ценность для соединения материалов, критичных к температуре нагрева; сокращение расхода припоя и флюса не менее, чем на 20 %; расширение диапазона толщин соединяемых металлов до 40 мкм и менее.

Преимущества использования тока повышенной частоты были выявлены также и в процессах электролитического растворения металла анода в водной среде и в спиртовом растворе. К ним относятся, во-первых, возможность повышения степени монодисперсности порошков, во-вторых – возможность снижения энергоемкости процессов диспергирования в сравнении со способами, характеризующимися нагревом металла выше точки его плавления.

При диспергировании использовали медь М1, никель НП2 и серебро чистотой 99,9 (банковский металл). Кроме того, каждый из вариантов диспергирования проводили в диапазоне частот 50...300 Гц, а также на частоте 10 кГц (при диспергировании серебра).

В ходе проведения экспериментов было установлено, что в результате электролитического (анодного) растворения металлов происходит образование микрочастиц различного размера, которые условно разделены нами на следующие группы: а) 500 мкм и крупнее; б) 500...50 мкм; в) 1...50 мкм; г) 1 мкм и менее.

Масса порошков с размерами зерен до 50 мкм была определена методом отбора порошка соответствующей зернистости на установке для просеивания с набором контрольных сит. Для порошков более мелкой фракции была использована методика, основанная на подсчете числа зерен при визуальном измерении их размеров соответствующим делениям окулярной сетки микроскопа при увеличении до 1800 (в иммерсионной жидкости). Данная методика используется для определения зернистости алмазных порошков.

По результатам проведенных экспериментов построена гистограмма различных фракций микропорошков в зависимости от частоты тока при анодном растворении металла (рис. 3).

Из гистограммы, приведенной на рис. 3 просматривается закономерность возрастания процентного содержания более мелких фракций порошка при увеличении частоты тока анодного растворения.

Эксперименты, проведенные по анодному растворению серебра показали возможность получения суспензии микропорошка его оксидов с дисперсностью менее 1 мкм. Однако одним из существенных недостатков процесса диспергирования серебра в водной среде является склонность получаемого микропорошка к коагуляции с после-



дующим ростом отдельных кристаллитов длиной до 2 мкм и шириной около 2...5 мкм.

Для исключения указанного недостатка срок хранения микропорошков от момента получения до приготовления паяльной пасты и использования ее в процессах пайки не должен превышать одного-двух десятков часов.

Выводы

1. Использование повышенной частоты тока способствует повышению КПД процесса электролитического получения водородно-кислородных смесей и водорода, а также повышению выхода порошков металлов более мелкой фракции для приготовления паяльных паст.

2. Изготовление микропорошков непосредственно перед процессом пайки позволяет использовать их в активном состоянии как в виде монокомпонента, так и смесей различных металлов.

3. Комплект оборудования, состоящий из источника питания повышенной частоты сварочного тока и генератора водородно-кислородной смеси позволяет расширить его диапазон использования как для операций газопламенной обработки металлов, так и для процессов электролитического диспергирования металлов.

1. Жерносеков А.М., Андреев В.В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (Обзор) // Автомат. сварка. – 2007. – № 10. – С. 48–52.

2. Жерносеков А.М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) // Там же. – 2012. – № 1. – С. 33–38.
3. Источник питания для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом с автоматической стабилизацией сварочных параметров / П.П. Шейко, В.М. Павшук, А.М. Жерносеков, Ю.О. Шимановский // Сварщик. – 2003. – № 4. – С. 4.
4. Сварка конструкций летательных аппаратов из алюминиевых сплавов больших толщин / О.Н. Кудряшов, О.М. Новиков, И.В. Алексеев и др. // Свароч. пр-во. – 2001. – № 12. – С. 31–33.
5. А.с. СССР 507668. Электролизер для получения гремучего газа из воды и водных растворов / В.К. Лебедев, А.А. Россошинский, В.М. Кислицын и др. – Опубл. 27.04.76, Б.И. – 1976. – № 11.
6. Письменный А.С. Перспективы развития газопламенной обработки материалов водородно-кислородными смесями / А.С. Письменный, В.М. Кислицын // Автомат. сварка. – 1995. – № 2. – С. 39–42.
7. Spark-eroded particles: size analysis, cooling rate, microstructure / A.A. Scherba, A.D. Podoltsev, L.N. Kucheryavaya, A.E. Perekos // Технічна електродинаміка. – 2005. – № 5. – С. 3–8.
8. Technology using microwave heating may impact electronics manufacture. (<http://www.technology.org/2014/06/11/technology-using-microwave-heating-may-impact-electronics-manufacture/>)
9. Жерносеков А.М., Кислицын В.М. Повышение эффективности газогенераторов водородно-кислородной смеси // Автомат. сварка. – 2007. – № 4. – С. 57–58.
10. Лебедев В.В. Физико-химические основы получения водорода из воды. – М.: Наука, 1969. – 134 с.
11. Фиошин М.Я., Павлов В.В. Электролиз в неорганической химии. – М.: Наука, 1976. – 105 с.
12. On issue of brazing metals using powder braze alloys of different dispersity / A.S. Pismenny, V.I. Shwets, V.S. Kushuk-Yatsenko et al. // The Paton Welding J. – 2008. – № 12. – P. 34–36.

Поступила в редакцию 12.03.2015

■ НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ ПУЛЬСИРУЮЩИМ ОПЛАВЛЕНИЕМ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КРЕСТОВИН

В ИЭС разработана технология контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением высокомарганцевистой стали с рельсовой сталью через вставку из аустенитной стали.

Опытные образцы железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями были изготовлены и прошли полигонные испытания на экспериментальном кольце во ВНИИЖТ (РФ). После прохождения по сварным крестовинам установленного нормативами тоннажа подвижного состава усталостных повреждений в сварных стыках не обнаружено. Образцы сварного биметаллического инструмента

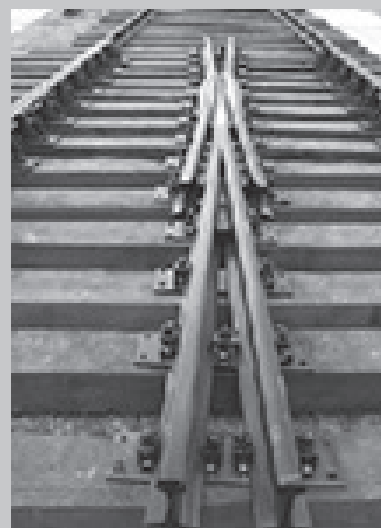
Технические характеристики специализированной контактной стыковой машины К924М:

Мощность, при ПВ=50%, кВт·А	180
Максимальное усилие осадки, кН	1500
Максимальное усилие зажатия, кН	4000
Максимальное свариваемое сечение, мм ²	15000
Масса машины сварочной, кг	42000

Разработанная технология сварки и специализированная машина К924М позволяют получать соединения, соответствующие требованиям ТУ У ДП 32-4520.13.500-007-2002, без применения дополнительной термической обработки.

Технология и оборудование предназначены для сварки железнодорожных крестовин из высокомарганцевистой стали с рельсовыми окончаниями через вставку из аустенитной стали рельсов, применяется при строительстве и ремонте рельсовых путей.

Технология и оборудование освоены и применяются на ОАО «Днепропетровский стрелочный завод».



ОПЫТ ВНЕДРЕНИЯ ТЕХНОЛОГИИ ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ПРИ РЕМОНТЕ ЛОПАТОК ТУРБИН ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ В УСЛОВИЯХ СЕРИЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

П.Д. ЖЕМАНЮК, И.А. ПЕТРИК, С.Л. ЧИГИЛЕЙЧИК

АО «МОТОР СИЧ». 69068, г. Запорожье, пр-т Моторостроителей, 15. E-mail: tb.ugmet@motorsich.com

Рассмотрены особенности технологии серийного ремонта рабочих лопаток турбин высокого давления авиационных двигателей, применяемой на АО «МОТОР СИЧ», оборудование, техника и технология микроплазменной наплавки, наплавочные материалы, термическая обработка. Представлены основные типы восстановленных деталей и приведен пример микроструктуры металла зоны ремонта. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 7.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы, ресурс, термоусталостные трещины, микроплазменная порошковая наплавка, технология

С 70-х годов прошлого века ремонт рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД) на АО «МОТОР СИЧ» (восстановление изношенных торцов и боковых стенок бандажных полок), осуществлялся способом аргонодуговой наплавки [1]. Следует отметить, что наше предприятие было в СССР пионером в ремонтной наплавке авиационных лопаток из никелевых жаропрочных сплавов, которые на то время считались абсолютно несвариваемыми. Эта технология долгое время позволяла серийно ремонтировать такие детали ряда газотурбинных двигателей [2].

В связи с ростом рабочей температуры и ресурса эксплуатации у авиационных двигателей, появившихся относительно недавно (Д18Т, Д436, АИ222, АИ-450), лопатки ТВД для эксплуатации при температуре более 1000 °С стали изготавливаться из более легированных никелевых жаропрочных сплавов, таких как ЖС32-ВИ, ЖС26-ВИ [3–5]. При наработке более 6 тыс. ч, кроме эксплуатационного износа торцов и боковых стенок бандажных полок, на поступающих в ремонт лопатках наблюдаются термоусталостные трещины глубиной до 6 мм. Технология аргонодуговой наплавки и существующие для данного процесса наплавочные материалы не обеспечивают необходимых для эксплуатации лопаток жаропрочных свойств восстановленной поверхности. Увеличенный износ, а значит и масса наплавленного металла, повысили склонность к образованию горячих трещин при восстановлении аргонодуговым процессом данных лопаток из современных сложно легированных никелевых жаропрочных сплавов (с содержанием γ' -фазы более 60 %).

Целью данной работы является описание особенностей разработки технологии наплавки, позволяющей повысить ремонтпригодность и продлить ресурс рабочих лопаток ТВД (с наработкой более 6 тыс. часов) из жаропрочных никелевых сплавов ЖС32-ВИ и ЖС26-ВИ.

Основные задачи, которые ставились ремонтным производством к такой технологии:

- восстановление поврежденных участков лопаток после эксплуатации (бандажных полок, лабиринтных гребешков, Z-образных профилей и торцов пера) на жаропрочных сплавах ЖС32-ВИ, ЖС26-ВИ, ЖС6К-ВИ и ЖС6У-ВИ с использованием равнопрочного основному металлу присадочного материала;

- совершенствование технологии наплавки за счет применения источника сжатой дуги с прецизионной регулировкой сварочного тока и механизацией подачи присадочного материала, что давало бы возможность наплавки с ограниченной глубиной проплавления и, соответственно, перемешиванием наплавленного металла с основным.

На тот момент опыт успешного решения данной задачи имелся у ИЭС им. Е.О. Патона и ГП «Ивченко Прогресс». Было создано специальное оборудование и внедрена в производство технология микроплазменной порошковой наплавки (МПН) для восстановления рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ двигателя Д18Т [6]. Принципиальная схема микроплазменной порошковой наплавки представлена на рис. 1. Наплавляемый материал в виде порошка вносится транспортирующим газом в столб микроплазменной дуги, формируемой в среде аргона посредством канала плазмообразующего сопла. Нагреваясь в столбе дуги, порошок переносится в сварочную ван-

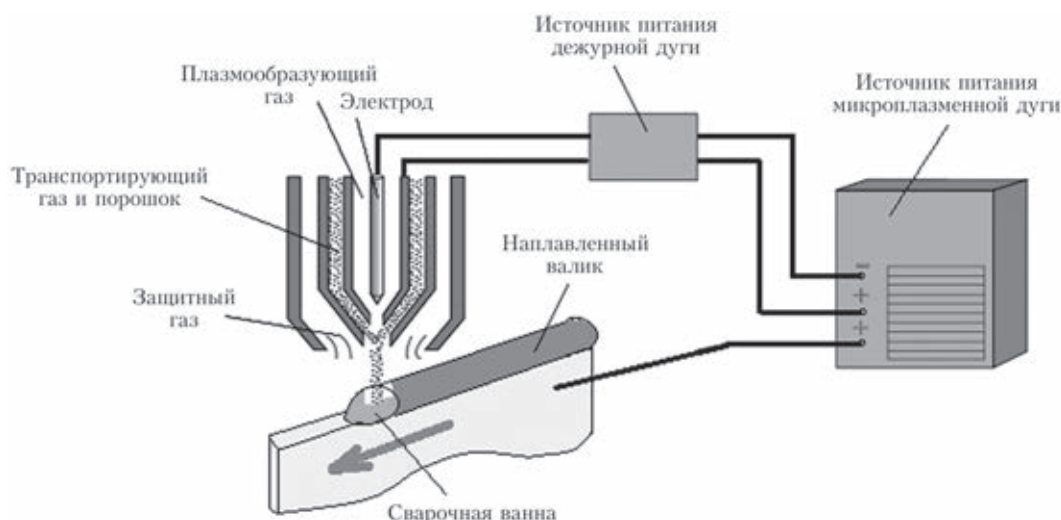


Рис. 1. Схема процесса МПН

ну, образующуюся под воздействием теплового потока микроплазменной дуги на изделии (в нашем случае – на кромке лопатки). Однако у этого процесса на тот момент присутствовал целый ряд технологических недостатков, препятствующих серийному применению МПН на АО «МОТОР СИЧ»:

- широкий наплавочный валик (более 5 мм), что значительно повышало трудоемкость механической обработки после наплавки и опасность возникновения шлифовочных трещин;
- недостаточная точность регулирования режимов наплавки в процессе восстановления лопаток, особенно на токах до 15 А;
- ограниченность применения — наплавка только одного слоя; при наплавке двух и более слоев проявлялась повышенная склонность к образованию трещин как в процессе наплавки, так и последующей термической обработки;
- большие габариты оборудования, особенно плазмотрона, что ухудшало условия работы.

С учетом имеющегося в ИЭС им. Е.О. Патона и ГП «Ивченко Прогресс» опыта, как положительного, так и отрицательного, специалистами нашего предприятия было разработано техническое задание и на его основе немецкой компанией «Делоро Стеллит» (на данный момент «Кеннеметалл Стеллит») была разработана и изготовлена специ-

ализированная установка STARWELD 190Н для МПН [7], в состав которой входили:

- плазмотрон НРН 80;
- источник питания дежурной дуги INV 50;
- источник питания основной дуги INV 190;
- блок подачи газа GT-R5-20 (транспортирующего и защитного газа);
- блок подачи плазмообразующего газа GT-S 5;
- блок водяного охлаждения LT-01;
- питатель для подачи порошка PR-S2;
- блок управления SIEMENS Simatic S 7-300.

Был проведен ряд опытных и исследовательских работ, результатом которых стало создание комплексной технологии ремонта рабочих лопаток ТВД из никелевых жаропрочных сплавов ЖС32-ВИ и ЖС26-ВИ со следующей последовательностью технологических операций.

1. Механическая зачистка до металлического блеска (удаление нагара, окислов и теплозащитных покрытий) поверхности от наплавляемого торца или гребешка на глубину 5...10 мм.

2. Вакуумный обезгаживающий отжиг ($T = 1250 \pm 10^\circ\text{C}$, время выдержки 20...30 мин, среда — вакуум ($1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ мБар).

3. Капиллярный контроль ЛЮМ1-ОВ. При обнаружении трещин — полное удаление механическим способом.

4. Наплавка торца пера лопатки (см. рис. 1) способом микроплазменной порошковой наплавки порошком из сплава ЖС32-ВИ (фракция +63...–163 мкм) в 1...5 слоев на установке STARWELD 190Н.

5. Вакуумный отжиг ($T = 960 \pm 10^\circ\text{C}$, время выдержки 180...240 мин, среда — вакуум ($1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ мБар).

6. Механическая обработка наплавленных поверхностей до необходимых геометрических размеров.

7. Капиллярный контроль ЛЮМ1-ОВ.

Характеристика основных технологических параметров микроплазменной порошковой наплавки

Параметр режима	Диапазон значений
Сварочный ток (для плазмотрона НРН 80)	3,0...30 А
Напряжение	20...25 В
Расход плазмообразующего газа	0,5...2,0 л/мин
Расход защитного газа	5...15 л/мин
Диаметр канала плазменного сопла	1,6...3,2 мм
Диаметр вольфрамового электрода	2,4 мм
Производительность подачи порошка	0,5...5,0 г/мин

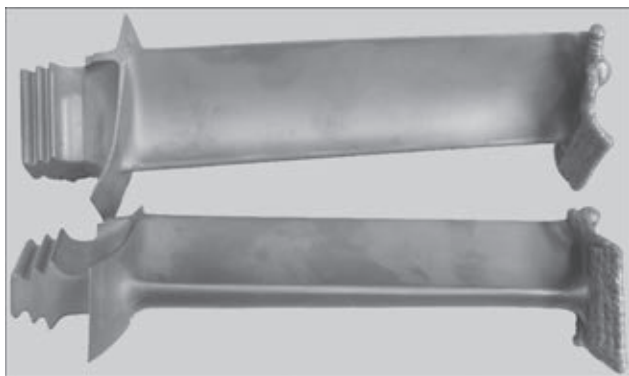


Рис. 2. Лопатки после восстановления бандажной полки (основной металл — сплав ЖС26-ВИ, материал наплавки — сплав ЖС32)

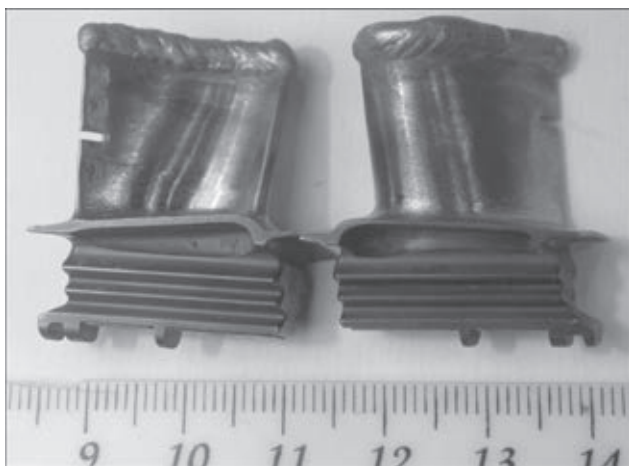


Рис. 3. Лопатки после восстановления торца пера (основной и наплавленный металл — сплав ЖС32)



Рис. 4. Лопатка после восстановления Z-образного профиля (основной и наплавленный металл — сплав ЖС6К)

8. Восстановление покрытий.

9. Капиллярный контроль ЛЮМ1-ОВ.

Основные параметры режима МПН, используемые при восстановлении рабочих лопаток ТВД, приведены в табл. 1.

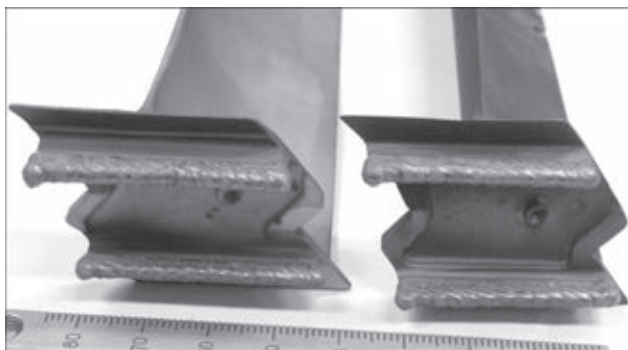


Рис. 5. Лопатки после восстановления лабиринтных гребешков (основной металл — сплав ЖС6К, материал наплавки — сплав Stellite 12)

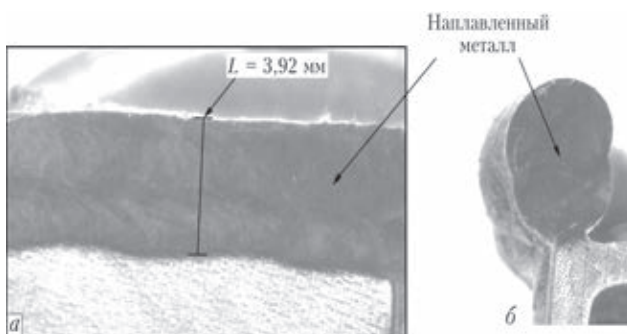


Рис. 6. Внешний вид продольного (а) и поперечного (б) сечения восстановленного уплотнительного элемента лопатки

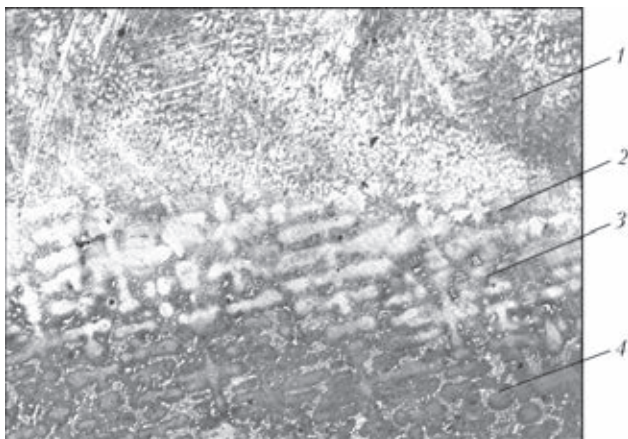


Рис. 7. Микроструктура ($\times 100$) восстановленного уплотнительного элемента: наплавленный металл ЖС32 (1), линия сплавления (2), ЗТВ (3) и основной металл ЖС32-ВИ (4)

Эффективное тепловложение в основной металл в пределах 50...650 Вт регулируется энергетическими и тепловыми характеристиками микроплазменной дуги. Для данного процесса используются порошки никелевых и кобальтовых сплавов с фракцией +63...–160 мкм, полученные методом сухого распыления слитка в атмосфере аргона. Основные используемые порошки из сплавов ЖС32-ВИ, ЖС6К-ВИ, ВЗК, Stellite 12 и Nistelle C. Внешний вид серийно восстанавливаемых лопаток способом МПН представлен на рис. 2–5.

Пример металлографического контроля восстановленной лопатки из сплава ЖС32-ВИ приведен на рис. 6, 7. Анализ продольных и поперечных



шлифов показал, что при 2-х слойной наплавке торца пера порошком из сплава ЖС32-ВИ высота наплавленного слоя составила около 4 мм, толщина — 3,0...3,5 мм (см. рис. 6). Зона термического влияния незначительная, структурные изменения составили около 0,1...0,2 мм (см. рис. 7). Недопустимые дефекты металлургического характера в наплавленном металле и зоне термического влияния (ЗТВ) не выявлены.

Выводы

Внедрение МПН на АО «МОТОР СИЧ» позволило повысить ремонтпригодность значительной части рабочих лопаток ТВД с наработкой более 6 тыс. ч. Это стало возможным за счет освоения технологии восстановления основного металла (наплавка в несколько слоев) при значительных повреждениях после эксплуатации бандажных полок, лабиринтных гребешков, Z-образных профилей и торцов пера на жаропрочных сплавах ЖС32-ВИ, ЖС26-ВИ, ЖС6К-ВИ и ЖС6У-ВИ с преимущественным использованием равнопрочного основного металлу присадочного материала.

Технология МПН кромок лопаток усовершенствована за счет применения сфокусированной

микроплазменной дуги, прецизионной регулировки сварочного тока, механизации подачи дисперсного присадочного материала и рационального выбора режимов предварительной и последующей термической обработки.

1. *Перемиловский И.А., Гейченко В.С., Фрумин И.И.* Восстановление наплавкой турбинных лопаток авиационных двигателей // Автомат. сварка. — 1976. — № 5. — С. 54–56.
2. *Петрик И.А., Перемиловский И.А.* Дальнейшее развитие технологии упрочнения бандажных полок лопаток турбины из жаропрочных сплавов // Технологические системы. — 2001. — № 3. — С. 90–92.
3. *Братухин А.Г.* Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности. — М.: Авиатехинформ, 2003. — 438 с.
4. *Каблов Е.Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). — М.: МИСиС, 2001. — 632 с.
5. *Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II / В.А. Богуслаев, В.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк, В.И. Колесников.* — Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. — 420 с.
6. *Разработка технологии восстановления торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя Д18Т методом микроплазменной порошковой наплавки / К.А. Ющенко, В.С. Савченко, А.В. Яровицын и др.* // Автомат. сварка. — 2010. — № 8. — С. 25–29.
7. *Технологический семинар Deloro Stellite в Запорожье* // Там. же. — 2010. — № 1. — С. 59–62.

Поступила в редакцию 08.06.2015

MEDOVAR MEMORIAL SYMPOSIUM

Международный симпозиум к 100-летию со дня рождения Б.И. Медовара

7–10 июня 2016 г., Киев, Украина

ТЕМАТИКА СИМПОЗИУМА

- ЭШП и другие процессы специальной электрометаллургии, их научные основы, технологии и оборудование;
- электрошлаковое литье;
- сварка высоколегированных и высокопрочных сталей, а также аустенитных сталей и сплавов;
- теория кристаллизации сталей и сплавов;
- управление затвердеванием в металлургии и сварке;
- крупные кузнечные и листовые слитки;
- моделирование затвердевания в процессах специальной электрометаллургии и сварки;
- современные стали для магистральных газопроводов, сосудов давления, крупных поковок, роторов, валков;
- родственные области металлургии, сварки и металловедения.

Организационный комитет

Тел.: +38(044) 287-52-18, +38(044) 337-30-81

Тел./факс: +38(044) 337-30-82

E-mail: org@medovar100.org, info@medovar100.org

Дополнительная информация на сайте симпозиума www.medovar100.org

ЭРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМОНИКЕЛЬКРЕМНИСТОГО МЕТАЛЛА ПРИ НАПЛАВКЕ В РАЗЛИЧНЫХ ЗАЩИТНЫХ СРЕДАХ

Ю.И. ЛОПУХОВ

Восточно-Казахстанский гос. техн. ун-т. 070002, Казахстан, г. Усть-Каменогорск, ул. 30-й Гвардейской дивизии, 34.
E-mail: kanc_ekstu@mail.ru

Трубопроводная арматура при эксплуатации должна обладать эрозионной стойкостью уплотнительных поверхностей. С этой целью их подвергают механизированной дуговой наплавке с получением высоколегированного хромоникелькремнистого наплавленного металла. Дальнейшее повышение эрозионной стойкости может быть достигнуто дополнительным легированием наплавленного металла азотом. В работе представлены результаты сравнительных испытаний наплавленного металла на стойкость против задигов при наплавке порошковой проволокой в среде аргона, углекислого газа, азота и смеси азота с углекислым газом. Наилучшими показателями эрозионной стойкости обладает наплавленный металл, полученный при наплавке в среде смеси азота и углекислого газа. Библиогр. 2, табл. 3, рис. 1.

Ключевые слова: дуговая наплавка, смесь защитных газов, трубопроводная арматура, уплотнительные поверхности, порошковая проволока, хромоникелькремнистый наплавленный металл, эрозионная стойкость

Для механизированной износостойкой наплавки под флюсом и в аргоне уплотнительных поверхностей деталей трубопроводной арматуры применяются порошковые проволоки ПП-АН133 (тип 10X17H8C5Г2Т), ПП-АН157 (тип 10X19H9C5M2PГТ). Эти материалы намного дешевле по сравнению с дефицитными кобальтовыми стеллитами, которые находят все большее применение в отрасли взамен электродов ЦН-6Л, ЦН-12М. Наплавленный металл сохраняет достаточно высокую стойкость против коррозионного и эрозионного изнашивания и задирания в пароводяной среде высоких параметров и сохраняет свои характеристики в течение длительного срока эксплуатации. Исследования и опыт применения этих сталей свидетельствует, что наплавленные покрытия с более высоким уровнем твердости показывают более высокую противозадиристую стойкость. Однако стойкость их против трещинообразования при этом падает, особенно резко при твердости свыше 45 HRC [1].

Твердость наплавочных хромоникелевых сталей заметно зависит от наличия в их составе легирующих элементов — кремния и хрома, от количества ферритной фазы и степени ее распада при нагреве. Поэтому приходится жестко регламентировать температурно-временные режимы наплавки и нагрева деталей, включая и режим последующей термообработки. Незначительное отклонение химического состава наплавленного металла по хрому и, особенно, по кремнию существенно снижает его эксплуатационные характеристики [1, 2]. В результате дисперсионного твердения образуется сигма фаза, что приводит к охрупчиванию

наплавленного металла и образованию в нем трещин. Большую роль играют температурно-временные условия при наплавке массивных деталей и старение сплава при длительных тепловых нагрузках на тепловых электрических станциях с температурой рабочей среды 450...600 °С, что в целом снижает служебные свойства сплава [2].

С целью оценки возможности повышения эксплуатационных характеристик проводили исследование по влиянию легирования азотом на изменение физико-механических свойств сплавов 10X17H8C5Г2Т, 10X9H9C5M2PГТ в зависимости от температуры отпуска, стойкости к задиру и эрозионной стойкости. Наплавку проводили в среде аргона и азотсодержащей атмосфере $N_2 + CO_2$.

Механические свойства. Испытания образцов на ударный изгиб проводились на маятниковом копре КМ-0,3 с оптоэлектронной системой регистрации энергии разрушения. Полный запас потенциальной энергии маятника составлял 300 Дж. Потери на трение в оси маятника во всех случаях не превышали 0,4 %. Испытания проводились на образцах типа 1 по ГОСТ 9454–78 с V-образным надрезом. Твердость наплавленных образцов при нормальной температуре определяли на твердомере ТК-2 при нагрузке 0,29 кг и выдержке 30 с. Фактографические исследования поверхности образцов, полученных от разрушений при испытаниях на ударную вязкость, проводили на растровом электронном микроскопе JSM-6390LV.

Исследования механических свойств азотсодержащего наплавленного металла (табл. 1) показывают, что азот повышает прочность и ударную вязкость исследуемых сплавов.



Таблица 1. Механические свойства Cr–Ni–Si наплавленного металла

Наплавленный металл	Защитная атмосфера	Режим термообработки	σ_b , МПа	KCV, Дж/см ²
10X17H8C5Г2Т	Ar	Исходное состояние	$\frac{88,2-92,5}{90,3}$	$\frac{5,2-5,6}{5,5}$
		Отпуск 650 °С, 3 ч	$\frac{86,0-90,6}{88,3}$	$\frac{5,0-5,6}{5,3}$
		Отпуск 850 °С, 3 ч	$\frac{66,8-77,2}{72,0}$	$\frac{2,8-4,6}{3,7}$
		Старение 650 °С, 1000 ч	$\frac{62,4-68,3}{65,4}$	$\frac{0,25-1,1}{0,67}$
10X17H9C5Г2Т	70 % N ₂ + 30 % CO ₂	Исходное состояние	$\frac{94,2-115,0}{104,6}$	$\frac{10,6-12,4}{11,5}$
		Отпуск 650 °С, 3 ч	$\frac{80,0-100,5}{90,2}$	$\frac{8,8-11,5}{9,9}$
		Отпуск 850 °С, 3 ч	$\frac{68,2-78,4}{73,0}$	$\frac{5,6-6,4}{6,0}$
		Старение 650 °С, 1000 ч	$\frac{63,8-67,9}{65,6}$	$\frac{2,3-3,8}{3,5}$
10X9H9C5M2ГРТ	Ar	Исходное состояние	$\frac{86,0-99,2}{92,6}$	$\frac{3,5-5,2}{4,4}$
		Отпуск 650 °С, 3 ч	$\frac{78,8-92,0}{85,4}$	$\frac{3,1-4,6}{3,9}$
		Отпуск 850 °С, 3 ч	$\frac{79,8-94,0}{86,9}$	$\frac{2,6-4,2}{3,4}$
		Старение 650 °С, 1000 ч	$\frac{71,2-84,6}{77,9}$	$\frac{3,1-4,6}{3,9}$
10X19H9C5M2ГРТ	70 % N ₂ + 30 % CO ₂	Исходное состояние	$\frac{89,0-99,8}{94,4}$	$\frac{4,8-7,0}{5,9}$
		Отпуск 650 °С, 3 ч	$\frac{79,4-94,0}{86,7}$	$\frac{4,1-6,3}{5,2}$
		Старение 650 °С, 1000 ч	$\frac{71,2-85,4}{78,3}$	$\frac{3,1-4,6}{3,9}$

Исследование фактограмм разрушенной поверхности образцов после испытания на ударную вязкость (рисунок) показывает, что наплавка в атмосфере 30 % N₂ + 70 % CO₂ приводит к существенному увеличению доли вязкой составляющей в изломе в сравнении с аргоном (рис., б). При этом излом стали можно охарактеризовать как вязкий чашечный с отдельными включениями участков хрупкого скола.

В металле, наплавленном в смеси 70 % N₂ + 30 % CO₂, доля вязкой составляющей повышается и дисперсность структуры остается на достаточно

высоком уровне (рис., в), что обеспечивает более высокие значения ударной вязкости.

Дальнейшее увеличение процентного содержания в смеси азота (свыше 70 %) приводит к увеличению склонности материала к хрупкому разрушению.

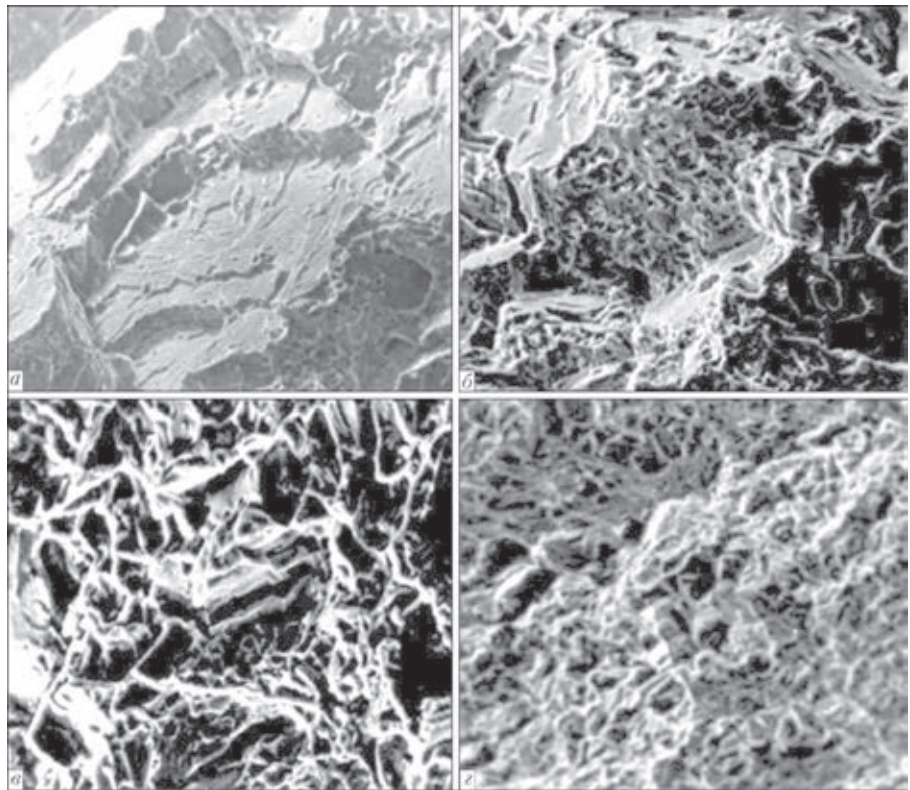
Металл, наплавленный в атмосфере 100 % азота, одновременно упрочняя аустенит приводит к охрупчиванию. Об этом свидетельствует появление на поверхности излома площадок скола с ярко выраженной кристаллографической ориентацией (рис., г).

Испытания на стойкость к задиранию. С целью получения сопоставимых данных по служебным свойствам наплавочных материалов уплотнительных поверхностей затворов энергетической арматуры, проводили комплексные экспериментальные исследования сплавов на склонность к образованию задигов и эрозии при параметрах среды и условиях, близких к рабочим.

Испытания на стойкость к задиранию проводились в среде пара при температуре 350 °С и удельном давлении 80...100 МПа на специализированном стенде.

Исследовались сплавы 10X17H8C5Г2Т и 10X19H9C5M2PГТ, полученные наплавкой соответственно проволоками ПП-АН133 и ПП-АН157 в защитных газах или их смесях — Ar, CO₂, N₂, CO₂ + N₂. Исследование материалов на стойкость к задиранию проводили путем моделирования процесса контактного силового воздействия на уплотнительные поверхности деталей затвора арматуры. Минимальная удельная нагрузка, при которой начинали испытания, составляла 10 МПа. Затем нагрузку повышали ступенчато через 10 МПа до наступления задира или достижения заданной величины удельного давления. После испытания определяли площадь контакта (трения) образцов и глубину задирания. Измерения проводили с помощью микроскопа МИС-11. Критерием стойкости к задиранию условно принимали появление на рабочей (контактной) поверхности образцов задигов глубиной 10 мкм и более. Удельную нагрузку, вызывающую задиры указанной величины, считали максимально допустимой для данного материала.

Из представленных данных (табл. 2) следует, что все пары образцов сплава 10X17H8C5Г2Т, кроме образцов, наплавленных в атмосфере аргона, обладают достаточно высокой стойкостью против образования задигов при удельных давлениях 91,2...96,6 МПа, но наилучшими свойствами обладает металл, наплавленный проволокой ПП-АН133 в



Эволюция вида излома при наплавке порошковой проволокой ПП-АН133 (×580). Защитная атмосфера: а — Ar; б — 30 % N₂ + 70 % CO₂; в — 70 % N₂ + 30 % CO₂; з — N₂ атмосферах 50 % N₂ + 50 % CO₂ (96,0 МПа) и 70 % N₂ + 30 % CO₂ (96,6 МПа).

При испытании разноименных пар образцов 10X17H8C5Г2Т + 10X19H9C5M2PГТ высокие противозадирные свойства зарегистрированы в металле, наплавленном соответствующими проволоками в смеси газов 70%N₂ + 30% CO₂.

Противозадирные свойства одноименной пары из сплава 10X17H8C5Г2Т, легированного азотом, не уступают этим свойствам при испытании разноименных пар 10X17H8C5Г2Т + 10X19H9C5M2PГТ. Повышение противозадирных свойств наплавленного металла связано с получением более однородной структуры при наплавке в азотсодержащих средах. В структуре сплавов, легированных азотом, изменяется количественное соотношение α- и γ-фаз в сторону увеличения аустенита. Сплав

Таблица 2. Противозадирные свойства исследуемых сплавов

Тип сплава исследуемых пар образцов	Защитный газ при наплавке, %	Твердость, HRC	Удельные нагрузки, вызывающие задиры более 10 мкм, МПа
10X17H8C5Г2Т	100 Ar	36	57,7
	100 CO ₂	32	71,2
	100 N ₂	36	93,0
	50N ₂ + 50CO ₂	35	96,0
	70CO ₂ + 30N ₂	33	93,0
	70N ₂ + 30CO ₂	35	96,6
10X17H8C5Г2Т (нижний)	100 N ₂	32/36	70,0
10X19H9C5M2PГТ (верхний)	70N ₂ + 30CO ₂	35/38	77,0



Таблица 3. Эрозионные свойства стали 10X17H8C5Г2Т

Сталь	Защитный газ при наплавке, %	Параметры испытаний			Результаты испытаний		
		Давление, МПа	$T^{\circ}\text{C}$	Время испытаний, ч	Глубина износа, мкм	Скорость износа, мкм/ч	КОЭС
10X17H8C5Г2Т	100Ar	17,0	200	254	15,95	0,064	1,03
		18,5	180	196	15,32	0,052	0,88
		18,5	180	196	9,32	0,047	0,97
	50N ₂ + 50CO ₂	17,0	200	254	12,15	0,051	1,29
		18,5	180	196	7,21	0,033	1,39
	70CO ₂ + 30 N ₂	17,0	200	254	13,06	0,053	1,24
		18,5	180	196	7,52	0,035	1,31
	30CO ₂ + 70 N ₂	17,0	200	254	12,33	0,032	2,06
		18,5	180	196	6,15	0,051	1,40
		18,0	180	196	10,86	0,049	1,53
12X18H10Т	—	17,0	200	254	16,8	0,066	1,00
		18,5	180	196	8,7	0,046	1,00

10X17H8C5Г2Т, легированный азотом из газовой фазы, характеризуется образованием мелкодисперсных равномерно распределенных карбонитридных частиц в аустенитной матрице, что вызывает эффект упрочнения.

Испытания на эрозионную стойкость. Рабочей средой являлась вода (18 МПа, 210 °С), питающая котлы промышленной ТЭЦ. Испытаниям подвергались одновременно несколько пар образцов, из которых не менее, чем в трех находились образцы из исследуемого материала. Скорость среды в щели $0,3 \times 3 \text{ мм}^2$ между исследуемым верхним образцом и нижним из стали типа 12X18H10Т составляла около 100 м/с. Параметры среды поддерживались и регистрировались в процессе эксперимента системой КИП, состав среды контролировали отбором химических проб на ТЭЦ и испытательном стенде.

Степень кавитационно-эрозионного разрушения исследуемых образцов определялась взвешиванием их на аналитических весах до и после испытаний с точностью $\pm 0,0001 \text{ г}$. Кроме этого, рабочая поверхность образцов, находящихся в щелевом потоке воды, оценивалась по среднему значению глубины износа. Измерения производили в девяти точках исследуемой поверхности.

Одновременно с образцами из исследуемого материала при каждом эксперименте устанавливали также в качестве исследуемого верхний образец из стали типа 12X18H10Т, уровень эрозионной стойкости которого принят за единицу. Коэффициент относительной эрозионной стойкости (КОЭС) рассчитывали как отношение численных значений скорости эрозии эталонного и исследуемого материалов. Ито-

говые показатели определяли как среднее арифметическое из значений относительной эрозии испытанных пар образцов.

Средняя скорость эрозии определялась как отношение средней глубины эрозионного разрушения $\bar{h}$ в единицу времени τ $i = \bar{h} / \tau$ мкм/ч. Для сравнительной оценки стойкости против эрозии исследуемых наплавочных материалов испытания проводили при изменяющихся параметрах среды. Из приведенных результатов (табл. 3) следует, что все исследуемые варианты сплавов, полученных наплавкой проволокой ПП-АН133 в азотсодержащих атмосферах, обладают высокой эрозионной стойкостью.

Сравнительные характеристики показали, что лучшими показателями эрозионной стойкости обладает металл, наплавленный проволокой ПП-АН133 в среде 70 % N₂ + 30 % CO₂ и 50 % N₂ + 50 % CO₂.

Фазовый состав наплавленного металла существенно влияет на эрозионные свойства. С увеличением содержания доли аустенита легированного азотом, возрастает эрозионная стойкость стали. Повышение эрозионных свойств азотсодержащего наплавленного металла также, по-видимому, связано с образованием мелкодисперсных нитридов с решеткой, когерентной решетке аустенита и обеспечивает в ней их прочное зацепление.

1. Степин В.С., Старченко Е.Г., Андреев А.А. Применение дисперсно-твердеющих Cr–Ni–Si сталей для элементов затворов и наплавки уплотнительных поверхностей арматуры ТЭС и АЭС // Арматуростроение. – 2006. – № 3. – С. 66–69.
2. Лопухов Ю.И. Формирование структуры хромоникель-кремнистой стали в условиях газозлектрической дуговой наплавки // Физическая инженерия поверхности. – 2009. – 7, № 1-2. – С. 27–30.

Поступила в редакцию 15.04.2015

ОСОБЕННОСТИ РЕСТАВРАЦИИ РАБОЧИХ ОРГАНОВ МАТРИЧНЫХ КОРПУСОВ БУРОВЫХ ДОЛОТ

Б.В. СТЕФАНИВ, В.Ф. ХОРУНОВ, О.М. САБАДАШ, С.В. МАКСИМОВА, В.В. ВОРОНОВ

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены особенности дефектов изношенных матричных буровых долот, полученных в процессе эксплуатации. Исследованы степени износа рабочих органов посадочных гнезд под алмазно-твердосплавные резцы. Отработаны способы подготовки изношенных участков рабочих органов к их восстановлению дуговой наплавкой. Показано, что для восстановления дефектных участков перемычек отверстий алмазно-твердосплавных резцов лопастей корпуса лучше других зарекомендовал себя сплав марки Х20Н80, а для подложек отверстий — TeroCote 7888Т. Установлено, что наплавленное защитное покрытие TeroCote 7888Т на сплав ВК10 обеспечивает исключительно эффективную защиту от эрозионного и абразивного износов. На основании полученных данных разработана технология восстановления рабочих органов лопастей корпусов матричных долот. Данные долота после их реставрации переданы заказчику и в настоящее время проходят промышленные испытания на предприятии в Полтавской области при бурении газовых и нефтяных скважин. Библиогр. 7, рис. 4.

Ключевые слова: буровые матричные долота, сверхтвердые материалы, микроструктура, защитное покрытие, износостойкость, дуговая наплавка, твердость

Конкурентоспособность современных газо- и нефтедобывающих предприятий во многом зависит от производительности и надежности используемого промышленного оборудования. Эффективность того или иного бурового оборудования или промышленного комплекса определяется количеством технологических перерывов или аварийных остановок на плановый или аварийный ремонт.

В наибольшей степени это связано с износом бурового инструмента. Ресурс работы бурового инструмента зависит от ресурса всех входящих в него рабочих органов. Буровой инструмент, подвергающийся интенсивному износу (абразивный, эрозионный износ, кавитация, удар, давление и др.), как правило, имеет короткий срок эксплуатации, что сильно снижает общий ресурс инструмента и приводит к плановым остановкам. Расходы, связанные с заменой бурового инструмента и простоем оборудования, превращаются в многомиллионные потери для предприятия.

Продление ресурса бурового породоразрушающего инструмента, бывшего в употреблении, может быть достигнуто с помощью технологии восстановления рабочих органов корпусов долот, наплавки защитного износостойкого покрытия, что позволяет довести изношенные долота до кондиции новых.

Основной задачей данной работы является оценка степени износа матричных корпусов долот, оснащенных поликристаллическими алмазными резцами PDC (Polycrystalline Diamond Cutter) (PDC-долот) и восстановления изношенных рабочих органов.

Объектами исследований стали инструменты для вращательного способа бурения — PDC-матричные долота для сплошного бурения. Корпус матричного долота выполнен из композитного материала на основе карбида вольфрама, обладающего более высокой, чем стальное долото износостойкостью и позволяющий производить бурение абразивных пород с более высокой скоростью. Рабочие органы матричного долота, в основном, оснащены PDC-резцами ведущих мировых производителей: Genesis, Smith Bits, Element Six серий (ХТ, HCR, HOT, SQC, GDC, и др.), а калибрующие поверхности — твердыми сплавами марок В25, В35 производства SANDVIK Coromant (Швеция) (аналоги отечественных твердых сплавов ВК6, ВК8 соответственно).

Для реставрации изношенных матричных буровых долот был использован опыт ремонта рабочих органов стальных долот [1]. Но ремонт матричных корпусов более сложен из-за плохой свариваемости и проблемах при наплавке твердых сплавов.

Технологии восстановления буровых долот, применявшихся для бурения нефтяных и газовых скважин, с использованием наплавочных материалов [2–4], которые производятся за рубежом и применяются в Украине можно классифицировать по форме изготовления и методу наплавки:

- ручная наплавка электродами;
- дуговая наплавка износостойкой порошковой проволокой;
- полуавтоматическая или автоматическая наплавка с применением сплошной проволоки, по-



рошковой проволоки, самозащитной порошковой проволоки;

- газопламенная наплавка и напыление сплавами (наплавочные порошки);
- плазменная наплавка и напыление;
- лазерная наплавка;
- индукционная наплавка;
- шлаковая наплавка;
- электронно-лучевая наплавка.

В Украине только в последние годы начали развиваться центры по ремонту и восстановлению долот для сплошного бурения и отбора керна. Специалисты предприятия ООО «ДИ-ПИ Сервис» (г. Полтава) в 2012 г. освоили новую технологию ремонта буровых долот фирмы «Polycrystalline Diamond Bits», которая позволяет восстанавливать PDC-долота со стальным и матричным корпусом.

Согласно данным [5] рыночная цена нового PDC-долота диаметром 215,9 мм составляет 15 000...40 000 дол. США. Стоимость его реставрации различна в зависимости от характера повреждения и колеблется от 1 000 до 10 000 дол. США, но, благодаря возможности проведения многократного ремонта одного и того же долота, заказчик может получить восстановленный инструмент, который имеет ресурс нового всего за 10...30 % от его стоимости. В среднем одно долото, по их мнению, может восстанавливаться 3...5 раз. Но ремонт долот зависит не только от замены алмазно-твердосплавных резцов (АТР) рабочих органов, но и, в первую очередь, от степени износа рабочих участков слоев карбид-вольфрамо-

вой матрицы посадочных гнезд под АТР (рис. 1). Если рабочие органы корпуса матрицы долота изношены более, чем на 30 %, то данное долото невозможно восстановить из-за малой толщины слоя карбид-вольфрамовой матрицы. По разным оценкам мировых производителей матричных долот толщина карбид-вольфрамовой матрицы составляет от 5 до 50 мм в зависимости от типа и конструкции.

Особенности реставрации долот с абразивным износом показаны на примере ремонта изношенных участков рабочих органов двух буровых матричных долот диаметром 311,1 мм производства фирмы «Smith Bits» (США).

Общий ресурс одного из этих долот составил 800 м. При исследовании степени износа рабочих органов шести лопастей были обнаружены участки с плоским абразивным изнашиванием основного металла и сердцевины корпуса с разрушением посадочных мест вооружения в центральном участке и незначительного износа по калибрующей поверхности долота. Самым значительным дефектом поврежденного центрального участка лопастей долота является износ основного металла подложки рабочего органа (рис. 2), где методом пайки в отверстия крепятся алмазно-твердосплавные резцы. Благодаря тому, что корпус долота был изготовлен из матричного материала, который отличается повышенной износостойкостью, были проведены работы по определению критериев ремонтнопригодности для реставрации изношенных рабочих органов данного долота.

Для примера возьмем четвертую лопасть исследуемого долота, на котором присутствует износ как подложки посадочных мест по периметру резца, так и перемычек между ними (рис. 3). Причиной возникновения такого износа была недостаточная износо- и ударостойкость резцов, охлаждение промывочных каналов, а также возникающие

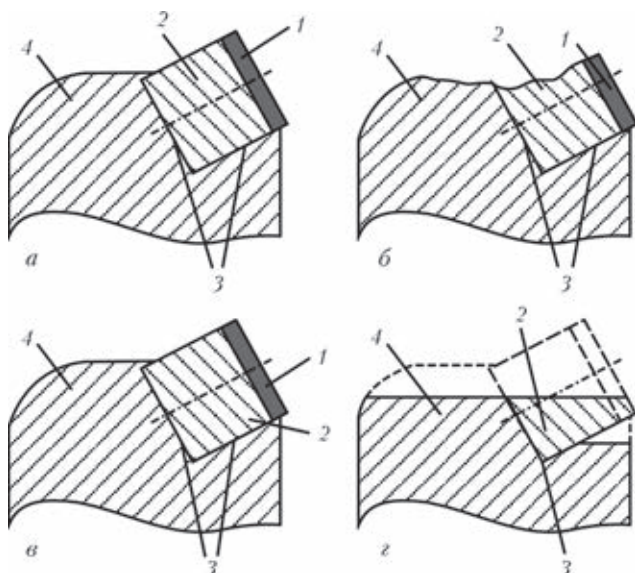


Рис. 1. Схемы износа поверхности посадочных гнезд под резцы матричных долот: а — неизношенное гнездо; б, в — ремонтнопригодное гнездо (износ поверхности посадочного гнезда от 10 до 30 %); г — гнездо, не подлежащее восстановлению (износ поверхности посадочного гнезда более 30 %); 1 — алмазная пластина; 2 — карбид-вольфрамовая подложка; 3 — поверхность посадочного гнезда под резец PDC; 4 — корпус матричного долота



Рис. 2. Внешний вид износа вооружения и рабочих органов участков матричного долота диаметром 311,1 мм

разрушительные вибрации долота в скважине. В данном случае износ посадочных мест и перемычек между посадочными местами составил от 0,1 до 5,0 мм на всех шести лопастях долота.

Итоговая оценка износа данного долота [6] согласно Системе Классификации, принятой Международной Ассоциацией Буровых подрядчиков IADC: 3 7 RO T 0 I (CT, BT, WT, FC) PR — «ремонту подлежит». Основываясь на результатах наших работ по созданию технологического регламента ремонта буровых долот разного сортамента с АТР [1, 7], были проведены исследования по выбору способа нанесения и материала, который бы соответствовал всем физико-химическим свойствам металла корпуса матрицы долота. Для достижения цели в данной работе были исследованы свойства существующих износостойких материалов и технология реставрации и разработаны способы нанесения промежуточных слоев и защитных покрытий на изношенные участки поврежденных органов.

Для нанесения защитных и износостойких слоев на твердосплавные пластины марки ВК10 были исследованы два способа наплавки: ручная аргонодуговая в защитном газе неплавящимся вольфрамовым электродом и газопламенная (ацетиленокислородная). И при нанесении защитных покрытий на дефектные участки рабочих органов было отдано предпочтение дуговой наплавке. В первую очередь, это связано с трудностями восстановления перемычек между отверстиями лопасти и подложки резцов, куда крепятся алмазно-твердосплавные резцы. При газопламенной наплавке невозможно наплавить валик толщиной 3...5 мм на изношенную перемычку из-за возможного оплавления ее очень тонкого слоя пламенем горелки, в то время как при дуговой наплавке при соблюдении оптимального режима реально нанести слой на такой же изношенный участок.

В процессе реставрации изношенных органов корпуса долота были проведены исследования по выбору материала, который бы соответствовал физико-химическим свойствам металла корпуса матрицы долота. Отработку технологии дуговой наплавки проводили на нестандартных твердосплавных образцах: 1 — сплав ВК10 + TeroCote 7888T; 2 — сплав ВК10 + ПАНЧ-11 + TeroCote 7888T; 3 — сплав ВК10 + сплав марки Х20Н80; 4 — сплав ВК10 + ПАНЧ-11.

Для наплавки промежуточного и защитного покрытия на макетные образцы использовали инверторный сварочный аппарат «Коралл-300». Установленные оптимальные режимы наплавки с наименьшим тепловложением были такие: $U = 10...12$ В; $I = 60...120$ А. Полученная толщина наплавленного слоя составила в пределах 1...3 мм.

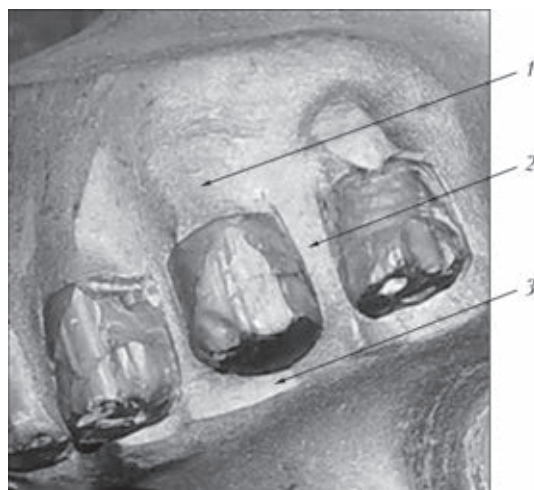


Рис. 3. Схема износа рабочего органа: 1 — подложка посадочного места; 2 — перемычка посадочного места; 3 — периметр посадочного места АТР

По результатам проведенных исследований были выбраны два материала для реставрации дефектных участков рабочих органов. Первый — TeroCote 7888T, который хорошо смачивает твердый сплав и не имеет дефектов при наплавке защитного покрытия подложек и периметров отверстий алмазно-твердосплавных резцов. Вторым — сплав марки Х20Н80, который предназначен для реставрации тонких перемычек отверстий, что в свою очередь способствует хорошей механической обработке гнезд посадочных мест после наплавки и сохраняет геометрию отверстий для крепления АТР.

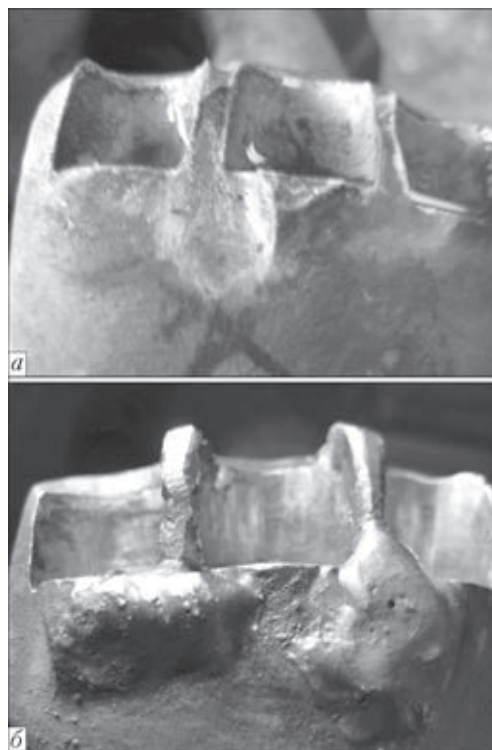


Рис. 4. Внешний вид изношенного органа лопасти после выпайки АТР (а), после наплавки перемычек и подложек АТР (б)

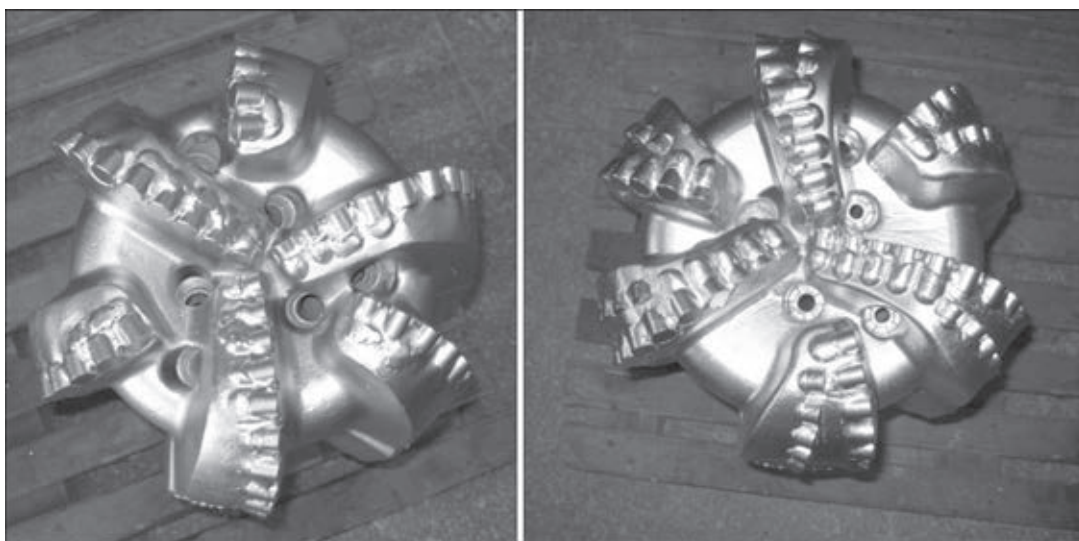


Рис. 5. Внешний вид матричных буровых долот диаметром 311,1 после реставрации

Результаты исследований были использованы при восстановлении рабочих органов лопастей корпуса двух изношенных матричных буровых алмазных долот диаметром 311,1 мм. Например на участке (рис. 4, а) после распаивания алмазно-твердосплавных (АТР) резцов из отверстий были проведены работы по механической обработке поврежденных участков отверстий лопастей, т. е. износ подложек и перемычек АТР до ремонта составлял до 30 % износа рабочего органа. Для реставрации изношенных перемычек и подложек АТР с корпусом долота использовали способ дуговой наплавки с малым тепловложением для снижения уровня остаточных напряжений в наплавленных слоях (рис. 4, б). В качестве присадочной проволоки при реставрации перемычек использовали проволоку диаметром 1,0 мм марки Х20Н80. Оптимальные режимы сварки были такие: $U = 10 \dots 12$ В; $I = 60 \dots 100$ А. Для наплавки подложек АТР использовали защитный износостойкий материал TeroCote 7888T (Castolin) диаметром 5,0 мм. При этом режимы наплавки составляли: $U = 10 \dots 12$ В; $I = 80 \dots 120$ А.

Полученная структура наплавленного металла обеспечивает высокую твердость зоны наплавки — 43...49 HRC и исключительно эффективную защиту от износа при бурении средних и крепких пород. Применяемый способ повышения износостойкости с помощью защитного материала TeroCote 7888T позволяет существенно увеличить срок службы восстановленных участков рабочих органов корпусов буровых долот, работающих в тяжелых условиях эрозионно-абразивного изнашивания.

На рис. 5 показаны буровые долота диаметром 311,1 мм после реставрации рабочих органов.

Апробация данных долот проводилась в Полтавской области при бурении газовых скважин.

Выводы

1. На основе проведенных исследований выбраны перспективные составы защитных покрытий, обеспечивающие хорошее смачивание твердосплавного материала (WC-Co) и удовлетворительную твердость при абразивном и эрозионном износе буровых долот.

2. Технология нанесения промежуточных слоев и защитного покрытия может быть применена и для восстановления других дефектных участков рабочих органов матричных корпусов буровых долот для сплошного бурения.

3. Результаты исследований могут быть использованы в горнодобывающей промышленности Украины и других отраслях.

1. Особенности восстановления поврежденного промывочного канала стального бурового долота / Б.В. Стефанив, В.Ф. Хорунов, О.М. Сабадаш и др. // Автомат. сварка. – 2014. – № 11. – С. 54–58.
2. Материалы для пайки и наплавки TeroCote: <http://www.castolin.com.ua/>
3. Наплавочные материалы БАТ-Сервиз: <http://www.b-trans.com.ua/qw/id/79/>
4. Сплав релит наплавочный типа «ЛЗ»: <http://www.resourcse@aranei.com>
5. «ДИ-ПИ Сервис» отремонтировала 13 буровых долот «КУБ-ГАЗа»: <http://www.dp-service.com.ua/tu/neffertynok-magazine>
6. Особенности износа и критерии ремонтпригодности буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами / В.Ф. Хорунов, Б.В. Стефанив, О.М. Сабадаш, В. В. Воронов // Автомат. сварка. – 2012. – № 10. – С. 43–47.
7. Особенности технологий ремонта буровых долот с алмазно-твердосплавными резцами / В.Ф. Хорунов, Б.В. Стефанив, О.М. Сабадаш, В. В. Воронов // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збір. наук. статей за результатами, отриманими в 2010–2012 рр. – Киев: ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ, 2012. – С. 488–493.

Поступила в редакцию 08.04.2015

СОСТОЯНИЕ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ЕВРОПЕЙСКОГО РЫНКА ТЕХНОЛОГИЙ СОЕДИНЕНИЙ (Обзор материалов сборника экономико-статистической информации по сварочному производству «SVESTA-2014»)

О.К. МАКОВЕЦКАЯ

ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены данные исследований объема и структуры производства технологий соединения и услуг в странах ЕС, проведенных Немецким обществом сварщиков и Европейской сварочной федерацией в 2007 и 2010 гг., а также объема потребления сварочной техники в ЕС в 2012 и 2013 гг. и объема производства сварочной техники в Германии в 2012 и 2013 гг.

Ключевые слова: европейский рынок, сварочные технологии, сварочная техника, технологии соединений, объем производства сварочной техники

Рынок технологий соединения (ТС) и услуг, включая рынок сварочной техники, Европейского союза (ЕС) составляет около 30 % мирового рынка, а крупнейший национальный рынок ЕС — рынок Германии — около 30 % рынка ЕС. Наиболее полно оценить объем и структуру производства, а также рынок ТС и услуг ЕС позволили проведенные Немецким обществом сварщиков (DVS) и Европейской сварочной федерацией (EWF) в 2007 и 2010 гг. широкомасштабные исследования по оценке вклада ТС в экономику ЕС. Также были установлены значения добавленной стоимости и уровень занятости, полученные в результате производства и применения ТС [1, 2].

Исследование стоимостного объема производства ТС в странах ЕС включало оценку:

- оборудования и систем ТС для технологий сварки, наплавки, пайки, резки (в том числе запасных частей и аксессуаров); склеивания, механических соединений, термических напылений, роботов и робототехнических систем, лазерных технологий;

- сопутствующих товаров и услуг ТС: материалов для сварки, наплавки, пайки, нанесения покрытий, склеивания, заклепок, газов для сварки и резки, средств защиты окружающей среды и индивидуальной защиты, средств контроля, оборудования систем вентиляции, обучения.

Полученные в ходе исследований данные за 2007–2010 гг. и статистические данные объема производства сварочной техники в Германии в 2012 и 2013 гг., опубликованные DVS, позволяют оценить состояние и тенденции развития производства и рынка ТС в ЕС в 2012 и 2013 гг. [3].

Согласно данным проведенного DVS и EWF исследования, объем производства ТС в странах ЕС в послекризисный 2010 г. составил 15,5 млрд. евро, что на 22,6 % ниже уровня 2007 г. В табл. 1 и 2 приведены данные объема производства в ЕС оборудования и систем по отдельным ТС, а также сопутствующих товаров и услуг ТС.

Как видно из табл. 1 и 2, после кризиса 2008, 2009 гг. в ЕС наметился рост производства оборудования и систем ТС, а также произошло значительное (40 %) сокращение объема производства сопутствующих товаров и услуг ТС. В ЕС растет производство средств автоматизации ТС. Объем производства роботов и робототехнических комплексов за три года увеличился более чем в 2,5 раза и превысил в 2010 г. 800 млн. евро. Международная федерация робототехники прогнозирует, что в 2014–2016 гг. в Европе объем продаж промышленных роботов будет увеличиваться на 4 % ежегодно. При этом следует отметить, что доля сварочных роботов в ежегодных продажах возрос-

Таблица 1. Объем производства в ЕС оборудования и систем ТС в 2007 и 2010 гг.

Технологии соединения	Объем производства, млн. евро		Доля, %	
	2007	2010	2007	2010
Сварка и наплавка	3 916*	3732	52	47
Пайка	629*		8	
Резка	582*		8	
Запасные части и аксессуары	-	2202	-	28
Склеивание	338	548	5	7
Механические соединения	324	279	4	3
Термическое напыление	54	59	1	1
Роботы/робототехнические системы	323	829	4	10
Лазерные технологии	1 334	301**	18	4
Всего	7 500	7 951	100	100
* Включая запасные части и аксессуары.				
** Данные предоставила только Германия.				



Таблица 2. Объем производства в ЕС сопутствующих товаров и услуг ТС в 2007 и 2010 гг.

Сопутствующие товары и услуги ТС	Объем производства, млн. евро		Доля, %	
	2007	2010	2007	2010
Сварочные и наплавочные материалы	1 717	2 027	15	27
Материалы для пайки	127		1	
Материалы для термического напыления	256		2	
Другие материалы (включая клеи)	6 040	1 860	48	25
Сварочные газы	2 232	1 728	18	23
Заклепки	500	552	4	7
Средства защиты окружающей среды и индивидуальной защиты	277	267	2	4
Вентиляционное оборудование	50	-	1	-
Средства контроля	723	688	5	9
Обучение	561	417	4	5
Всего	12 483	7 539	100	100

ла с 33 % в 2011 г. до 50 % в 2013 г. Также растет объем производства оборудования для технологий склеивания. Прогноз немецких экспертов относительно увеличения применения данной технологии соединения материалов полностью оправдался [4]. Сокращение объема производства сопутствующих товаров произошло в основном за счет снижения производства в категории «Другие

материалы». Объем производства материалов для сварки, наплавки, пайки и термического напыления в 2010 г. практически достиг уровня продаж 2007 г. Статистические данные DVS показывают рост производства в Германии материалов ТС этой категории в 2011 г. на 19,4 %, что позволяет предположить положительный тренд в целом в ЕС за этот год [3]. Следует также отметить, что в 2012 и 2013 гг. стоимостный объем производства сварочных материалов в Германии сократился на 5 и 6,7 % соответственно и составил в 2013 г. 550,7 млн. евро.

Данные объема и структуры производства сопутствующих товаров и услуг ТС соединения в 2007 и 2010 гг. представлены в табл. 3 и 4.

Как видно из данных, приведенных в табл. 3 и 4, помимо значительного сокращения объема производства сопутствующих товаров и услуг ТС в период с 2008 по 2010 гг. существенно изменилась его структура. В 2007 г. основная доля (~50 %) в структуре производства сопутствующих товаров и услуг в странах ЕС приходилась на производство клея; 18 % — на сварочный газ; 17 % — на материалы для сварки, наплавки, резки и термического напыления. В Германии эта структура несколько отличалась: первое место по объемам производства занимает сварочный газ — 28 %, второе — материалы для сварки, резки и термического напыления — 27 %, третье — производство клея — 13 %. Услуги по обучению персонала составляли значительную долю на рынке стран ЕС и особенно Германии соответственно 4,5 и 11 %.

В 2008–2010 гг. в ЕС было отмечено более чем трехкратное сокращение объема производства клея, при этом его доля в общем объеме производства сопутствующих товаров и услуг снизи-

Таблица 3. Производство сопутствующих товаров и услуг в области ТС в Германии и ЕС в 2007 г.

Сопутствующие товары, услуги	Объем производства, млн. евро		Доля, %	
	Германия	ЕС	Германия	ЕС
Материалы, всего в том числе:	576	2100	27,3	16,9
для сварки и наплавки	415	1717	19,7	13,8
для термического напыления	78	256	3,7	2,1
для пайки	83	127	3,9	1,0
Газ для сварки, резки	598	2232	28,4	17,9
Клей	271	6 040	12,9	48,4
Заклепки	134	500	6,4	4,0
Оборудование для контроля	229	723	10,9	5,7
Охрана труда и техника безопасности	49	277	2,3	2,2
Вентиляционное оборудование	9	50	0,4	0,4
Обучение	241	561	11,4	4,5
Всего	2106	12483	100,0	100,0

Таблица 4. Производство сопутствующих товаров и услуг в области ТС в Германии и ЕС в 2010 г.

Сопутствующие товары, услуги	Объем производства, млн. евро		Доля, %	
	Германия	ЕС	Германия	ЕС
Материалы для сварки, наплавки, пайки, термического напыления	549	2027	25,7	26,9
Газ для сварки, резки	544	1728	25,5	22,9
Клей	339	1860	15,9	24,7
Заклепки	182	552	8,5	7,3
Оборудование для контроля	267	688	12,5	9,1
Охрана труда и техника безопасности	56	230	2,6	3,1
Вентиляционное оборудование	18	37	0,8	0,5
Обучение	179	417	8,5	5,5
Всего	2 135	7 539	100,0	100,0

Таблица 5. Объем потребления сварочных материалов в мире и ЕС в 2013 г.

Сварочные материалы	В мире		В ЕС	
	тыс. т	%	тыс. т	%
Электроды сварочные	2389,3	100	58,3	2,4
Порошковая проволока	863,7	100	106,0	12,3
Проволока для сварки под флюсом	706,2	100	68,9	9,8
Сплошная проволока	2 324,4	100	296,8	12,8
Всего	6 283,6	100	530,0	8,5

лась до 25 %, что привело к изменениям долевой структуры производства сопутствующих товаров и услуг при отсутствии значительного роста производства.

По оценке японского издания «The Japan Welding News for the World» количественный объем потребления сварочных материалов в ЕС составил в 2013 г. 530 тыс. т, или 8,5 % мирового потребления сварочных материалов. В 2012, 2013 гг. в ЕС по данным этого издания потребление сварочных материалов снизилось на 7 %. DVS отмечает в этот период 3%-ное сокращение производства сварочных материалов в Германии с 199,7 до 193,6 тыс. т [3, 5–7].

В структуре потребления сварочных материалов в ЕС 56 % приходится на сплошную и 20 % на порошковую проволоку. Доля потребления этих материалов продолжает расти, вытесняя сварочные электроды, хотя этот процесс замедлился. В табл. 5, 6 приведены данные объема и структура потребления основных видов сварочных материалов в ЕС и в мире.

По данным DVS в ЕС в структуре производства оборудования и систем ТС основную долю объема производства (более 70 %) составляют оборудование и системы для технологий сварки, наплавки, резки и пайки, включая запасные части. В табл. 7 приведены данные объема производства оборудования и систем ТС в ЕС и Германии в 2010 г. по основным видам технологий соединения в стоимостном выражении.

Таблица 7. Объем производства в Германии и ЕС оборудования и систем ТС в 2010 г.

Технологии соединения	Объем производства, млн. евро		Доля, %	
	Германия*	ЕС**	Германия	ЕС
Сварка, наплавка, пайка, резка	1259	3732	47,3	47,0
Запасные части	535	2202	18,6	27,6
Склеивание	309	548	10,7	7,0
Термическое напыление	17	59	0,6	0,7
Механическое соединение	89	279	3,1	3,5
Лазерные технологии	301***	301*	7,9	3,7
Роботы/Робототехнические системы	444	829	15,4	10,5
Всего	2881	7951	100,0	100,0

* Данные 2011 г.

** Данные 2010 г.

*** Данные предоставила только Германия.

Таблица 6. Объем и структура потребления сварочных материалов в ЕС в 2011–2013 гг.

Сварочные материалы	2011		2012		2013	
	тыс. т	%	тыс. т	%	тыс. т	%
Электроды сварочные	68	12	60	11	58	11
Порошковая проволока	108	19	105	19	106	20
Проволока для сварки под флюсом	75	13	77	14	69	13
Сплошная проволока	319	56	308	56	297	56
Всего	570	100	550	100	530	100

В 2013 г. стоимостный объем производства оборудования для сварки и родственных технологий (пайки, наплавки, напыления, резки) в Германии составил 1 663,8 млн. евро (с учетом производства запасных частей 2430,4 млн. евро), а в натуральном выражении 812 088 ед. В стоимостной структуре производства оборудования для сварки и родственных технологий наибольшая доля — 28 % приходится на дорогостоящие машины и аппараты для сварки сопротивлением и 27 % суммарно — на оборудование для сварки пластмасс, резки, лазерной сварки, ультразвуковой сварки. При этом в натуральном выражении их доля невелика и составляет соответственно 1,8 и 5,8 %.

Наибольшая доля в производстве оборудования для сварки и родственных технологий в Германии в натуральном выражении приходится на аппараты для дуговой сварки — 56,8 % (461536 ед.), из которых только 0,5 % (2369 ед.) составляет оборудование для автоматической дуговой и плазменной сварки. При этом в стоимостном выражении доля оборудования для автоматической дуговой и плазменной сварки составляет 8 %, а доля других аппаратов для дуговой, включая оборудование для сварки в защитном газе и МИГ/МАГ сварки 12 %. Начиная с 2010 г. объем производства автоматов для дуговой сварки вырос с 336,5 до 464,7 млн. евро в 2013 г. или на 38 %.

Опираясь на приведенные выше статистические данные Германии и данные табл. 7, объем производства оборудования для сварки и родственных технологий ЕС в 2013 г. можно оценить на уровне 5 млрд. евро, а ТС — 10...11 млрд. евро.

Оборудование для дуговой и контактной сварки доминирует на всех мировых рынках, включая рынок ЕС. По оценке японского издания «The Japan Welding News for the World» в мировой структуре потребления сварочного оборудования для дуговой и контактной сварки в натуральном выражении на долю ЕС приходится ~12 % оборудования для ду-

**Таблица 8.** Доля потребления оборудования для дуговой и контактной сварки в мире и ЕС в 2012 г.

Сварочное оборудование	В мире		В ЕС	
	тыс. ед.	%	тыс. ед.	%
Машины для дуговой сварки	1301,7	100	152,5	11,7
Машины для контактной сварки	53,85	100	11,7	21,7
Всего	1355,55	100	164,2	12,1

Таблица 9. Потребление оборудования для дуговой и контактной сварки в ЕС в 2011, 2012 гг.

Сварочное оборудование	2011		2012	
	тыс. ед.	%	тыс. ед.	%
Машины для дуговой сварки	150,0	93,2	152,5	92,9
Машины для контактной сварки	11,0	6,8	11,7	7,1
Всего	161,0	100,0	164,2	100,0

Таблица 10. Объем производства в странах ЕС оборудования и систем, а также сопутствующих товаров и услуг ТС в 2007, 2010 гг. (млн. евро)

Страна	2007			2010		
	Оборудование и системы ТС	Сопутствующие товары и услуги ТС	Всего	Оборудование и системы ТС	Сопутствующие товары и услуги ТС	Всего
Германия	2500	2110	4660	2881	2135	5016
Италия	1170	1800	2970	876	880	1758
Франция	320	1510	1830	518	940	1458
Великобритания	160	1190	1350	213	541	754
Польша	97	169	266	-	-	-
Чехия	-	-	-	76	51	127
Нидерланды	29	382	411	27	228	255
Другие страны ЕС	3224	5319	8543	3360	2765	6125
Всего по ЕС	7500	12480	19980	7951	7539	15490

говой сварки и ~22 % оборудования для контактной сварки. В структуре потребления этих видов сварочного оборудования в ЕС доля оборудования для дуговой сварки составляет 93 %. В табл. 8, 9 приведены данные потребления оборудования для дуговой и контактной сварки в мире и ЕС в 2011 и 2012 гг. в натуральном выражении [8, 9].

Основными производителями оборудования и сопутствующих товаров и услуг ТС в ЕС являются Германия (как отмечалось выше) и Италия, на долю которых приходится половина объема производства и потребления оборудования и сопутствующих товаров и услуг ТС в Европе.

Бесспорным лидером европейского рынка ТС является Германия. В послекризисный период только Германии удалось восстановить объем производства товаров и услуг ТС и нарастить их производство. Данные, приведенные в табл. 10, позволяют оценить региональную структуру производства ТС в ЕС исходя из вклада национальных экономик стран ЕС.

Германия и Италия также являются основными производителями в ЕС оборудования для сварки, резки и пайки. Суммарно в этих двух странах производится 70 % всего сварочного оборудования в ЕС (только Германия производит около 43 %). В табл. 11 приведены данные стоимостного объема производства в ряде стран ЕС оборудования и систем для технологий сварки, пайки и резки в 2010 г.

Исследования, проведенные DVS и EWF, показали значимость технологий соединения в экономике ЕС. В 2010 г. общая добавленная стоимость, полученная в результате применения ТС, в ЕС составила 65,1 млрд. евро при ~1,2 млн. рабочих мест. Для сравнения общая добавленная

стоимость, полученная от ТС в 2007 г. в Европе, составляла 86 млрд. евро при более чем 2 млн. рабочих мест [1].

В табл. 12 приведены данные количества занятых в ЕС и Германии в сфере производства оборудования и систем, а также сопутствующих товаров и услуг ТС в 2007 и 2010 гг.

Количество занятых в отраслях промышленного производства, связанных с применением ТС, составило в ЕС в 2010 г. 1,1 млн. человек. В табл. 13 приведены данные, показывающие коли-

Таблица 11. Объем производства в странах ЕС оборудования и систем для технологий сварки, пайки и резки в 2010 г. (млн. евро)

Страна	Оборудование	Запасные части	Всего
Германия	1259	535	1794
Италия	319	255	574
Франция	137	243	380
Великобритания	58	99	157
Чехия	21	43	64
Другие страны ЕС	1938	1028	2966
Всего по ЕС	3732	2202	5934

Таблица 12. Производство ТС: количество занятых в ЕС и Германии в 2007 и 2010 гг.

Показатель	2007		2010	
	ЕС	Германия	ЕС	Германия
Количество занятых в производстве оборудования и систем ТС	55000	15000	45000	18332
Количество занятых в производстве дополнительных товаров и услуг ТС	68000	15350	36267	16419
Всего	123000	30350	81267	34751

Таблица 13. Применение ТС: количество занятых по профессиям в 2010 г.

Страна	Сварщики	Другие профессии*	Операторы сварочных роботов	Занятые в СП, всего	Другие профессии ТС**	Занятые в ТС, всего
Германия	156146	19611	82570	258327	74157	332484
Франция	51068	11357	26052	88 477	14751	103228
Италия	112829	19667	23806	156302	54785	211087
Всего по ЕС	646914	110487	200746	958147	166085	1124232

* Инспекторы, NTD-инспекторы, конструкторы, исследователи, преподаватели, инженеры по планированию.

** Специалисты по наплавке, пайке, резке, термическому напылению и др.

чество занятых в Германии, Италии и Франции и ЕС в области сварочного производства (СП) по профессиям.

Экономический кризис 2008, 2009 гг. оказал значительное влияние на европейскую промышленность, в том числе и в области ТС, и выявил необходимость ее скорейшей модернизации. Европейской комиссией был разработан и принят план послекризисного восстановления «Стратегия 2020», основой которого стала разработанная новая программа исследований и инноваций ЕС «Горизонт 2020» на 2014–2020 гг. с общим объемом финансирования 80 млрд. евро. Целью этой рамочной программы исследований является повышение конкурентоспособности Европы в глобальном измерении, ее экономический рост, создание новых рабочих мест.

В рамках программы исследований и инноваций ЕС «Горизонт 2020» к приоритетным направлениям отнесена также разработка прогрессивных технологий соединения. Реализация проектов по данному направлению исследований предусматривает:

- сокращение потребления дорогостоящих и критических материалов на 20 %;
- улучшение технических характеристик продукции на 30 % без повышения ее конечной цены;
- повышение уровня автоматизации и снижение времени на производство продукции по сравнению с применяемыми в настоящее время технологиями [10].

1. *The economic importance of welding and joining in Europe: production values, values added and employees // Welding and cutting.* – 2009. – N5. – P. 292–296.
2. *Study shows resilience of joining technology in Europe// Ibid.* – 2014. – N1. – P. 8–9.
3. *2013 – Kein gutes Jahr // Schweißen und Schneiden.* – 2014. – N66(9). – S. 500–513.
4. *Neueste Machinery in der Fügetechnik // Stachlmarkt.* – 2005. – N8. – S. 58–59
5. *General Description for Welding Consumables // The Japan Welding News for the World.* – 2014. – N 67. – P. 4–5.
6. *General Description for Welding Consumables Market // The Japan Welding News for the World.* – 2013. – N 63. – P. 4–5.
7. *General Description for Welding Consumables Market // The Japan Welding News for the World.* – 2012. – N 59. – P. 5–6.
8. *General Description for Welding Machine's Market//The Japan Welding News for the World.* – 2011. – N 55. – P. 5–6.
9. *Worldwide demand for welding machines // The Japan Welding News for the World.* – N 64. – 2013.
10. *Horizont 2020//http://www.joining-platform.com.*

Поступила в редакцию 21.04.2015

Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

13–15 июня 2016 г.
Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Тематика конференции:

- ◆ ЭЛС
- ◆ лазерная сварка
- ◆ гибридные процессы сварки
- ◆ STIR
- ◆ контактно-стыковая сварка высокопрочных сталей
- ◆ сварка дугой, вращающейся в магнитном поле
- ◆ 3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах

<http://pwi-scientists.com/rus/modernweld2016>





ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт» МОН Украины

М.С. Блощицын (НТУУ «Киевский политехнический институт» МОН Украины) защитил 24 апреля 2015 г. кандидатскую диссертацию на тему «Интенсификация процесса лазерной газопорошковой наплавки с применением энергии плазменной струи».

В работе решена актуальная научная задача повышения уровня физико-механических характеристик поверхностных слоев тяжело нагруженных элементов изделий, при комбинированной лазерно-плазменной наплавке порошковыми смесями.

Сформулированы технологические рекомендации по применению комбинированного процесса в промышленности. Процесс комбинированной лазерно-плазменной наплавки порошковыми смесями, рекомендуется проводить при нагреве порошка до температур $(0,8 \dots 0,9)T_{пл}$ плазменной струей, что позволяет минимизировать мощность лазерного излучения и снизить себестоимость процесса наплавки.

В.Н. Пашенко (НТУУ «Киевский политехнический институт» МОН Украины) защитил 26 июня 2015 г. докторскую диссертацию на тему «Генерирование потоков плазмы сложных газовых систем и управление их энергетически-пространственными параметрами в процессах нанесения покрытий».

Диссертация посвящена решению важной научно-технической проблемы повышения эффективности процессов плазменного нанесения функциональных покрытий за счет рационального использования энергетических и материальных ресурсов в процессе формирования газопорошковых потоков, улучшения физико-механических свойств полученных покрытий и повышения производительности напыления.

Исследованы плазменные генераторы основных конструктивных схем, применяемые в технологиях нанесения покрытий, и использующие в качестве плазмообразующих веществ воздух и смеси воздуха с углеводородными газами. Установлен механизм преобразования входных потоков энергии при комбинированном ее подводе в плазменную струю и влияние углеводородного компонента на процесс генерации плазмы. Показано принципиальное отличие процесса формирования плазменной струи при комбинированном подводе энергии (электрической и энергии горючего газа) от процесса формирования плазменной струи в случае одноканального ввода электрической энергии. Показано, что

большая часть энергии горючего газа выделяется за пределами конструкции генератора плазмы, непосредственно в плазменной струе при подсасывании окружающего воздуха. Темп падения температуры и скорости во всем объеме потока плазмы при этом существенно снижается. Получены критериальные уравнения, связывающие основные энергетические характеристики плазмотронов основных конструктивных схем с режимами и конструктивными параметрами. Исследовано пространственное распределение температурных, скоростных и энтальпийных полей струй плазмы систем N–O и N–O–C–H и зависимость этих распределений от условий генерации плазмы. Результаты обобщены критериальными уравнениями, которые позволяют решать проблему согласования энергетических режимов обработки материалов с характеристиками генератора плазмы. Предложены и исследованы новые способы управления процессом формирования плазменного и газопорошкового потоков путем применения внешних магнитных полей и профилирования дугового канала. Показана возможность управления пространственным положением потока плазмы путем наложения внешних поперечных магнитных полей.

Взаимодействие внешнего поля с дугой приводит к изменению ее положения относительно стенок дугового канала, смещению температурных и скоростных максимумов газового потока относительно оси канала и, как следствие, несимметричному истечению сформированной плазменной струи. Суммарный угол отклонения лежит в диапазоне $6 \dots 12^\circ$. Применение вращающегося магнитного поля позволяет увеличить мощность плазмотрона за счет повышения напряжения на дуге, выровнять распределение температурных и скоростных полей, увеличив при этом активный объем плазменной струи. Показана принципиальная возможность совмещения каналов массопереноса газовой и твердой фаз двухфазного потока в процессах нанесения покрытий при радиальной подаче напыляемого материала в условиях применения внешнего магнитного поля. Оптимизация условий нагрева порошка повышает коэффициент использования дисперсного материала, улучшает физико-механические характеристики полученных покрытий. Показана принципиальная возможность напыления покрытий в сложных газовых системах с попутным синтезом ультрадисперсных упрочняющих фаз.

На основе проведенной научно-исследовательской работы сформулированы основные требования к генераторам плазмы и характеристикам струй, которые они генерируют, разработаны конструкции плазмотронов и управляемых плазменных систем для процессов нанесения покрытий.



В.О. Гаевский (НТУУ «Киевский политехнический институт» МОН Украины) защитил 26 июня 2015 г. кандидатскую диссертацию на тему «Прогнозирование стойкости швов к водородной пористости как фактор уменьшения технологических рисков при сварке под флюсом».

Диссертационное исследование посвящено уменьшению технологических рисков, связанных с пористостью швов, заваренных под флюсами общего назначения, путем прогнозирования вероятности выполнения требований к пористости швов и обоснования минимально необходимого для контроля пористости объема выборки. Исследования проведены с применением разработанной на основе методики экспериментального определения вероятности комплексного выполнения требований к водородной пористости сварных швов, в основу которой положены подходы К.В. Любавского. Эта методика предусматривает использование в качестве поровывзывающего материала дистиллированной воды в полиолефиновой трубке, изменение количества воды, вводимой в зону сварки, количеством или диаметром трубок, регистрацию количества и диаметров пор на единичном участке сварного шва, определение по этим данным параметров Пуассоновского распределения количества пор и Вейбулловского распределения диаметра пор, а также расчет вероятности комплексного выполнения требований к пористости сварных швов. Расчет вероятности выполнения по правилу умножения вероятностей исходя из определения возможности одновременного наступления нескольких событий — одновременного выполнения всех требований к пористости сварного шва.

Экспериментально исследовано влияние количества воды, введенной в зону сварки и содержания во флюсе фторида кальция на показатели пористости сварного шва. Исследования выполнялись при сварке под флюсами с разным содержанием фторида кальция — АН-348А, АН-44, ОК Flux 10.71. Установлено, что с увеличением влажности флюса общего назначения существенно увеличивается среднее количество водородных пор и гораздо меньше растет их средний диаметр. Показано, что увеличение содержания фторида кальция в составе флюса общего назначения существенно уменьшает средний диаметр водородных пор и не существенно уменьшает их среднее количество на единичном участке сварного шва. Такие изменения в показателях пористости сварных швов могут быть объяснены влиянием перенасыщения металла сварочной ванны водородом на критический радиус зародыша и скорость роста поры.

По результатам экспериментального исследования стойкости к образованию пор определена возможность прогнозирования вероятности вы-

полнения требований к пористости при изготовлении сварных изделий. При этом установлено, что вероятность превышения максимально допустимого диаметра пор линейно зависит от количества воды, введенной на единичный участок сварного шва. Линейность зависимостей облегчает задачу экстраполяции данных, полученных в лабораторных условиях, на условия реального производства, когда количество воды введенной в зону сварки, в основном, определяется допустимой влажностью флюса.

В основу анализа рисков положена методика возможности и влияния отказов (FMEA). Существующие подходы к оценке ранга влияния отказа адаптированы для последствий, которые могут быть вызваны невыполнением требований к пористости металла сварного шва. С применением методов корреляционного анализа определены математические зависимости ранга возможности отказа от вероятности невыполнения требований к пористости сварного шва и ранга выявления отказа от объема выборочного контроля пористости сварных швов. Разработана методика расчета минимально необходимого для контроля пористости сварных швов объема выборки, которая учитывает потенциальные последствия невыполнения требований к пористости контролируемого сварного шва, вероятность невыполнения требований к пористости в условиях производства и приемлемый уровень технологических рисков водородной пористости.

На основании результатов исследований разработаны рекомендации, по уменьшению технологических рисков невыполнения требований к пористости швов при сварке воздушных резервуаров железнодорожных вагонов в соответствии с требованиями ГОСТ Р 52400:2005 и ISO 5817:2014. При этом, исходя из условий работы сварных швов воздушного резервуара, определена их оценочная группа по ISO 5817:2014, с учетом возможных последствий невыполнения требований к пористости сварных швов, определен ранг влияния отказа, вероятность невыполнения требований пористости сварных швов спрогнозирована по результатам лабораторных исследований стойкости к образованию пор.

В.В. Кочубей (НТУУ «Киевский политехнический институт» МОН Украины) защитил 30 июня 2015 г. кандидатскую диссертацию на тему «Применение внешних электромагнитных воздействий для улучшения показателей качества соединений при точечной контактной сварке».

Диссертационная работа посвящена разработке способа точечной контактной сварки с применением внешних управляющих электромагнитных воздействий.



Установлено, что к наибольшему положительному эффекту приводит генерирование в зоне образования соединения поперечного встречно-симметричного управляющего магнитного поля, которое создается с помощью четырехполюсной электромагнитной системы.

Установлено, что при точечной контактной сварке, с применением указанного поля, конструкционных и нержавеющей сталей диаметр сварных точек увеличивается на 6...30 % при некотором снижении их высоты. Поскольку механические характеристики соединений напрямую зависят от диаметра точки, то можно ожидать их улучшения.

Установлено также, что применение ЭМВ при ТКС позволяет получить одинаковые диаметры точек при уменьшении времени сварки на 0,02...0,06 с по сравнению со штатной технологией. Это свидетельствует о снижении энергозатрат в соединение на 25...50 %.

В результате проведения опытов по влиянию ЭМВ на структуру сварных соединений было установлено, что при ТКС с ЭМВ конструкционных сталей увеличение скорости кристаллизации в результате гидродинамических перемещений расплава во всем объеме ядра приводит к измельчению структуры точки и увеличению микротвер-

дости ее элементов. Наблюдалось также значительное снижение усадочных раковин и рыхлот в центральной части ядра сварных точек образцов из быстрорежущей стали.

Установлено также положительное влияние применения ЭМВ при ТКС на химическую микронеоднородность соединений из материалов с различными теплофизическими характеристиками. При этом в значительной степени уменьшается уровень ликвации легирующих элементов по всему объему литой зоны.

В процессе экспериментов установлено, что применение внешних электромагнитных воздействий при ТКС с оптимальным значением индукции магнитного поля конструкционных и нержавеющей сталей и соединений из разнородных материалов различной толщины позволяет увеличить разрушающее усилие на срез до 6...10 %, а разрушающее усилие на отрыв до 50 %.

На основе проведенных исследований сформулированы основные требования и принципы создания комплекса специализированного оборудования для сварки с электромагнитными воздействиями и разработаны технологические рекомендации относительно их применения при точечной контактной сварке.

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е.О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

объявляет ежегодный набор

ДОКТОРАНТУРА по специальностям:

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

АСПИРАНТУРА по специальностям:

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

Прием проводится в сентябре. Контактный телефон: 200-84-11.

Подробная информация на сайте Института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua

Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11.

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ученому секретарю.



В.С. ГВОЗДЕЦКОМУ — 85



16 августа исполняется 85 лет заслуженному деятелю науки и техники Украины, доктору технических наук, профессору, главному научному сотруднику ИЭС им. Е.О. Патона Василию Степановичу Гвоздецкому.

Закончив в 1960 г. Киевский государственный университет им. Т.Г. Шевченко по специаль-

ности «Радиофизика и электроника» и приступив к работе в ИЭС им. Е.О. Патона, он прошел путь от инженера до заведующего отделом, главного научного сотрудника. В 1977 г. в ИЭС им. Е.О. Патона был организован научный отдел физики газового разряда и техники плазмы, которым В.С. Гвоздецкий руководил до 2003 г.

Он является крупным специалистом в области физики дугового разряда и его приложений в технологических процессах соединения и обработки материалов. Им развита теория термоавтоэлектронной эмиссии с учетом полей индивидуальных ионов, созданы основы нового процесса микроплазменной сварки сталей и алюминиевых сплавов. Эти фундаментальные исследования стали основой разработки новых способов микроплазменной сварки металлов и сплавов толщиной 0,1...1 мм, оптимизации выходных характеристик источников питания микроплазмы. Изготовлено и внедрено в производство более 15 тыс. аппаратов для разных способов микроплазменной сварки. В

газовой промышленности метод микроплазменной сварки применялся при ремонте газоперекачивающих агрегатов, восстановлении рабочих и компрессорных лопаток, жаровых камер и многих других узлов и приборов.

Существенно улучшен процесс сварки в углекислом газе благодаря увеличению частоты коротких замыканий при использовании как инверторных, так и обычных источников питания. Под его руководством выполнен ряд фундаментальных исследований по физике приэлектродных процессов в сварочных дугах и процессов, протекающих при комбинированной лазерно-плазменной сварке.

Изучал особенности влияния разных газов и их смесей на плотность струи плазмы в разных условиях как при атмосферном давлении, так и в вакууме. В последнее время он активно занимается разработкой медицинской техники. Начав с участия в разработке и клинических испытаниях плазменного хирургического комплекса, он предложил новый менее энерго- и материалоемкий процесс для применения в хирургии — термоструйный и постоянно работает над расширением его функциональных возможностей и областей применения, улучшением технических характеристик аппаратуры, реализующей данный метод.

В.С. Гвоздецкий опубликовал более 200 научных работ, из которых 2 монографии, получил 53 авторских свидетельства и 22 патента, подготовил 3 докторов и 5 кандидатов наук. Василий Степанович является лауреатом Государственной премии УССР и премии Совета Министров СССР.

Поздравляем юбиляра, желаем ему здоровья, счастья, благополучия и творческого долголетия.

Редколлегия журнала

ПОДПИСКА 2016 — на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	3600 руб.	7200 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информ-наука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>

В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2013 гг. в формате *.pdf.

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- #### Технические требования к рекламным материалам
- Размер журнала после обреза 200×290 мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров 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

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

© Автоматическая сварка, 2015

Подписано к печати 25.06.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,02. Усл.-отт. 10,5. Уч.-изд. л. 10,21 + 2 цв. вклейки.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.