Международный научно-технический и производственный журнал

Автоматическая сварка

№ 8 (676)
Август 2009

Издается с 1948 года

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:
Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко, А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко, В. И. Кирьян, И. В. Кривцун, С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.), Ю. Н. Ланкин, В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.), Л. М. Лобанов, А. А. Мазур, В. И. Махненко, О. К. Назаренко, В. Д. Позняков, И. К. Походня, И. А. Рябцев, Б. В. Хитровская (отв. секр.), В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
П. Зайффарт (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
В. И. Лысак (Россия)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Г. А. Туричин (Россия)
Чжан Янмин (Китай)
Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:
Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, Международная ассоциация «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
Международная ассоциация «Сварка»

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 3484, 529 2623
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина
Электронная верстка:
А. И. Сулима, И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечни утвержденных ВАК Украины и Российской Федерации изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов редакция журнала ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НОВОСТИ 3

50 лет кафедре сварочного производства НУК им. адмирала Макарова

Квасницкий В. Ф., Бугаенко Б. В., Голобородько Ж. Г., Илюшенко В. М., Романчук Н. П., Солониченко Ю. В., Шамрай А. Н. Состояние сварочного производства на судостроительных заводах Украины 5

Махненко В. И., Квасницкий В. В. Особенности формирования напряженно-деформированного состояния соединений разнородных материалов, полученных диффузионной сваркой 11

Драган С. В., Ярос Ю. А., Ярос А. А. Технология автоматической сварки и наплавки под флюсом током малой плотности 17

Квасницкий В. Ф., Матвиенко М. В., Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В., Кузнецов В. Д. Роль соотношения размеров цилиндрических деталей из разнородных материалов на их напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке 23

Лебедев Ю. М. Влияние сварочного и послесварочного нагрева на структурные превращения и свойства ЗТВ сварных соединений закаливающихся сталей 28

Верещаго Е. Н., Костюченко В. И. Системы электропитания на базе резонансных инверторов 35

Костин А. М. Опыт эффективной организации подготовки специалистов сварочного производства для судостроения 43

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Задерий Б. А., Звягинцева А. В., Савченко В. С., Гах И. С., Карасевская О. П. Особенности структуры металла торцевых наплавок монокристаллических лопаток из никелевых суперсплавов 46

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ворончук А. П. Влияние концентрации твердых частиц на газоабразивную износостойкость композиционного сплава 54

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертации на соискание ученой степени 57

ХРОНИКА

Петраньевские чтения (к 70-летию создания электродов УОНИ-13) 59

К 100-летию со дня рождения Г. В. Раевского 59

Наши поздравления 60

ИНФОРМАЦИЯ 62

© НАН Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, МА «Сварка», 2009

International Scientific-Technical and Production Journal

Avtomaticheskaya Svarka

№ 8 (676)
August 2009
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
V. I. Makhnenko,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
V. I. Lysak (Russia)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
G. A. Turichin (Russia)
Zhang Yanmin (China)

FOUNDERS:
The National Academy of Sciences
of Ukraine,The E. O. Paton Electric
Welding Institute,
International Association «Welding»

PUBLISHER:
International Association «Welding»
Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:
E. N. Kazarova, T. V. Yushtina
Electron galley:
A.I.Sulima,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

CONTENTS

NEWS 3

Welding Chair of the Admiral Makarov National Ship Building University is 50 years

Kvasnitsky V. F., Bugaenko B. V., Goloborodko Zh. G., Ilyushenko V. M., Romanchuk N. P., Solonichenko Yu. V., Shamrai A. N. Current state of assembly- welding production at shipyards of Ukraine 5

Makhnenko V. I., Kvasnitsky V. V. Peculiarities of formation of stress-strain state of diffusion bonds between dissimilar materials 11

Dragan S. V., Yaros Yu. A., Yaros A. A. Technology for automatic submerged-arc welding and cladding at low-density current 17

Kvasnitsky V. F., Matvienko M. V., Ermolaev G. V., Labartkava A. V., Kuznetsov V. D. Effect of aspect ratio of cylindrical parts from dissimilar materials on their stress-strain state in diffusion bonding 23

Lebedev Yu. M. Effect of welding and postweld heating on structural transformations and properties of HAZ of welded joints on hardening steels 28

Vereshchago E. N., Kostyuchenko V. I. Power systems based on resonance inverters 35

Kostin A. M. Experience on efficient organisation of training of welding specialists for ship building 43

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Yushchenko K. A., Zaderij B. A., Zvyagintseva A. V., Savchenko V. S., Gakh I. S., Karasevskaya O. P. Structural peculiarities of metal of end claddings on single crystal blades made from nickel superalloys 46

INDUSTRIAL

Voronchuk A. P. Effect of concentration of hard particles on gas-abrasive wear resistance of composite alloys 54

BRIEF INFORMATION

Theses for scientific degrees 57

NEWS

Petraniev's readings (for 70th anniversary of development of UONI-13 electrodes) 59

On the occasion of the centenary of the birth of G. V. Raevsky 59

Our congratulations 60

INFORMATION 62

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title ***«The Paton Welding Journal»***
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact the editorial board.

© NAS of Ukraine, PWI, International Association «Welding», 2009

ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБАТЫВАЮЩАЯ ГОЛОВКА FiberCut

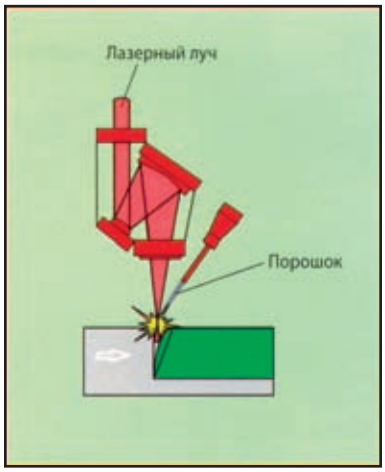
На промышленной ярмарке «Laser World of Photonics», в Мюнхене (15-18.06.09) компания «Laser Mechanisms» представила новую лазерную обратывающую головку FiberCut.

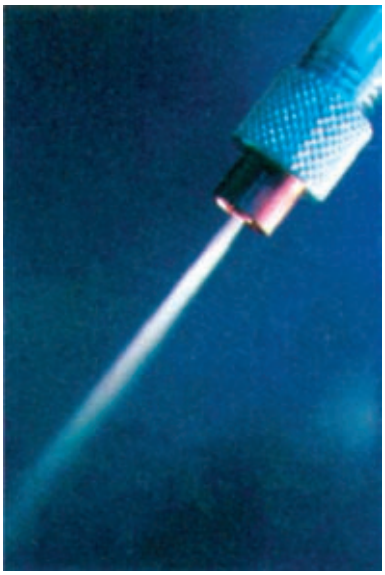
FiberCut — это компактная головка с малой движущейся массой, которая минимизирует инерционный перенос на опорный рычаг робота и предназначена для трехмерной роботизированной резки с помощью лазера со связанными волокнами. Все подключения к головке выполняются под прямым углом, включая волокно, что обеспечивает плотный подход к деталям, легкую прокладку кабеля и снижает напряжения на подводящее волокно. Система FiberCut состоит из режущей головки, волоконного коллиматора, линейного привода с замером местоположения и внутренней, малошумной, высокочувствительной системы, которая не чувствительна к режущей плазме и осколкам бурения.

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОРОШКОВОГО ПРИСАДОЧНОГО МАТЕРИАЛА

До недавнего времени существовал стандартный метод выполнения соединения посредством сварки, в ходе которого в качестве присадочного материала использовали проволоку. При этом часто возникали проблемы со стабильностью процесса во время выполнения искривленных в трех измерениях сварных швов, что вызывало необходимость применения дополнительных устройств для обеспечения подачи проволоки. К тому же, возможные сбои в подаче проволоки устраняли лишь за счет усложнения технологии. При выполнении некоторых траекторий сварки вообще невозможно было найти технически удовлетворительного решения, не говоря уже об экономически выгодном.

Для таких областей, как автомобильная и аэрокосмическая, в Немецком аэрокосмическом центре в Штутгарте был разработан альтернативный способ, при котором используется порошковый присадочный металл, направляемый через сопло с газоотводными каналами, с особой геометрией. Защитный газ коаксиально обтекает струю порошка, одновременно фокусируя ее. На расстоянии около 30 мм от изделия струя порошка приобретает остро направленную форму подобно проволоке. Подающий механизм с высокой точностью позволяет непрерывно распределять порошок и направлять его прямо к сварочной головке. Увеличив количество порошка, можно сваривать изделия даже при больших зазорах между кромками.





Благодаря бесконтактной передаче энергии и высокой концентрации подводимого тепла процессы лазерной сварки обычно отличаются такими преимуществами, как низкий уровень деформации элементов, высокая гибкость, хорошая способность к автоматизации, а также высокая скорость.

ТЕХНОЛОГИИ СОЕДИНЕНИЯ ДЛЯ АЭРОКОСМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ

1. Сварка трением

Институт сварки в Великобритании (TWI) совместно с компанией «Boeing» осуществляет разработку линейной сварки трением для производства заготовок по форме изделия из титановых сплавов. Технология предполагает удержание вибрирующего элемента вплотную к неподвижному блоку. Нагрев при трении создается поступательным движением, два блока проковываются, в результате полу-

чается прочное однородное соединение.

Такая технология считается более рентабельной по сравнению с традиционными методами производства. Обширная программа исследований выявила возможности экономии значительного количества титана и в дальнейшем снижение стоимости механической обработки.

Ротационная сварка трением (FSW) разработана TWI в 1991 г. и лицензирована более чем 180 компаниями по всему миру. Она применяется на производстве при сварке деталей из алюминиевых сплавов, при сварке титана профильный конец вращается внутри неподвижного компонента с буртиком, что позволяет выполнять сварку титановых сплавов при весьма незначительном износе инструмента.

Поверхность сварного шва остается очень гладкой. В настоящее время метод FSW изделий из титана трением проверяется основными производителями корпусов и двигателей самолетов.

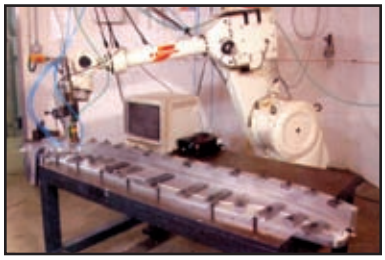
2. Лазерная сварка и штамповка

В ходе другого совместного проекта с компанией «Boeing» TWI сотрудничал с компанией «Aeromet». Целью было создание титановой конструкции с низкой себестоимостью посредством использования лазерной сварки и последующей горячей штамповки. По сравнению с другими способами сварки лазерная дает целый ряд преимуществ, включая низкий уровень искривлений и высокий процент выполненных соединений.

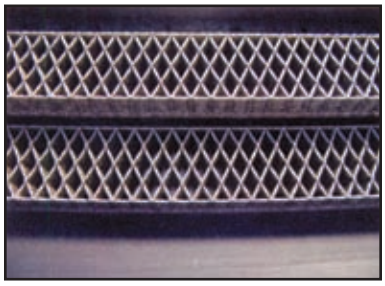
Кроме того, сварочная ванна меньшего размера облегчает защиту и контроль окисления в газовой среде с местной защитой.

Путем комбинирования горячей штамповки и лазерной сварки выполняются соединения стандартных листов. После сварки они подвергаются горячей штамповке, изгибаются и им придается сложная конечная форма.

Одновременно происходит снятие напряжений в структуре шва. Это обеспечивает высокую по точности повто-



ряемость размеров в ненагруженном состоянии. В TWI разработана методика лазерной сварки элементов из титана с использованием неодимового лазера на алюмоиттриевом гранате. Последующую горячую штамповку осуществляли специалисты компании «Aeromet» согласно требованиям к размерам, предъявляемым компанией «Boeing».



При разработке метода прямого лазерного напыления металла (DMLD) для ремонта участков лопаток и уплотнительных элементов TWI тесно сотрудничал с ведущим производителем на рынке самолетных двигателей. В процессе прямого лазерного напыления металла лазерный луч используется для формирования расплавосборника на металлической основе, куда подается порошок. Порошок плавится, формируя покрытие, соединяемое с основой методом плавления. И лазер, и сопло, из которого подается порошок, управляются с помощью робота с ЧПУ или портальной установки.

Данный процесс известен так же, как лазерное плакирование, лазерное напыление, техническое лазерное формообразование (LENS) и аддитивное лазерное изготовление (LAM).

3. Гибридный процесс сварки

TWI совместно с ведущими аэрокосмическими компаниями работает также над высокопроизводительным способом сварки титановых сплавов путем комбинации дугового и лазерного процессов сварки.

Плазменная сварка, обычно используемая для соединений деталей двигателей самолетов, сопоставляется с методами TOPTIG (автоматизированная установка компании «Air Liquide», на которой в отличие от сварочной ванны присадочная проволока добавляется в дугу), Interpulse компании «VBC Group» (дуговая сварка вольфрамовым электродом высокочастотным постоянным током прямой полярности в среде инертного газа), дуговой сваркой плавящимся электродом в среде инертного газа с меньшим количеством брызг (используется новая проволока японской компании «Daido Steel») и сваркой алюмоиттриевым лазером с иттербиевым легированием и диодной накачкой через волокно (Yb:YAG лазер).

Уважаемые коллеги-сварщики: профессора, преподаватели и сотрудники кафедры сварочного производства Национального университета кораблестроения имени адмирала Макарова!

От имени ученых и сотрудников Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины и редколлегии журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляем Вас с 50-летним юбилеем кафедры сварочного производства.

Специалисты кафедры на протяжении многих лет успешно решают задачи повышения уровня подготовки инженеров-сварщиков, осуществляют разработку и реализацию высокоэффективных технологий не только в судостроении, но и в многих других отраслях промышленности. За время существования кафедрой подготовлено более 2900 инженеров сварочного производства. Среди выпускников более 80 докторов и кандидатов наук, заслуженные деятели науки и техники.

Благодаря инициативной творческой работе коллектива кафедры под руководством в первые годы ученых-производственников доцентов А. И. Сафонова и И. И. Джеваги, а в последние 30 лет профессора В. Ф. Квасницкого сформированы актуальные научные направления, созданы отраслевые научно-исследовательские лаборатории и филиалы кафедры на крупнейших предприятиях судостроения и судового машиностроения.

В подготовке специалистов и выполнении научной работы кафедра успешно сотрудничает с ведущими научными и учебными центрами Украины, России, Германии, Китая, активно участвует в сертификации сварочного производства предприятий на Юге Украины.

Ученые и специалисты Института электросварки им. Е.О. Патона, редколлегия журнала желают счастья, благополучия и творческих успехов всему коллективу, выпускникам и студентам кафедры.

Редколлегия

УДК 629.12

СОСТОЯНИЕ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА НА СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ ЗАВОДАХ УКРАИНЫ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, д-р техн. наук, **Б. В. БУГАЕНКО**, **Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО**, кандидаты техн. наук
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
В. М. ИЛЮШЕНКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. П. РОМАНЧУК, канд. техн. наук, **Ю. В. СОЛОНИЧЕНКО**, **А. Н. ШАМРАЙ**, инженеры
(ОАО «Вадан Ярдс «Океан», г. Николаев)

Показано, что несмотря на общемировые экономические проблемы судостроительные предприятия Украины вооружены современными эффективными технологиями и оборудованием, позволяющими им успешно выпускать продукцию, конкурентоспособную на мировом рынке.

Ключевые слова: судостроение, сборка, сварка, резка, детали, секции, блоки, сварочные материалы, оборудование

Для водного транспорта Украины характерно наличие судов, срок эксплуатации которых превышает 20 лет и более. Поскольку флот нуждается в обновлении в самые ближайшие сроки, существует необходимость постройки судов для внутреннего плавания, а также смешанного типа — река–море. Мировой рынок судостроения также нуждается в продукции судостроения [1]. Однако выход на мировой рынок возможен только при условии внедрения на предприятиях современных технологий и оборудования, способных обеспечить сокращение сроков постройки, требуемое качество и сравнительно невысокую стоимость судов.

Целью настоящей работы является анализ (на примере двух заводов) технического и технологического состояния сварочного производства судостроения Украины, определяющего в значительной степени место продукции этой отрасли на мировом рынке.

Принципиальная технология постройки судов зависит от способа формирования корпуса и определяется конструктивными особенностями судна, производственными возможностями предприятия-производителя, программой выпуска судов данного проекта, а также другими факторами.

© В. Ф. Квасницкий, Б. В. Бугаенко, Ж. Г. Голобородько, В. М. Илюшенко, Н. П. Романчук, Ю. В. Солониченко, А. Н. Шамрай, 2009

Рис. 1. Установка «Telerex TXB-10200» в работе

Корпуса современных судов состоят из листового и профильного проката, отличающегося между собой размерами, формой и материалами. Листовые детали составляют 85…90 % массы корпуса судна. Количество деталей для постройки одного судна может достигать нескольких десятков тысяч. Основным способом их изготовления является термическая резка, на долю которой приходится около 80 % общего объема выполняемой резки, а трудоемкость составляет 30 % трудоемкости всего объема работ корпусообрабатывающего цеха.

Длительное время основным способом термической резки в судостроении оставалась воздушно-плазменная резка (ВПР), при которой в качестве плазмообразующего газа использовали воздух. Накопленный опыт [2] показал не только технико-экономические преимущества ВПР, но и ее недостатки. Так, неперпендикулярность кромок реза для наиболее распространенной в судостроении толщины металла может достигать 2,5 мм на сторону, что существенно влияет на объем наплавленного металла, производительность и качество сварки; величину угловых деформаций. В процессе резки происходит насыщение металла кромок азотом, в связи с чем в сварных швах при автоматической сварке под флюсом деталей, вырезанных из металла толщиной 5…12 мм, возможно образование пор. Для устранения указанных недостатков использовали ряд средств, которые оказались малоэффективными. В настоящее время в судостроении Украины, в частности в ОАО «Вадан Ярдс «Океан» (г. Николаев), применяют те же способы и оборудование, что и за рубежом, а именно, плазменную резку под водой. Разрезаемый лист погружают в воду на глубину 4…6 см, а плазменная дуга находится под водой. При этом используют установки «Numorex» и «Telerex TXB-10200».

Для повышения производительности и коэффициента использования установка «Telerex TXB-10200» оснащена порталом с двумя головками плазменных резаков и двумя бассейнами, благодаря этому есть возможность одновременно вырезать симметричные детали, например, для левого и правого бортов судна. В каждом бассейне имеются две рамы для установки листов, что позволяет работать в режиме непрерывного раскроя. После окончания резки в одном бассейне машина перемещается в другой, а в первом устанавливают следующие листы. Вырезка двух деталей одновременно показана на рис. 1.

Применение подводной плазменной резки требует достаточно больших капитальных вложений. В ОАО «Херсонский судостроительный завод (ХСЗ)» успешно используется воздушно-плазменная резка с добавлением воды в плазму (ВПРДВ). Внедрению ВПРДВ способствовали выполненные теоретические и экспериментальные исследования, с помощью которых был определен оптимальный расход воды, подаваемой в воздушную плазму [3–5].

Установлено, что при добавлении воды вследствие плазмохимических реакций парциальное давление азота в плазме уменьшается. Образующийся водород, повышая энергетические характеристики дуги, увеличивает напряженность электрического поля и уменьшает содержание азота на поверхности реза. Оптимальная концентрация водяных паров в плазме предотвращает насыщение кромок как азотом, так и водородом, исключая возможность образования пор при сварке.

Обжатие плазменной дуги водой, поступающей по тангенциальным каналам дополнительного наружного сопла, при ВПРДВ обеспечивает перемещение анодного пятна в глубину реза и в 2,3…2,5 раза уменьшает неперпендикулярность его кромок. Их шероховатость снижается в 3…5 раз (R_z = 0,01…0,02 мм) и сопоставима с фрезерованной поверхностью. Часть воды из системы охлаждения плазмотрона поступает по радиальным каналам наружного сопла, образуя воздушно-водяной душ, который охлаждает металл в зоне реза, что позволяет повысить качество его кромок и точность изготовления деталей. При этом деформация деталей практически отсутствует.

На судостроительных предприятиях Украины эксплуатируется значительный парк модернизированных машин термической резки («Кристалл», «Гранат» и др.), имеющих современные системы автоматизации и управления. Машины с модернизированным плазмотроном работают также в ОАО «ХСЗ» на участке ВПРДВ.

Себестоимость судна в значительной степени определяется состоянием сборочно-сварочного производства, трудоемкость которого составляет 15…18 % общей трудоемкости постройки корпуса судна. Причем уровень сварочного производства определяет не только трудоемкость собственно сварочных, но и послесварочных работ. При необходимости зачистки металла от брызг или и

шва перед окраской, если не удается получить при сварке требуемую шероховатость его поверхности, трудоемкость постройки корпусов судов существенно возрастает. Поэтому в Украине, как и в мировом судостроении, совершенствуются способы сварки и сварочные материалы.

Для уменьшения разбрызгивания металла при сварке в судостроении широко применяют сварочную проволоку сплошного сечения в смеси аргона и углекислого газа (18…20 % CO_2), а также порошковые проволоки (ПП) в углекислом газе. Механические свойства металла шва и сварных соединений при сварке проволоками Св-08Г2С и Св-10ГСНТ в смеси газов отвечают нормативным требованиям и выше, чем при сварке в углекислом газе. Это обусловлено значительно более низким окислительным потенциалом смеси защитных газов по сравнению с углекислым газом и более высокими коэффициентами усвоения легирующих элементов.

При сварке в смеси газов коэффициент разбрызгивания металла снижается более чем в 2 раза. При этом образуются мелкие брызги, которые не прилипают к поверхности свариваемого проката и легко удаляются. Указанные преимущества сварки в газовых смесях обусловливают широкое применение этого процесса в судостроении. Наряду со сваркой в смесях газов все большее применение находит сварка ПП.

В судостроении Украины в основном распространена механизированная сварка тонкой ПП в углекислом газе, а также самозащитной проволокой. В таблице приведены типы судокорпусных конструкций и наиболее эффективные способы их сварки, применяемые в Украине [6, 7].

Наиболее целесообразно применение автоматической сварки стыковых и угловых швов в нижнем положении для соединения плоскостных секций с набором одного направления; механизированной и роботизированной сварки угловых швов в нижнем и вертикальном положениях для плоскостных секций с набором двух направлений; механизированной и роботизированной сварки угловых швов в нижнем, вертикальном и горизонтальном положениях для открытых полуобъемных и объемных секций; механизированной и роботизированной сварки угловых швов во всех пространственных положениях для закрытых полуобъемных и объемных секций; механизированной и роботизированной сварки стыковых и угловых швов преимущественно в нижнем положении для каркасов, фундаментов, небольших узлов; механизированной и автоматической сварки стыковых и угловых швов во всех пространственных положениях для блоков секций и корпусов суден на стапеле.

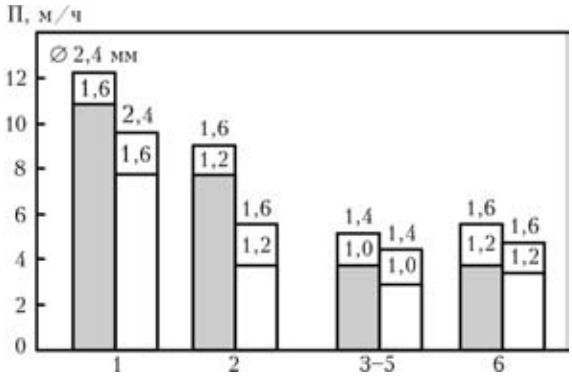


Рис. 2. Производительность сварки типовых судокорпусных конструкций (1–6 — см. таблицу) сплошной проволокой (❑) и порошковой (■)

Технико-экономический анализ эффективности различных способов сварки выполнен в работах [8–14]. Производительность наплавки, осуществляемой с использованием ПП и сплошной проволоки (СП) для сварки конструкций различных типов (№ 1–6 по таблице), показана на рис. 2.

На судостроительных заводах Украины для изготовления корпусных конструкций широко используют тонкие ПП рутилового (АН21, ППс-ТМВ7, PZ 6110, Megafil 713) и основного (PZ 6130, OK Tubrod 15.06) типов диаметром 1,2…1,6 мм. Производительность наплавки в углекислом газе с применением этих проволок больше по срав-

Основные типы сварных судокорпусных конструкций и способы их сварки

№ п/п	Тип конструкции	Распределение объемов сварочных работ по положению в пространстве, %				Способ сварки
		Нижнее	Вертикальное	Горизонтальное	Потолочное	
1	Плоскостные секции с набором одного направления	100	—	—	—	А
2	Плоскостные секции с набором двух направлений	70...90	30...10	—	—	М, Р
3	Открытые полуобъемные секции	40	55	5	—	М
4	Закрытые полуобъемные и объемные секции	40	20	10	30	М
5	Каркасы	60	30	10	—	М, Р
6	Блоки секций, корпус	10	30	30	15	А, М

Примечание. 1. А — автоматическая; М — механизированная; Р — роботизированная; 2. Остальные 15 % сварных соединений (№ 6) получают с применением покрытых электродов.

нению со сваркой с СП на 2…3 кг/ч, а по эффективности сопоставима с автоматической сваркой под флюсом.

ПП диаметром 1,6 мм рекомендуются для механизированной сварки угловых швов полуобъемных секций. Для выполнения сварных швов большинства судокорпусных конструкций в положениях, отличающихся от нижнего, наиболее перспективно использование ПП рутилового типа диаметром 1,2 мм. Применение этих проволок с быстротвердеющим шлаком не только обеспечивает получение сварных швов с гладкой поверхностью и легким удалением шлака, но и позволяет снизить разбрызгивание электродного металла по сравнению со сваркой в углекислом газе в 3…5 раз.

Результаты анализа удельных расходов на 1 кг наплавленного металла показали, что сварка в газовых смесях СП и тонкой ПП крупнотоннажных судов обеспечивает снижение себестоимости наплавленного металла за счет высокой производительности сварочного процесса и сокращения объемов зачистки сварных швов под покраску.

Основным способом дальнейшего повышения эффективности сварки является подъем уровня автоматизации путем замены механизированной сварки автоматической и роботизированной. Выполненные совместно с Национальным университетом кораблестроения и ОАО «Вадан Ярдс «Океан» опытные работы показали перспективность применения роботизированной сварки тонкой порошковой проволокой при изготовлении объемных секций [6, 7], но при этом необходимо решить ряд организационных и технических вопросов.

Если роботизация сварочных процессов в судостроении Украины — дело будущего, то автоматическая сварка под флюсом имеет широкое применение в настоящее время. Этот способ сварки наиболее часто используют для изготовления плоскостных секций с набором одного направления. На многих предприятиях плоские полотнища изготовляют на поточно-механизированной сборочно-сварочных линиях.

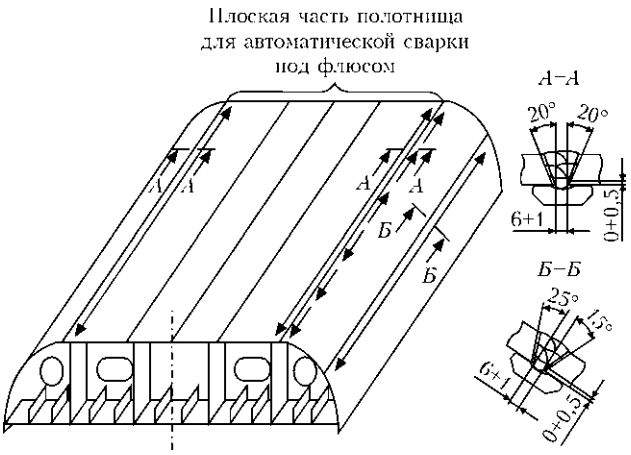


Рис. 3. Схема сварки внешней обшивки днищевых секций судна: длинная стрелка — направление сварки пазов; короткая — корневых проходов швов на ФКП

На поточно-механизированной линии фирмы ESAB можно выделить три основные позиции. На первой, оснащенной порталом с двухдуговой подвесной системой А6, выполняется односторонняя двухдуговая сварка в общую ванну на флюсомедной подкладке стыковых соединений полотнищ толщиной от 8 до 22 мм без разделки кромок. При этом первая дуга горит на постоянном токе обратной полярности, а вторая — на переменном токе. На второй позиции осуществляется подварка стыковых соединений полотнища автоматом тракторного типа системы А6 на постоянном токе обратной полярности. На третьей — осуществляется сборка и сварка набора главного направления с плоским полотнищем. При этом из накопителя на полотнище подается набор, он прижимается системой гидравлических домкратов к полотнищу и закрепляется на прихватках. Тавровое соединение выполняют от середины к краям четырьмя подвесными сварочными головками типа А6. Укрупнение полотнищ осуществляют на плоских стендах с использованием автоматической сварки под слоем флюса «на весу».

Для уменьшения остаточных деформаций перед сваркой создают растягивающие напряжения вдоль стыка свариваемых листов, что обеспечивается за счет поперечной усадки выводных и закрепляющих планок путем наложения на них поперечных валиков.

В ОАО «ХСЗ» для предотвращения деформаций при изготовлении плоских секций на линии фирмы ESAB набор главного направления приваривают к стальной балке, которая выступает над плоскостью перемещения полотнища. Вследствие прижатия набора гидравлическим прижимом на полотнище образуется обратный выгиб, компенсирующий сварочные деформации.

Сварку плоских прямолинейных узлов (стрингеров, флоров, тавровых балок и т. д.) толщиной до 14 мм осуществляют без разделки кромок, а при толщине более 14 мм — с разделкой кромок.

Если есть возможность расположить стыки свариваемых деталей одинаковой толщины в одну линию, то автоматическую сварку выполняют под слоем флюса за один проход. При отсутствии такой возможности или нецелесообразности применения автоматической сварки из-за криволинейности или неплоскостности для изготовления узлов используют механизированную сварку в смеси защитных газов ($Ar + CO_2$). Для уменьшения трудоемкости работ по изготовлению объемных секций, а также секций, изготавливаемых в «постелях», на предприятиях применяют механизированную сварку ПП с обратным формированием шва с помощью формирующих керамических подкладок (ФКП). Изготовление днищевой

секции судна осуществляется на настиле второго дна (рис. 3). Весь набор собирают и сваривают между собой и настилом второго дна, таким образом задается форма обводов внешней обшивки. Последняя формируется из полотнищ и листов, которые закрепляются на установленный набор. Для механизированной сварки в смеси защитных газов (82 % Ar + 18 % CO_2) все стыки собирают с использованием ФКП, которые обеспечивают обратное формирование стыковых швов. Таким образом исключаются операции по расчистке корня шва и подварке стыковых соединений в замкнутом объеме. Сварку набора с внешней обшивкой осуществляют в нижнем положении ячейковым способом после кантовки секции.

Объемные бортовые секции средней части судна собирают на коксовых стоечных «постелях» на обшивке внутреннего борта, криволинейные бортовые секции — на внешней обшивке на стоечных «постелях». При изготовлении таких секций все стыковые соединения выполняют механизированной сваркой в защитных газах на ФКП.

Для снятия внутренних напряжений и уменьшения угловых деформаций в ОАО «Вадан Ярдс «Океан» в месте установки набора осуществляют термообработку тавровых сварных соединений специальной трехфакельной горелкой с гладкой стороны секции (нагрев до 350…400 °С) на участках длиной 200 мм с шагом 100 мм непосредственно после ее изготовления. Аналогичным образом прогревают двухфакельной горелкой стыковые соединения.

Наиболее ответственными являются монтажные соединения при формировании блоков секций и корпуса, в частности, стыки и пазы внешней обшивки толщиной 8…30 мм, которые продолжительное время выполняли дуговой сваркой. Механизированная сварка со свободным формированием шва повышает производительность процесса в 1,3…1,5 раз, но в положениях, отличных от нижнего, объем сварочной ванны ограничивается во избежание ее вытекания. Внедренная на предприятиях технология механизированной сварки в смеси защитных газов (Ar + 18 % CO_2) с использованием ПП в сочетании с ФКП обеспечивает высокое качество формирования шва с лицевой и обратной стороны при значительном уменьшении разбрызгивания металла, повышение производительности труда, снижение трудоемкости подготовки сварных соединений под покраску. ФКП находятся со стороны набора за исключением внешней обшивки днищевой секции, где они располагаются на гладкой поверхности. ФКП используют и при сварке набора.

Дальнейшее повышение производительности сварки при изготовлении корпуса судна на стапеле обеспечивается автоматизацией процесса. Судостроительные предприятия освоили разработанную ИЭС им. Е. О. Патона сварку вертикальных монтажных стыков с использованием ПП и принудительным формированием шва [12], а также одностороннюю сварку горизонтальных пазов на вертикальной плоскости с применением керамических подкладок.

Исходя из специфических требований к автоматической сварке в монтажных условиях на стапеле разработаны и изготовлены автоматы, перемещающиеся непосредственно по свариваемым кромкам или направляющим рейкам. Например, автомат А-1150у предназначен для сварки с применением ПП вертикальных и наклонных стыковых швов с принудительным формированием на металле толщиной 8…30 мм, что осуществляется двумя водоохлаждаемыми ползунами по стыку с кривизной 2 м.

Для сварки монтажных пазов наружной обшивки судна в условиях стапеля ИЭС им. Е. О. Патона разработал автоматы АД-119 и АД 330М, которые позволили в 2 раза повысить производительность труда и сократить трудоемкость работ за счет исключения строжки корня шва и его последующей заварки.

Разработанная технология основана на применении многопроходной сварки с ПП для выполнения горизонтальных швов на вертикальной плоскости при односторонней несимметричной разделке кромок. При этом обеспечивается обратное формирование шва на керамической подкладке, установленной с внутренней стороны наружной обшивки корпуса. Сварку осуществляют комбинированным способом: корневой и завершающий проходы выполняют с использованием ПП диаметром 1,6 мм со свободным формированием, а заполнение разделки производится с применением ПП диаметром 3 мм с полупринудительным формированием шва. Такая технология обеспечивает получение качественного сварного соединения с гарантированным проплавлением корня шва и выполнение завершающего прохода с минимальными подрезами.

Рассмотренные сварочные технологии и оборудование освоены и другими судостроительными заводами Украины. Технологии автоматической сварки монтажных стыков высокоэффективны при постройке крупнотоннажных судов и могут обеспечить преимущество Украины на мировом рынке в области судостроения.

В настоящее время в Украине разработаны и другие перспективные сварочные технологии, в частности, принципиально новые процессы сварки с использованием комбинированных и гибридных источников нагрева [13–15], а также подводная сварка, обеспечивающая возможность изготовления любых крупнотоннажных судов при стыковке их частей на плаву, а также платформ

и других конструкций различного назначения [16].

Следует отметить, что на судостроительных предприятиях Украины сертифицированы сотни сварочных процедур. Все сварщики предприятий имеют сертификаты квалификационных обществ и подтверждают их каждые полгода. Все технологии регламентированы технологическими инструкциями и введены в стандарты предприятия.

Таким образом, несмотря на экономические проблемы, существующие в настоящее время, судостроительные предприятия Украины не только сохранили свой производственный потенциал, но и успешно внедряют лучшие технологии современного сварочного производства.

Отечественное судостроение располагает необходимыми высокоэффективными технологиями, современным оборудованием, высококвафицированными специалистами, что позволяет изготовлять продукцию, конкурентоспособную на мировом рынке.

1. *Егоров Г. В.* О возможности выхода Украины на мировой рынок судостроения // Зб. наук. праць Нац. ун-ту кораблебудування. — 2008. — № 6. — С. 3–15.
2. *Технологические* процессы сварки и резки в судостроении Украины (Обзор) / С. В. Драган, В. В. Квасницкий, Н. П. Романчук и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 3–6.
3. *Моделирование* состава газовой фазы при плазменной резке судокорпусных сталей / С. И. Сербин, В. В. Квасницкий, Ж. Г. Голобородько и др. // Там же. — 2004. — № 8. — С. 12–15.
4. *Production* technology peculiaritiec of ships'body components from sheet product / V. F. Kvasnytskyy, V. V. Kvasnytskyy, G. V. Egorov et al. // Maritime transportation and exploitation of ocean and coastal resources: Proc. of the 12th Intern. congress of the International maritime association of the mediterrarean (IMAM 2005), Lisboa, Portugal, Sept. 26–30, 2005. — London: Taylor and Francis Group, 2005. — Vol. 1. — P. 935–940.
5. *Influence* of plasma cating methods on the quality of ship hull details and welded constructions / V. V. Kvasnytskyy, G. V. Egorov, Zh. G. Goloborodko et al. // Maritime industry, Ocean Engineering and Coastal Resources: Proc. of the 13th Intern.congress of the International maritime association of the mediterrarean(IMAM 2007), Varna, Bulgaria, Sept. 2–6, 2007. — Vol. 1. — London: Taylor and Francis Group, 2008. — P. 477–482.
6. *Эффективность* применения тонких порошковых проволок при механизированной и роботизированной сварке в судостроении / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Ю. В. Солониченко, Г.М. Иващенко // Тез. докл. междунар. конф. «Сварка и родственные процессы — в XXI век». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1998. — С. 52–53.
7. *Влияние* проектно-технологических факторов при роботизированной технологии изготовления крупногабаритных судокорпусных конструкций / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Е. Д. Гавриленко, Ю. В. Солониченко // Зб. наук. праць УДМТУ. — 1998. — № 8. — С. 68–79.
8. *Оценка* эффективности применения тонких порошковых проволок при сварке суднокорпусных конструкций / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Е. Д. Гавриленко и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 4–7.
9. *Экономичекие* аспекты применения отечественных и импортных сварочных материалов при изготовлениии судокорпусных конструкций / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Г. М. Иващенко, С. А. Краснощек // Зб. наук. праць УДМТУ. — 1999. — № 6. — С. 19–26.
10. *Анализ* эффективности технологических вариантов сварки в газовых средах при изготовлении судокорпусных конструкций / В. Ф. Квасницкий, Ю. В. Солониченко, С. В. Драган и др. // Тр. 1-й Междунар. науч.-практ. конф. «Защита окружающей среды, здоровья, безопасности в сварочном производстве», г. Одесса, 11–13 сент. 2002 г. — Одесса: Астропринт, 2002. — С. 568–575.
11. *Технологические* возможности повышения эффективности судокорпусного производства / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Е. Д. Гавриленко, Ю. В. Солониченко // Зб. наук. праць УДМТУ. — 1998. — № 7. — С. 69–80.
12. *Hochleistungs* schweissen von Vertikalnahten mit Zwangsformung / I. K. Pochodnja, W. N. Schlepakov, W. M. Iljuschenko, A. S. Koteltschuk // Sondertagung «Schweissen in Schiff-und Metalbau mit Voklollogium, Rostok, 4–5 Mai, 1995. — Dusseldorf: DVS, 1995. — S. 23.
13. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М.* Гибридные процессы дуговой и плазменной сварки // Сварщик. — 2003. — № 2. — С. 22–27.
14. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Мишенков В. А.* Технологические возможности процессов импульсной дуговой сварки в защитных газах (Обзор) // Автомат. сварка. — 2005. — № 7. — С. 44–48.
15. *Лазерно-дуговые* и лазерно-плазменные технологии сварки и нанесения покрытий / В. Д. Шелягин, И. В. Кривцун, Ю. С. Борисов и др. // Там же. — 2005. — № 8. — С. 49–54.
16. *Cretskii Yu. Ya., Maksimov S. Yu.* Technological processes of underwater welding and cutting of steels with flux-cored wires // Welding and joining science and tecnology: The ASM Intern. european conf., Madrid, Spain, 10–12 March, 1997. — Madrid, 1997. — P. 165–179.

It is shown that despite the economic problems, shipbuilding enterprises of Ukraine have up-to-date effective technologies and equipment, allowing them to successfully compete in the world market.

Поступила в редакцию 29.04.2009

УДК 621.791.4:539.378.3

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКОЙ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. В. КВАСНИЦКИЙ, канд. техн. наук (НТТУ «Киевский политехнический институт»)

Путем компьютерного моделирования на базе метода конечных элементов исследовано напряженно-деформированное состояние (НДС) цилиндрических деталей из металлов с разными физико-механическими свойствами при диффузионной сварке с учетом пластических деформаций ползучести. Установлены закономерности ползучести сварных соединений, а также формирования в них НДС.

Ключевые слова: диффузионная сварка, разнородные материалы, напряженно-деформированное состояние, пластическая деформация, узел цилиндр–цилиндр, узел втулка–втулка, зона застоя

В машиностроении и других отраслях промышленности широко используются детали, изготавливаемые с применением диффузионной сварки в вакууме [1, 2]. Этот способ сварки позволяет получить детали и узлы, уникальные по своим конструктивным особенностям и эксплуатационным характеристикам. При подборе режимов сварки традиционно исходят из равномерного распределения усилия сжатия по всей площади стыка. В действительности, как следует из работы [3], при сварке алюминиевой ленты с кристаллом кремния схема напряженного состояния и его компоненты в различных зонах стыка неодинаковы, что влияет на условия формирования соединений. Наиболее благоприятные условия активации поверхностей деталей и их соединений имеют место в зоне действия касательных напряжений и деформаций сдвига [3]. В работах [4–7] показано, что при сварке металлов с разными физико-механическими свойствами эффективным способом создания касательных напряжений и локализации пластических деформаций в стыке является диффузионная сварка с термоциклированием [8]. В указанных работах выполнено моделирование напряженно-деформированного состояния (НДС) узлов цилиндр–цилиндр (Ц–Ц), втулка–втулка (В–В) и втулка–фланец (В–Ф) в условиях упругости и мгновенной пластичности, когда значения деформаций не зависят от времени [9]. В реальных условиях диффузионной сварки развиваются также деформации ползучести, которые оказывают влияние на НДС узла.

© В. И. Махненко, В. В. Квасницкий, 2009

Целью настоящей работы является исследование НДС узлов типа Ц–Ц и В–В при диффузионной сварке с учетом деформаций ползучести, а также определение общих закономерностей различных видов деформаций и их влияние на формирование сварных соединений.

НДС в цилиндрических узлах анализировали по результатам компьютерного моделирования методом конечных элементов. Для моделирования НДС с учетом деформаций ползучести предварительно определяли уравнение скорости ползучести в условиях диффузионной сварки. Известен [10, 11] ряд уравнений для определения стадии ползучести.

Для установления закономерностей ползучести использовали деформационные диаграммы, приведенные в работе [10], а для определения параметров ползучести по методу малых скачков температуры проводили экспериментальные исследования в условиях одноосного нагружения [11]. Установлено, что при определенных параметрах режима диффузионной сварки ползучесть начинается практически со второй стадии и ее скорость определяется уравнением

$$\dot{\varepsilon} = Bp^m \exp\left(-\frac{\Delta H_n}{RT}\right), \qquad (1)$$

где B, m — коэффициенты для данного материала; p — действующее напряжение (давление сжатия); ΔH_n — энергия активации ползучести; T — температура; R — универсальная газовая постоянная.

При постоянной температуре уравнение (1) упрощается до $\dot{\varepsilon} = C_1 p^{C_2}$, где C_1, C_2 — коэффициенты. Экспериментально установлено, что в условиях диффузионной сварки для исследуемых металлов (армко-железа, сталей 10854, 12Х18Н9Т, жаропрочных сплавов) m = 3,5…4,6, что свиде-

тельствует о дислокационной ползучести и соответствует деформационным диаграммам [10].

Как показано в работах [5–7], в зоне стыка при соединении разнородных материалов формируется сложное напряженное состояние. В этих условиях уравнение скорости ползучести выражает теорию общей деформации Мизеса–Генки, которая основывается на законе течения и эквивалентных напряжениях Мизеса, выполняемых по известному уравнению [12].

Провести испытания на ползучесть в условиях диффузионной сварки разнородных материалов не представляется возможным. Однако в работе [12] показано, что во многих случаях для определения ползучести в условиях сложного напряженного состояния и при переменных напряжении и температуре можно использовать результаты испытаний при одноосном нагружении.

Влияние циклического нагружения зависит от соотношения времени действия максимального напряжения к периоду цикла. С уменьшением этого отношения за счет сокращения времени действия максимального напряжения или увеличения периода цикла нагружения установлено ускорение деформации ползучести при переменных напряжениях по сравнению с ползучестью при постоянном напряжении [12]. Влияние циклического нагружения на скорость ползучести оценивается коэффициентом ψ, являющимся отношением скорости ползучести относительно «чистого времени» нагружения при ползучести с периодическим нагружением к скорости ползучести при непрерывном нагружении с постоянным напряжением. Эксперименты показали, что коэффициент ψ зависит от деформации. Так, при деформации более 0,1 % за один цикл нагружения его значение близко к единице. Как следует из работы [12], при высокой температуре и коротком периоде изменения напряжения даже в том случае, когда на среднее напряжение накладывается синусоидальное циклическое напряжение (знакопостоянный цикл), кривая ползучести такая же, как и при статической ползучести. Приведенные в работе [12] результаты испытаний на ползучесть низкоуглеродистой стали, никелевого сплава Нимоник 75 и других металлов в условиях одноосного растяжения и сложного напряженного состояния, обусловленного действием растяжения и кручения, показали, что независимо от отношения напряжения растяжения и напряжения кручения получается единая кривая ползучести.

При диффузионной сварке с термоциклированием деформация ползучести происходит при переменной температуре и переменном напряжении. Влияние изменения значений этих величин на скорость ползучести характеризуется параметром внутреннего состояния, определяемым деформацией ползучести ε, и описывается механическим уравнением состояния твердого тела [12] $\dot{\varepsilon} = f(p, T, \varepsilon)$, т. е. скорость ползучести в любой момент времени определяется напряжением, температурой и деформацией в данный момент времени.

Исходя из теории деформационного и временного упрочнения, имеется два подхода к конкретной записи механического уравнения. По характеру изменения параметров при диффузионной сварке нами выбрано уравнение для временного упрочнения, которое для первой стадии ползучести имеет вид

$$\dot{\varepsilon} = C_1 p^{C_2} t^{C_3} \exp\left(-\frac{C_4}{T}\right), \qquad (2)$$

где $C_1 > 0$, C_2, C_3 — коэффициенты, определяемые из экспериментальных кривых ползучести материала; $C_4 = (\Delta H_n/R)$; t — время деформации.

Значение деформации на первой и второй стадиях ползучести, исходя из выражений (1) и (2), определяется из уравнения

$$\varepsilon = C_1 p^{C_2} \frac{t^{C_3+1}}{C_3+1} \exp\left(-\frac{C_4}{T}\right) + C_5 p^{C_6} t \exp\left(-\frac{C_7}{T}\right), \qquad (3)$$

где $C_1 > 0$, C_2, C_3, $C_5 > 0$, C_6 — коэффициенты, определяемые из экспериментальных кривых ползучести материала; $C_4 = (\Delta H_{n(1)}/R)$; $C_7 = (\Delta H_{n(2)}/R)$.

В уравнении (3) коэффициенты $C_5 \ldots C_7$ для установившейся стадии ползучести определяли по методу малых скачков температуры. Поскольку энергия активации высокотемпературной ползучести на первой и второй стадиях одинакова [13], то коэффициент C_4 принимали равным C_7. Значения остальных коэффициентов $C_1 \ldots C_3$ получали путем обработки кривых ползучести.

Расчеты НДС выполняли с использованием уравнений (1) и (3) для случаев нагружения узла В–В постоянным давлением 15 МПа, термоциклированием и давлением с термоциклированием. Сочетание соединяемых материалов было таким, чтобы процесс ползучести протекал только в верхней детали (1). Скорость ползучести в этой детали определяли по уравнению (1) при $T = 1373$ К. Значения коэффициентов приняты по экспериментальным данным: $C_1 = 2 \cdot 10^{-31}$ и $1 \cdot 10^{-31}$ (соответственно модели 1 и 2); $C_2 = 3{,}65$.

Для обеих моделей и всех вариантов нагрузок исследовали поля радиальных, осевых, окружных, касательных и эквивалентных напряжений, а также пластических деформаций. Установлено, что при нагружении постоянным давлением 15 МПа деформации ползучести в одном из соединяемых материалов формируют сложное напряженное состояние как в верхней, так и в нижней недеформирующейся детали. Появляются и растут

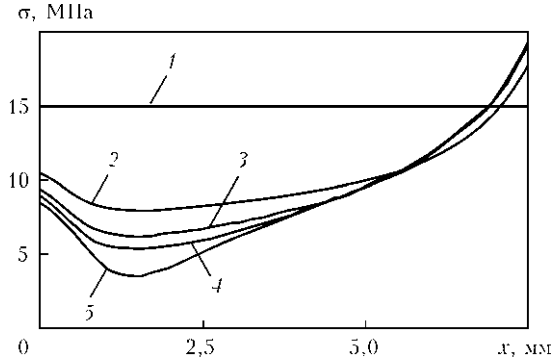


Рис. 1. Эпюры распределения эквивалентных напряжений вдоль стыка в материале 1 при нагружении сжатием 15 МПа через 0 (*1*), 30 (*2*), 60 (*3*), 90 (*4*) и 300 с (*5*) после нагружения

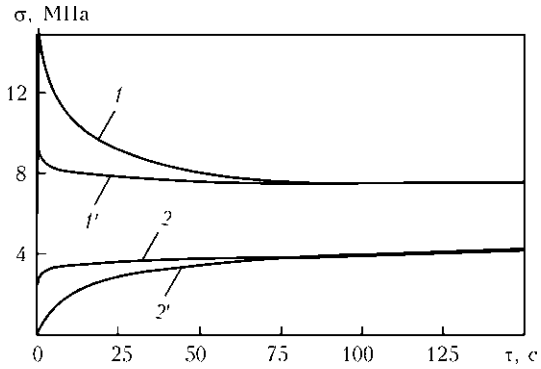


Рис. 2. Изменение во времени эквивалентных (кривые *1*, *1′*) и касательных (кривые *2*, *2′*) напряжений в средней части стыка по уравнениям (1) (кривые *1*, *2*) и (3) (кривые *1′*, *2′*)

радиальные, окружные и касательные напряжения, особенно вблизи стыка, максимальное их значение уже в течение первых минут выдержки достигает уровня приложенных осевых. Заметно нарушается и равномерность распределения осевых напряжений. Они в основном уменьшаются в обоих материалах, и лишь в небольшой зоне на внешней поверхности материала 2 [5–7], наоборот, увеличиваются в 2,0…2,5 раза. Поля всех напряжений быстро стабилизируются, и в течение последующей выдержки их характер практически не изменяется.

В соответствии с отдельными составляющими изменяется и поле эквивалентных напряжений. Как видно из эпюр распределения эквивалентных напряжений (рис. 1), в материале 1 уже в течение первой минуты выдержки эквивалентные напряжения на большей части стыка ощутимо уменьшаются, снижаясь особенно заметно во внутренней части стыка, на расстоянии около 1/4 толщины втулки от ее внутренней поверхности. В материале 2 они, наоборот, возрастают на большей части стыка до уровня, который в 2 раза и более превышает номинальные значения эквивалентных напряжений, достигая максимальных значений вблизи внутренней и наружной кромок стыка.

Для сравнения результатов моделирования НДС, а также полученных с использованием уравнений (1) и (3) на рис. 2 показано изменение во времени эквивалентных и касательных напряжений в точке, находящейся на расстоянии 5 мм от внутренней поверхности втулки и 0,2 мм от стыка в материале 1. Из рисунка видно, что значения напряжений отличаются только в течение первой минуты, в дальнейшем они полностью совпадают. Поэтому при продолжительности действия напряжения более 1,0…1,5 мин для сокращения времени расчета можно использовать более простое уравнение. В соответствии с эквивалентными напряжениями формируется сложное поле пластических деформаций ползучести (рис. 3).

В отличие от полей напряжений поле деформаций изменяется в течение всего процесса выдержки, но при этом сохраняется его главная особенность — пластические деформации развиваются в материале 1 в основном вдали от стыка. В процессе выдержки на внешней кромке стыка образуется точка концентрации деформаций, зона повышенных деформаций вблизи этой точки постепенно увеличивается, но на большей части стыка пластические деформации практически отсутствуют. Известно [13], что одним из способов локализации пластических деформаций в зоне стыка при сварке в твердом состоянии является повышение скорости деформирования. При диффузионной сварке с низкоинтенсивным силовым воздействием такой способ не реализуется при низкой ($1\cdot10^{-6}\ldots1\cdot10^{-4}$ с$^{-1}$) скорости деформирования. Анализ НДС с учетом мгновенных пластических деформаций показал, что эффективным способом локализации пластических деформаций в зоне стыка является термоциклирование [7]. Поля мгновенных пластических деформаций с учетом мгновенной пластичности узла В–В при нагружении давлением, термоциклированием и давлением с термоциклированием показаны на рис. 4.

Из рисунка видно, что термоциклирование без давления и с давлением обеспечивает распределение напряжений по высоте соединяемых деталей, близкое к идеальному. Оно также способствует более равномерному распределению пластической деформации в стыке по сравнению со

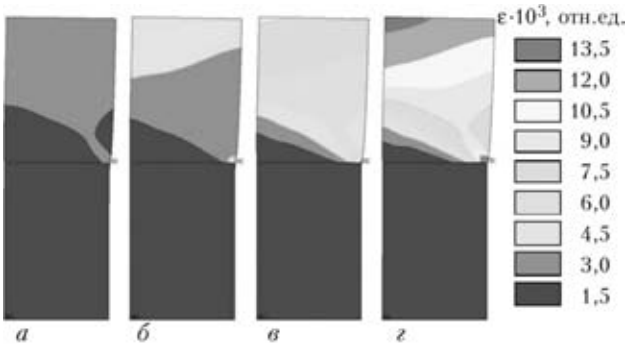


Рис. 3. Поле пластических деформаций ползучести ε при нагружении сжатием в различные моменты времени после нагружения: *а* — 60; *б* — 90; *в* — 180; *г* — 300 с

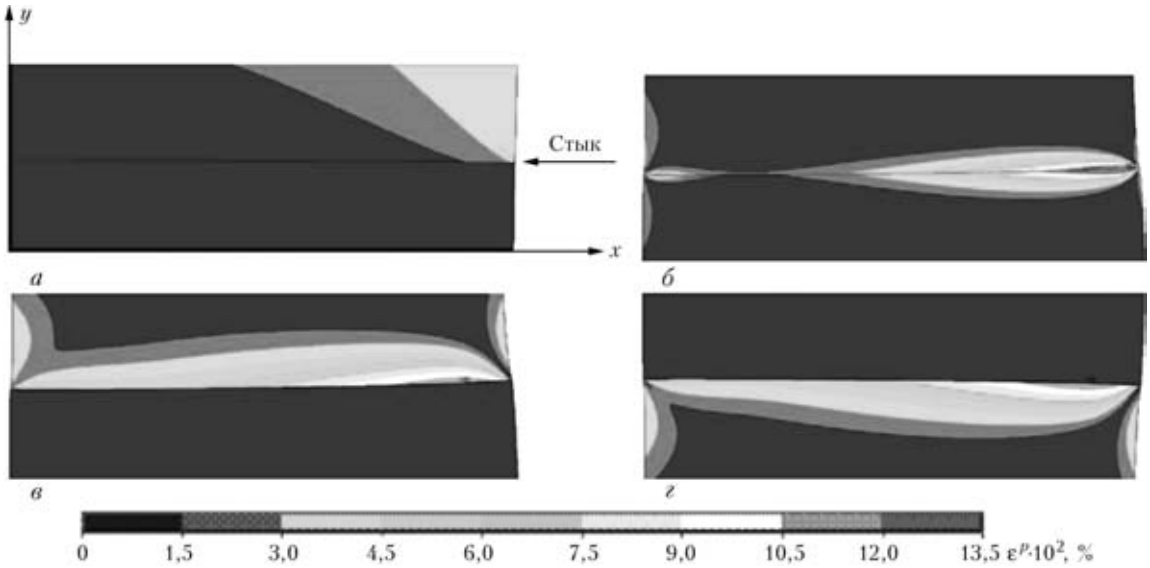


Рис. 4. Поля мгновенных пластических деформаций ε^p в образцах типа В–В при нагружении сжатием (*а*), нагревом с охлаждением (*б*), сжатием с нагревом (*в*) и сжатием с охлаждением (*г*)

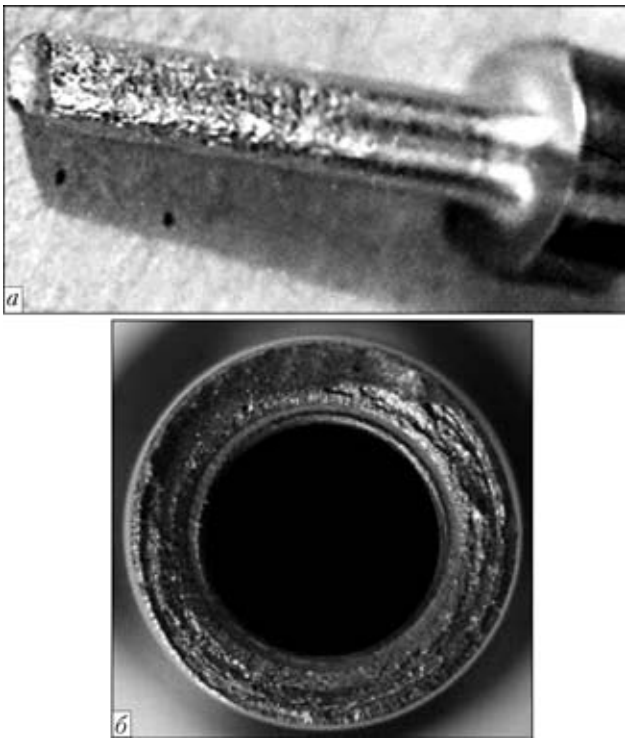


Рис. 5. Характер поверхностей разрушения сварных образцов цилиндров (*а*) и втулок (*б*)

сжатием при постоянной температуре. Однако особенностью НДС для Ц–Ц узлов в условиях термоциклирования является наличие в стыке точки с нулевыми касательными напряжениями, а вблизи нее — зоны с минимальными эквивалентными напряжениями [4, 6, 7], а также с минимальными пластическими деформациями (рис. 4, *б*). Точку и зону вблизи нее предложено назвать точкой и зоной застоя по аналогии с терминологией, применяемой в теории горячей обработки металлов давлением [11]. В этой зоне образование пластических деформаций затруднено, а отсутствие деформаций сдвига исключает деформационную активацию соединяемых поверхностей [3]. При сварке цилиндров касательные напряжения равны нулю в центре цилиндра, а при сварке втулок — вблизи внутренней поверхности. Характер поверхности разрушения при механических испытаниях сварных образцов свидетельствует о начале их разрушения именно в этих зонах. Как видно из рис. 5, *а*, поверхность разрушения образцов узла Ц–Ц из разнородных материалов имеет коническую форму с вершиной на оси образца, а втулок — форму дорожки у внутренней поверхности (рис. 5, *б*). От дорожки к внешней и внутренней поверхностям разрушение происходит с вырывом на месте менее прочного металла.

Наиболее равномерное распределение пластических деформаций в стыке обеспечивает сжатие с термоциклированием (рис. 4, *в*, *г*), способствующее получению равнопрочных соединений с разрушением при испытаниях по менее прочному металлу. Моделирование НДС с учетом мгновенной пластической деформации показало, что наибольших значений пластические деформации достигают при совместном сжатии и термоциклировании в случае близких значений предела текучести соединяемых материалов. При этом пластические деформации по стыку распределяются практически равномерно, поочередно локализуясь при нагреве и охлаждении то в одном, то в другом материале.

Моделирование НДС цилиндрических узлов с учетом деформаций ползучести подтвердило закономерности его формирования, установленные в задачах упругости и мгновенной пластичности. Вариант выдержки деталей из разнородных материалов при температуре сварки и постоянном давлении не обеспечивает образования пласти-

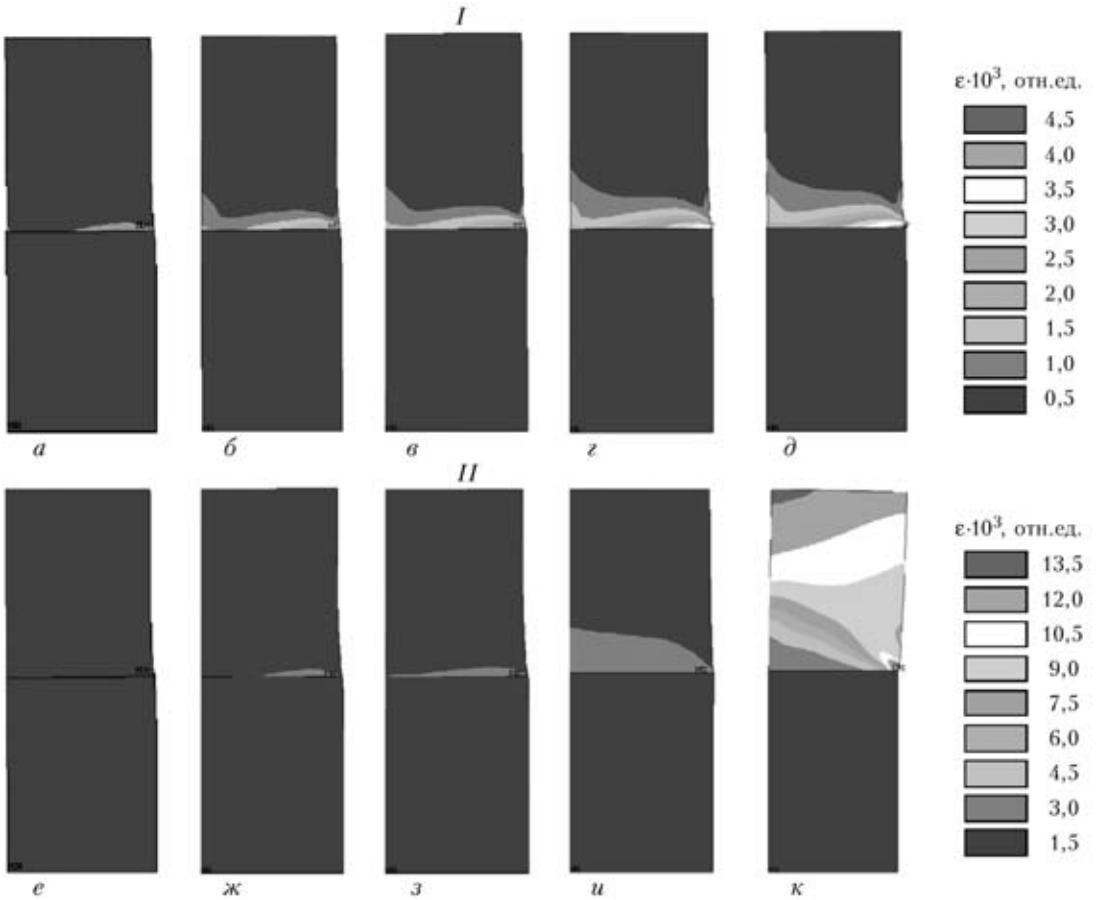


Рис. 6. Поля деформаций ползучести ε при термическом (*I*) и совместном нагружении сжатием и увеличением температуры (*II*) в различные моменты времени после нагружения: *а*, *е* — 0; *б*, *ж* — 1; *в*, *з* — 2; *г*, *и* — 30; *д*, *к* — 300 с

ческих деформаций по всему стыку. Кроме того, скорость ползучести материала 1 в зоне стыка значительно ниже, чем вдали от него, что приводит к повышенным общим деформациям сварного узла. Поля деформаций для вариантов термического нагружения и сжатия с термоциклированием с учетом деформаций ползучести показаны на рис. 6.

При термическом нагружении в результате ползучести материала 1 уровень эквивалентных напряжений снижается в обоих материалах. Пластические деформации ползучести сосредоточены в материале 1 вблизи стыка, а со временем они охватывают все более широкую зону (рис. 6, *а*).

При совместном нагружении сжатием и нагревом в первые секунды деформации также сосредоточены вблизи стыка (рис. 6, *б*) и в течение 1 мин достигают максимального значения, распределяясь при этом почти равномерно. При длительной выдержке (300 с) деформации ползучести распространяются по всей высоте образца, при этом их значения возрастают по мере удаления от стыка.

Результаты исследований показали, что деформации ползучести увеличивают уровень пластических деформаций как при термическом, так и совместном нагружении сжатием и нагревом. При термоциклировании они выравнивают распределение деформаций в стыке.

Таким образом, результаты расчетов показали, что совместное нагружение сжатием и термоциклированием целесообразно только при кратковременном нагружении, когда деформации мгновенной пластичности распределены вдоль стыка почти равномерно, обеспечивая тем самым образование физического контакта между соединяемыми материалами по всему стыку. При снижении начальных напряжений вследствие ползучести материала начальные напряжения не следует восстанавливать. На стадии выдержки лучше применять чисто термическое нагружение, обеспечивающее не только локализацию пластических деформаций ползучести вблизи стыка, но и достаточно равномерное их распределение по всей его площади.

Выводы

1. Моделирование НДС с учетом деформаций ползучести при диффузионной сварке разнородных материалов показало, что основные закономерности его формирования, установленные для стадий упругого деформирования и образования деформаций кратковременной (мгновенной) плас-

тичности, сохраняются, при этом несколько увеличивается уровень деформаций.

2. С точки зрения НДС совместное нагружение сжатием и с повышением температуры наиболее эффективно в начальный период образования соединения, когда пластические деформации распределены вдоль стыка почти равномерно.

3. На стадии выдержки лучше применять низкое давление сжатия и термическое нагружение, обеспечивающие не только локализацию пластических деформаций ползучести вблизи стыка, но и достаточно равномерное их распределение по всей его площади. Продолжительность выдержки и значения давления сжатия необходимо определять с учетом свойств соединяемых материалов (сопротивления ползучести).

1. *Люшинский А. В.* Диффузионная сварка разнородных материалов. — М.: Академия, 2006. — 208 с.
2. *Киреев Л. С., Пешков В. В., Селиванов В. Ф.* Физико-химия процесса получения пористых компактных материалов на основе титана. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — 354 с.
3. *Красулин Ю. Л., Назаров Г. В.* Микросварка давлением. — М.: Металлургия, 1976. — 160 с.
4. *Общие* закономерности формирования напряженного состояния при диффузионной сварке деталей цилиндрической формы / В. Д. Кузнецов, В. В. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, М. В. Матвиенко // Зб. наук. праць Нац. ун-ту кораблебудування. — 2007. — № 6. — С. 62–73.
5. *Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В.* Влияние физико-механических свойств соединяемых материалов и геометрии деталей на распределение напряжений при диффузионной сварке в вакууме // Автомат. сварка. — 2008. — № 1. — С. 5–11.
6. *Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В.* Напряженно-деформированное состояние соединений при диффузионной сварке металлов с различными физико-механическими свойствами // Там же. — 2008. — № 8. — С. 5–10.
7. *Махненко В. И., Квасницкий В. В.* Напряженно-деформированное состояние узлов цилиндрической формы при диффузионной сварке // Там же. — 2009. — № 2. — С. 5–10.
8. *Пат. 81583 Україна, МПК В 23 К 20/14.* Спосіб дифузійного зварювання матеріалів / В. В. Квасницький, М. В. Матвієнко, Г. В. Єрмолаєв та ін. — Опубл. 10.01.2008.
9. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
10. *Чапек Й.* Ползучесть металлических материалов. — М.: Мир, 1987. — 304 с.
11. *Гарофало Ф.* Законы ползучести и длительной прочности металлов. — М.: Металлургия, 1968. — 304 с.
12. *Тайра С., Отани Р.* Теория высокотемпературной прочности материалов. — М.: Металлургия, 1986. — 280 с.
13. *Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М.* Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
14. *Унксов Е. П.* Инженерные методы расчета усилий при обработке металлов давлением. — М.: Машгиз, 1955. — 280 с.

Computer simulation based on the finite element method was used to study the stress-strain state (SSS) of cylindrical parts from metals with different physico-mechanical properties in diffusion welding allowing for plastic creep deformations. Regularities of welded joint creep and SSS formation in them are established.

Поступила в редакцию 16.04.2009

СВАРНЫЕ МОСТОВЫЕ КОНСТРУКЦИИ

Строительство железнодорожно-автомобильного мостового перехода через р. Днепр на участке Киев-Московский — г. Киев, Дарница, 2008 г.

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ осуществляет разработку технологии сварки, научно-инженерное сопровождение при монтаже металлоконструкций, выполняет входной контроль прибывающих на строительство металлоконструкций.

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел.: 287-62-13;
факс: (38044) 528-04-86;
E-mail: office@paton.kiev.ua

УДК 621.791.(07)

ТЕХНОЛОГИЯ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ ПОД ФЛЮСОМ ТОКОМ МАЛОЙ ПЛОТНОСТИ

С. В. ДРАГАН, канд. техн. наук, **Ю. А. ЯРОС**, инж.
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
А. А. ЯРОС, инж. (НПФ «АМИТИ», г. Николаев)

Изложены результаты применения источников питания с комбинированной внешней вольт-амперной характеристикой для сварки полотен в щелевой зазор и для восстановления наплавкой гребней колес грузовых вагонов.

Ключевые слова: дуговая сварка, наплавка, источник питания, стабильность процесса, плотность тока, комбинированная вольт-амперная характеристика, технология, структура металла

Обоснование возможности автоматической сварки и наплавки под флюсом током малой плотности. Автоматическая дуговая сварка и наплавка под флюсом стальных конструкций является одним из лидирующих процессов при производстве и ремонте стальных конструкций и деталей машин.

Используя отечественное оборудование и различные технические решения, направленные на стабилизацию длины дуги и повышение устойчивости работы системы «источник питания–сварочная дуга–ванна» («ИП-Д-СВ»), возможно выполнение автоматической сварки в широком диапазоне силы тока [1]. Однако использование электродной проволоки диаметром 4…5 мм и режимов сварки с плотностью тока менее 40 А/мм^2 затрудняет проблему стабилизации длины дуги. Для каждого диаметра проволоки $d_э$ установлены минимально допустимые значения силы I или плотности тока j (таблица), при которых удается обеспечить устойчивый дуговой процесс при использовании стандартного сварочного оборудования. В то же время имеется возможность осуществления автоматической сварки на режимах с плотностью тока ниже приведенных в таблице, что открывает перспективы применения электродной проволоки большого диаметра взамен тонкой.

Применение проволок большого диаметра и малой плотности сварочного тока целесообразно при автоматической сварке под флюсом в щелевую разделку (уменьшается давление на сварочную ванну), при изготовлении сложных пространственных конструкций (снижаются остаточные сварочные деформации), а также при выполнении наплавочных работ (уменьшается перемешивание основного и наплавленного металлов) [2]. Снижение плотности тока и увеличение диаметра электрода оказывают положительное влияние и на стойкость токоведущих наконечников и соответственно сокращает затраты на эксплуатацию оборудования. Применение для сварки электродных проволок диаметром 4…5 мм вместо 2…3 мм экономически оправдано вследствие низкой стоимости проволок большего диаметра независимо от их марки, так как при производстве проволоки диаметром 5 мм из катаной заготовки отсутствует такая трудоемкая операция, как многоцикловая «горячая протяжка», обязательная для тонких проволок.

Так, например, стоимость 1 т сварочной проволоки марки Св-08А (Св-10Х2М) диаметром 2 мм составляет соответственно 4,08 (8,96); 3 — 3,84 (8,43); 4 — 3,78 (7,92); 5 — 3,72 (7,84) тыс. грн. т [3].

Устойчивость дугового процесса при сварке током малой плотности может быть существенно повышена путем применения выпрямителей с комбинированной внешней вольт-амперной характеристикой [4]. При этом скорость подачи

Допустимые значения силы (плотности) тока в зависимости от диаметра электродной проволоки

Род тока, принцип стабилизации дуги	Диаметр электродной проволоки, мм			
	2	3	4	5
Переменный ток, автоматическое регулирование	290 (92,3)	400 (56,6)	530 (42,2)	680 (34,7)
Переменный ток, саморегулирование	220 (70,0)	330 (46,7)	420 (33,4)	550 (28,0)
Постоянный ток	160 (51,0)	220 (31,1)	320 (25,5)	450 (22,3)

© С. В. Драган, Ю. А. Ярос, А. А. Ярос, 2009

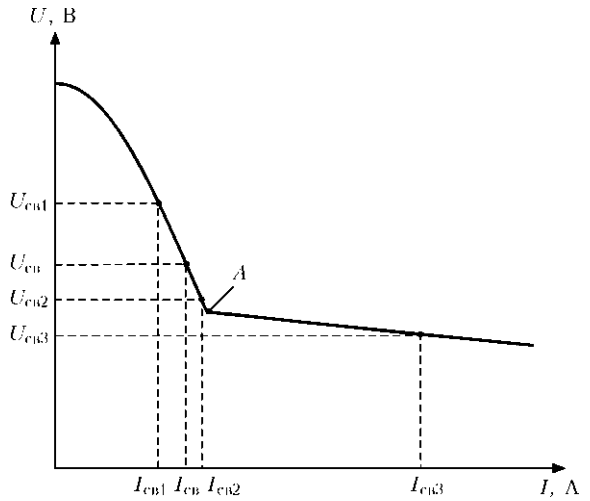


Рис. 1. Комбинированная внешняя характеристика источника питания при колебаниях длины дуги

электродной проволоки неизменна и задается технологическими требованиями, а напряжение дуги регулируется путем воздействия на напряжение и сопротивление сварочной цепи. Выпрямители серии ВДУ25 с комбинированной внешней вольт-амперной характеристикой (сертификат соответствия № UA1.012.0165143–06) содержат управляемый выпрямительный блок, собранный по шестифазной схеме выпрямления тока с уравнительным реактором, благодаря которой обеспечивается низкий коэффициент пульсации сварочного тока и высокая точность стабилизации рабочего напряжения. Регулируемая комбинированная внешняя характеристика позволяет получать оптимальные режимы сварки и обеспечивает высокие динамические свойства источников [5].

Процесс автоматической сварки или наплавки под флюсом током малой плотности с использованием выпрямителя с комбинированной внешней характеристикой осуществляется следующим образом. Источник настраивается так, чтобы обеспечить горение сварочной дуги при рабочих значениях напряжения и тока, т. е. чтобы напряжение U в точке A (точка перехода с крутопадающей на жесткую часть комбинированной внешней характеристики) было на 14…21 % меньше рабочего напряжения U сварочного процесса (рис. 1). После зажигания сварочной дуги путем короткого замыкания электрода с изделием и достижения рабочих значений напряжения U и силы тока I начинается процесс сварки.

Однако возникающие колебания напряжения в диапазоне с $U_{св1}$ до $U_{св2}$ могут приводить к соответствующим изменениям тока. Так, при повышении напряжения с $U_{св}$ до $U_{св1}$ (до 10,5 %) происходит уменьшение силы тока от $I_{св}$ до $I_{св1}$, а при снижении напряжения с $U_{св}$ до $U_{св2}$ ток увеличивается до $U_{св2}$. Поскольку питание дуги в диапазоне рабочих напряжений и токов производится на крутопадающей части внешней характеристики, то колебания тока невелики. Это существенно уменьшает колебание глубины проплавления основного металла и улучшает формирование наплавленного слоя. При возникновении возмущений и снижении напряжения дуги на 21 % и более (например, с $U_{св}$ до $U_{св3}$), которые могут привести к нарушению сварочного процесса и наступлению режима короткого замыкания, питание дуги осуществляется на жесткой части внешней характеристики. В результате сила тока увеличивается с $I_{св}$ до $U_{св3}$, интенсифицируется процесс саморегулирования дуги, т. е. возрастает скорость плавления электродной проволоки, увеличивается длина дуги и восстанавливается заданное рабочее напряжение U. Одновременно ток автоматически уменьшается до значения I. Таким образом, резкое импульсное повышение тока стабилизирует сварочный процесс, не допуская режима короткого замыкания и улучшая качество формирования шва [6].

Сварка крупногабаритных полотен в щелевой зазор. Автоматическая сварка под флюсом током малой плотности в щелевую разделку полотен толщиной 20…25 мм перспективна при изготовлении крупногабаритных судовых и машиностроительных конструкций. Очевидными преимуществами этого способа по сравнению с широко применяемой сваркой в Х-образную разделку являются:

исключение из технологического процесса операции двустороннего скоса стыкуемых кромок листов;

отсутствие трудоемких дополнительных работ, связанных с уменьшением продольных сварочных деформаций путем растяжения полотна перед сваркой как с одной, так и с другой стороны (жесткое закрепление листов к стенду, нагрев растягивающих планок, их удаление и повторная установка после кантования полотна);

снижение поперечных сварочных деформаций полотна вследствие возможности свободного расширения металла поперек оси шва.

Одним из условий получения качественного шва при автоматической сварке в щелевой зазор является стабильность горения дуги в процессе ее миграции с одной из свариваемых кромок на другую, связанной с периодическим укорочением дуги по мере расплавления кромок и формирования сварочной ванны. Для непрерывного протекания сварочного процесса система «ИП-Д-СВ» должна иметь высокую устойчивость при колебаниях длины дуги. При этом давление дуги на сварочную ванну должно быть минимальным для исключения возможности вытекания расплавленного металла из зазора [7].

Сложность одновременного выполнения указанных условий при использовании серийного оборудования ограничивает применение автома-

тической сварки в щелевой зазор в промышленности, несмотря на ее преимущества. Источники питания с жесткими и пологопадающими характеристиками не обеспечивают стабильность сварочного тока при изменении длины дуги при работе со стандартными автоматами, что приводит к возникновению несплавления на одной из кромок, вызванного прерыванием процесса миграции дуги (рис. 2, *а*).

Специализированные автоматы, снабженные механизмом поперечного колебания сварочной проволоки, который стабилизирует длину дуги и соответственно сварочный ток, устанавливаются, как правило, на сварочные порталы. Установка такого механизма на автоматы тракторного типа, применяемые в судостроении, затруднительна вследствие ограничений по массе и габаритам.

Источники питания с комбинированной внешней характеристикой обеспечивают высокую эластичность дуги и стабилизацию сварочного тока в рабочей части характеристики и устойчивую работу системы «ИП-Д-СВ» в области токов малой плотности, что способствует снижению давления сварочной дуги и исключению вытекания сварочной ванны.

Стенд для сварки в щелевой зазор, применяемый при изготовлении крупногабаритных полотен, представляет собой облегченную (вследствие отсутствия высоких требований к жесткости) рамную металлоконструкцию с настилом толщиной 10 мм. Вдоль оси шва предусмотрен паз шириной 120 мм для закладки желоба с флюсом.

Разработанная технология автоматической сварки полотен из стали 3сп1 толщиной 20 мм в щелевой зазор под флюсом АН-348А проволокой Св-08А диаметром $d_э$ = 5 мм с применением выпрямителя ВДУ25-1202 с комбинированной внешней характеристикой и сварочного трактора ТС-77 предусматривает следующую последовательность выполнения работ: монтаж желоба с флюсовой подушкой; установка свариваемых листов с зазором 4 мм и его фиксация технологическими планками; установка тракторного пути и настройка движения трактора; сварка первого шва на режиме: $I_{св}$ = 450…460 А (j = 22,9…23,4 А/мм^2), $U_{св}$ = 31…32 В, $v_{св}$ = 20 м/ч; кантовка изделия; зачистка корня шва пневмоинструментом; повторная установка тракторного пути с трактором и настройка движения трактора; сварка второго шва на режиме: $I_{св}$ = 890… 900 А (j = 45,4… 45,9 А/мм^2), $U_{св}$ = 33…34 В, $v_{св}$ = 30 м/ч.

Образцы, сваренные по описанной выше технологии, были подвергнуты металлографическим исследованиям и механическим испытаниям: статическому растяжению, изгибу и измерению твердости. Механические характеристики металла шва (средние значения из пяти измерений) следующие: $\sigma_в$ = 472 МПа; $\sigma_т$ = 294 МПа; δ_5 = 28,5 %; ψ = 68,2 %; значение ударной вязкости *KCU* для металла корневого шва при +20 °С соответственно 217 Дж/см^2.

Твердость металла сварного соединения для корневого шва соответственно *HV* 10–184 (шов); *HV* 10–18 (металл ЗТВ); 179 (основной металл). Для лицевого шва: *HV* 10 194 (шов); *HV* 10–182 (металл ЗТВ); *HV*10–179 (основной металл).

Результаты металлографического анализа и механических испытаний сварного соединения показали следующее: в соединении отсутствуют трещины, шлаковые включения, несплавления по кромкам (рис. 2, *б*) и другие дефекты, что подтверждает стабильность миграции дуги с одной из свариваемых кромок на другую при питании дуги током малой плотности от источника с комбинированной внешней характеристикой;

при испытаниях сварного соединения на растяжение все образцы разрушились по основному металлу, при испытаниях на статический изгиб в продольном и поперечном направлениях на оправке диаметром 30 мм образцы выдержали угол загиба 100° без образования трещин; металл шва имеет ферритно-перлитную структуру, протяженность ЗТВ 4…6 мм; геометрические размеры сварного шва, механические характеристики и структура металла сварного соединения соответствуют требованиям СНиП III-18–75, СНиП 3.03.01–87.

Разработанное оборудование и технология автоматической сварки полотен толщиной до 25 мм, обеспечивающие качественное формирование шва без предварительной жесткой фик-

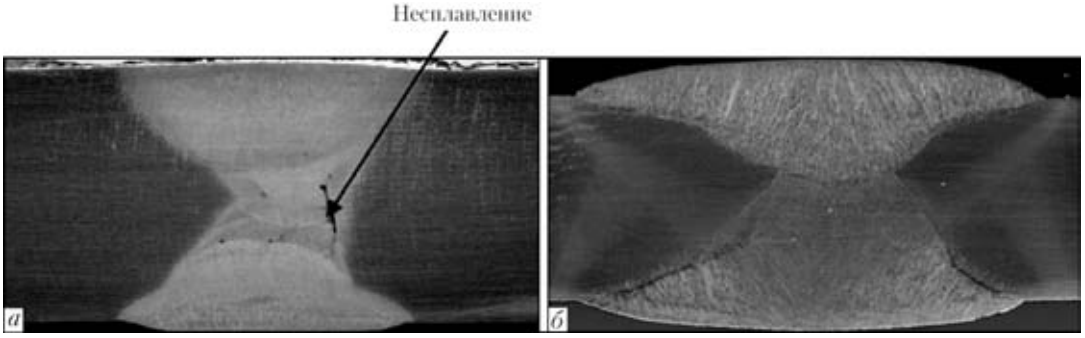


Рис. 2. Макрошлифы соединения, выполненного сваркой в щелевой зазор с применением стандартного оборудования (*а*) и источника питания с комбинированной внешней характеристикой (*б*)

сации свариваемых листов, внедрены на «МК МОНТАЖ» (г. Кривой Рог).

Наплавка гребней колес грузовых вагонов. Наиболее изнашиваемыми элементами колесных пар грузовых вагонов являются гребни цельнокатаных колес, изготовленных из стали 65Г. Для их восстановления на ремонтных предприятиях применяют технологию двухдуговой автоматической наплавки под флюсом с предварительным подогревом до 200 °С проволоками сплошного сечения диаметром 2 мм. Особенностью технологии является сварка в две ванны, когда вторая дуга переплавляет валик, наплавленный первой дугой, без непосредственного контакта дуги с основным металлом.

Наплавку выполняют на режиме: сила тока на первой дуге $I_{н1}$ = 190…250 А; на второй $I_{н2}$ = = 290…330 А; напряжение на каждой дуге $U_д$ = = 30…34 В; скорость наплавки $v_н$ = 24…25 м/ч; шаг наплавки 4,5 мм [8]. Указанным параметрам режима соответствует плотность тока в дуге j = = 60…100 А/мм^2. При использовании такого режима глубина проплавления основного металла достигает 3,0…4,0 мм. Кроме того, из-за интенсивного отвода тепла в массу колеса велика вероятность образования закалочных структур с высокой твердостью и, как следствие, недопустимых по условиям эксплуатации колес трещин или надрывов металла в наплавленном слое [8, 9]. Вместе с тем затрудняется и механическая обработка наплавленной поверхности.

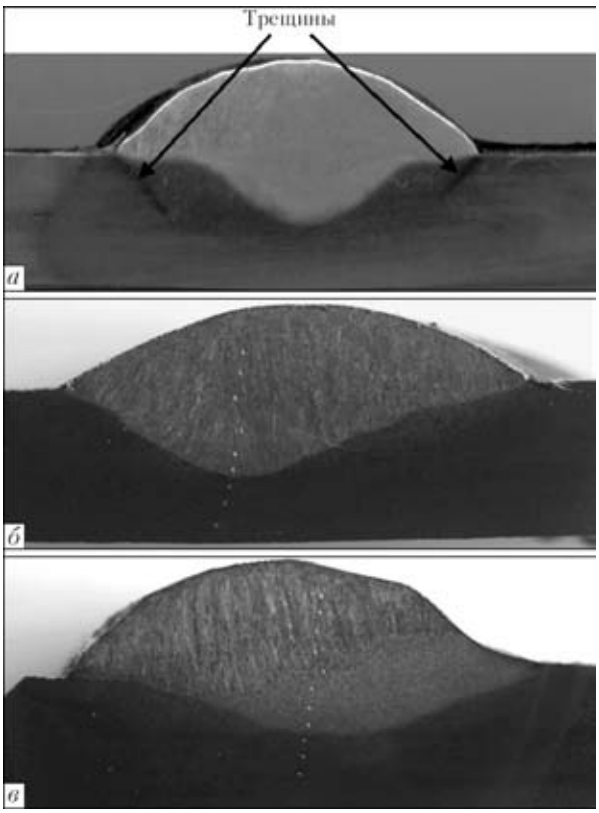


Рис. 3. Макрошлифы поперечных сечений валиков при различных условиях наплавки: *а* — без предварительного подогрева; *б* — с предварительным подогревом; *в* — последовательная наплавка двух валиков

Необходимые свойства наплавленного металла и ЗТВ при одновременном снижении стоимости наплавочного процесса можно обеспечить путем применения электродной проволоки большего диаметра при сохранении существующих параметров режима.

Применение наплавки током плотностью менее 40 А/мм^2 позволяет снизить как глубину проплавления, так и долю участия основного металла в наплавленном при одновременном улучшении структуры наплавленного металла.

Для разработки промышленной технологии нами проведены исследования качества автоматической наплавки валиков током малой плотности проволокой Св-08ХМ диаметром 4 мм под флюсом АН-348А на образцы-пластины толщиной 5 мм из стали 65Г.

Наплавку выполняли на сварочном посту, оборудованном сварочным трактором ТС-77 и выпрямителем ВДУ25-630К с комбинированной внешней характеристикой. Валики наплавляли на режиме: $I_н$ = 220…230 А (j = 17,5…18,3 А/мм^2), $U_д$ = 31…32 В, $v_н$ = 24 м/ч. Опыты проводили с варьированием исходных условий.

Вариант 1. Наплавка одного валика с интенсивным отводом тепла в воду. Данный вариант имитирует технологию наплавки на гребень колеса и моделирует отвод тепла в радиальном направлении. Образец-пластину перед наплавкой закрепляли на специальном столе так, чтобы ее нижняя поверхность была погружена в воду.

Вариант 2. Наплавка одного валика с предварительным подогревом основного металла до температуры T = 250…300 °С.

Вариант 3. Последовательная наплавка двух валиков со смещением на шаг по предварительно подогретому до T = 250…300 °С металлу (приближенно к реальным условиям работы промышленной наплавочной установки).

На основании изучения макро- и микроструктур поперечных шлифов установлены следующие закономерности:

при наплавке, выполненной по варианту *1*, в металле ЗТВ вследствие высокой скорости охлаждения возникают закалочные трещины (рис. 3, *а*) и наблюдается незначительное проплавление основного металла на периферийных участках шва. Ширина наплавленного валика достигает 16 мм, глубина проплавления 2,6 мм;

применение предварительного подогрева (вариант *2*) приводит к увеличению ширины наплавленного валика и глубины проплавления основного металла на 10… 15 % (рис. 3, *б*). Однако глубина проплавления при этом все же оказывается меньше на 30…40 %, чем при существующей промышленной технологии. Наложение второго валика на по-

верхность пластины, подогретую предыдущей наплавкой (вариант *3*), не увеличивает глубину проплавления основного металла (рис. 3, *в*);

при последовательной наплавке двух валиков структура металла второго валика (рис. 4, *а*) — среднезернистый сорбит, граница сплавления второго валика с первым (рис. 4, *б*) характеризуется переходом от среднезернистого сорбита к мелкозернистому. Структура металла, наплавленного первой дугой (рис. 4), — мелкозернистый сорбит, отпущенный второй дугой, граница сплавления первого валика с основным металлом (рис. 4, *г*) имеет переходную структуру: от мелкозернистого сорбита к перлитно-сорбитной структуре;

измерение твердости металла при различных вариантах наплавки подтверждает результаты металлографических исследований. Так, твердость наплавленного металла для варианта *1* составляет соответственно *HV* 5–440; *2* — *HV* 5–270; *3* — *HV* 5–240; металла ЗТВ для варианта *1* — *HV* 5–630; *2* — *HV* 5–300; *3* — *HV*5–250; твердость основного металла для всех вариантов наплавки одинакова и составляет *HV* 5–240.

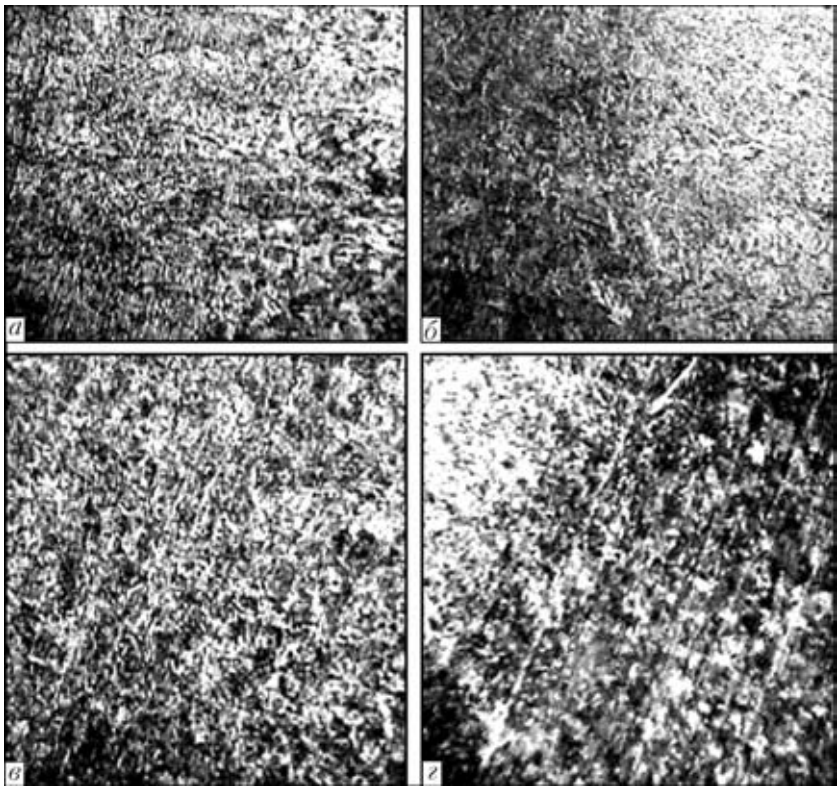


Рис. 4. Микростуктура (×170) металла при последовательной наплавке двух валиков: *а* — наплавленный металл второго валика; *б* — граница сплавления первого и второго валика; *в* — металл первого валика; *г* — граница сплавления первого валика и основного металла

При выполнении наплавки без предварительного подогрева (вариант *1*) наплавленный металл приобретает твердость, которая превышает твердость основного металла более чем в 1,5 раза; в металле ЗТВ наблюдается значительное упрочнение металла с резким снижением ее при переходе к основному металлу. При наплавке на предварительно подогретый металл (вариант *2*) наблюдается снижение твердости в наплавленном металле и сохраняется зона упрочненного металла в ЗТВ. Наплавка двух валиков со смещением на шаг (вариант *3*) обеспечивает в зоне наплавки практически полное выравнивание твердости наплавленного и основного металла.

Полученная по варианту *3* твердость металла не препятствует дальнейшей механической обработке наплавленного слоя восстановленных гребней колес и отвечает требованиям, предъявляемым к условиям эксплуатации колесной пары. Таким образом, третий вариант технологии наплавки током плотностью менее 40 А/мм^2 является допустимым для промышленного использования.

Опытно-промышленная технология и партия источников питания с комбинированной вольт-амперной характеристикой, входящих в состав установок КТ 068 (разработчик — ПКТБ ЦВ «Укрзалізниця», г. Киев) для восстановления колесных пар железнодорожных вагонов, внедрены в производство на ремонтных предприятиях «Укрзалізниці».

Выводы

1. Разработана технология автоматической сварки и наплавки под флюсом током малой плотности (17,0…24,0 А/мм^2) с использованием источников питания с комбинированной внешней характеристикой для изготовления крупногабаритных полотен и восстановления изношенных колесных пар железнодорожных грузовых вагонов.

2. Замена сварки с двусторонней разделкой кромок на сварку в щелевой зазор полотен толщиной до 25 мм обеспечивает качественное формирование шва без предварительной жесткой фиксации свариваемых листов и достижение свойств соединения, отвечающих требованиям СНиП.

3. Наплавка гребней колес грузовых вагонов двумя электродными проволоками диаметром 4 мм позволяет получить свойства наплавленного металла, удовлетворяющие требованиям дальнейшей механической обработки поверхности и условиям эксплуатации колесной пары.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. *Рябцев И. А.* Наплавка деталей машин и механизмов. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 10 с.
3. *Сварочное производство* Украины в 1990–2005 гг. (экономико-статистический обзор). — Киев: Екотехнологія, 2006. — 53 с.
4. *Пат. України* на корисну модель 30840. Випрямляч для дугового зварювання та наплавлення під флюсом / С. В. Драган, Ю. О. Ярос, О. О. Ярос та ін. — Опубл. 11.03. 2008; Бюл. № 5.
5. *Драган С. В., Ярос Ю. А.* Обеспечение устойчивости сварочной дуги с малой плотностью тока при воздействии технологических возмущений // Автомат. сварка. — 2008. — № 1. — С. 32–36.
6. *Пат. України* на корисну модель 30841. Спосіб електродугового наплавлення під флюсом / С. В. Драган, Ю. О. Ярос, О. О. Ярос та ін. — Опубл. 11.03.2008; Бюл. № 5.
7. *Процесс* плавления основного металла при сварке / Под ред. И. И. Рыкалина. — М.: Изд-во АН СССР, 1960.
8. *Оборудование* по восстановлению сваркой и наплавкой деталей и узлов подвижного состава. Каталог-справочник. — Киев: ПКТБ подвижного состава, 2003. — 32 с.
9. *Рябцев И. А., Кондратьев В. Н.* Механизированная электродуговая наплавка деталей металлургического оборудования. — Киев: Екотехнологія, 1999. — 64 с.

The paper describes the results of application of power sources with a combined external volt-ampere characteristic for narrow-gap welding of plates and repair cladding of freight car wheel flanges.

Поступила в редакцию 12.04.2009

Тканесохраняющая высокочастотная электросварочная хирургия. Атлас / Под ред. Б. Е. Патона и О. Н. Ивановой. — Киев: Наук. думка, 2009. — 200 с.

В атласе представлены этапы исследовательской работы: теоретическое и экспериментальное обоснование способа высокочастотной электрической сварки живых мягких тканей, разработка оборудования и инструментария, а также опыт клинического применения новой хирургической технологии. Приведены фактические материалы последовавшего широкого клинического освоения разработанных хирургических методик, которые могут свидетельствовать о том, что создана тканесохраняющая ВЧ-электросварочная хирургия. В осуществлении этой разработки приняли участие выдающиеся украинские ученые, хирурги, инженеры.

Предназначен для медицинских работников, врачей хирургического профиля, врачей ветеринарной хирургии, организаторов здравоохранения, специалистов в области медицинской техники, а также студентов старших курсов высших медицинских учебных заведений.

По вопросам приобретения книги обращаться
в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11,
Институт электросварки им. Е. О. Патона, отд. № 51.
Тел.: 529-26-23; факс: (38044) 528-34-84; E-mail: journal@paton.kiev.ua

УДК 621.791.4:539.378.3

РОЛЬ СООТНОШЕНИЯ РАЗМЕРОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ДЕТАЛЕЙ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ*

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, д-р техн. наук, **М. В. МАТВИЕНКО**, инж.,
Г. В. ЕРМОЛАЕВ, **А. В. ЛАБАРТКАВА**, кандидаты техн. наук
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
В. Д. КУЗНЕЦОВ, д-р техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

На базе метода конечных элементов путем компьютерного моделирования исследовано влияние соотношения размеров (радиусов и высоты) цилиндрических деталей типа цилиндров и втулок из разнородных материалов на напряженно-деформированное состояние в зоне стыка при диффузионной сварке с учетом пластических деформаций в условиях нагружения сжатием и термоциклированием и установлены закономерности его формирования.

Ключевые слова: диффузионная сварка, разнородные материалы, напряженно-деформированное состояние, пластическая деформация, узел цилиндр–цилиндр, узел втулка–втулка, относительный радиус, относительная высота, компьютерное моделирование, точка застоя

Основные закономерности формирования напряженно-деформированного состояния (НДС) при диффузионной сварке в вакууме узлов из разнородных материалов приведены в работах [1–4]. Установлено, что при сварке заготовок с разными физико-механическими свойствами формируется объемное напряженное состояние, способствующее локализации пластических деформаций в зоне стыка. Наиболее эффективным способом локализации деформаций является термоциклирование.

Объемное напряженное состояние обусловлено различием жесткости, прочности и коэффициентов линейного температурного расширения (КЛТР) соединяемых материалов. Напряжения и деформации по стыку распределяются неравномерно. Наиболее неблагоприятной для формирования соединения является так называемая зона застоя с нулевыми касательными напряжениями, минимальными эквивалентными напряжениями и пластическими деформациями, так как деформационная активация поверхности в ней исключается [5]. При проектировании заготовок узлов из разнородных материалов под диффузионную сварку необходимо знать положение этой зоны. В ранее проведенных исследованиях [6] изучено влияние на НДС сочетания свойств соединяемых материалов и режима нагружения на моделях типа цилиндр–цилиндр (Ц–Ц), втулка–втулка (В–В) и втулка–фланец. Размеры моделей (радиус и высота) и положение зоны застоя при этом оставались постоянными. Очевидно, что при изменении соотношения размеров деталей величина и положение этой зоны могут меняться. Поэтому актуальными являются исследования степени влияния геометрических факторов на установленные ранее закономерности.

Целью настоящей работы является установление влияния основных размеров цилиндрических деталей типа Ц–Ц и В–В на НДС при диффузионной сварке разнородных материалов.

Исследования выполняли методом компьютерного моделирования с использованием программного комплекса ANSYS. Рассматривали узлы и модели, по форме и размерам аналогичные таковым в предыдущих исследованиях [1–4]. Модули упругости и прочность материалов принимались одинаковыми ($E_1 = E_2 = 1\cdot10^5$ МПа), пределы текучести выбирали на таком уровне, чтобы пластические деформации происходили в обеих деталях (на уровне ниже максимальных эквивалентных, найденных в упругом решении, т. е. $\sigma_{т1} = \sigma_{т2} < \sigma_{экв}^{max}$). Модуль упрочнения при пластическом деформировании для всех материалов принят равным нулю. КЛТР соединяемых материалов во всех вариантах отличались в два раза ($\alpha_1 = 10\cdot10^{-6}$, $\alpha_2 = 20\cdot10^{-6}$ 1/град).

В узлах типа Ц–Ц и В–В рассматривали термическое нагружение (нагрев на 100 °С) в незакрепленном состоянии, так как оно является главной причиной появления касательных напряжений в стыке и наличие точки и зоны застоя наиболее выражено. Для обобщения полученных закономерностей результаты сравнивали с вариан-

* В работе принимал участие докторант, канд. техн. наук В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», г. Киев.

© В. Ф. Квасницкий, М. В. Матвиенко, Г. В. Ермолаев, А. В. Лабарткава, В. Д. Кузнецов, 2009

том совместного нагружения сжатием (40 МПа) и термоциклированием (±100 °С).

Исходя из соотношения основных размеров (внутреннего радиуса, толщины и высоты втулки) цилиндрические узлы условно разбили на три группы: втулки (высота больше радиуса и толщины, т. е. преобладающим размером является высота), плоские кольца — диски (толщина значительно больше внутреннего радиуса и высоты, т. е. преобладающим размером является толщина) и тонкие кольца (внутренний радиус значительно больше высоты и толщины, т. е. преобладающий размер — внутренний радиус).

Соответственно размеры узлов Ц–Ц и В–В варьировали в следующих пределах: внутренний радиус втулки r от 0 (цилиндр) до 450 мм; высота втулки h от 1 до 20 мм, толщина втулки (разность наружного и внутреннего радиусов) $b = R - r$ от 4,5 до 20 мм. При этом соотношение размеров изменялось в пределах: r/b от 0 до 90 (тонкое кольцо) при h/b от 0,13 (плоское кольцо) до 2,7 (0,13; 0,67; 1,6 и 2,7).

Влияние относительного радиуса. Соотношение внутреннего радиуса к толщине втулки r/b исследовали при постоянной толщине втулки b = 7,5 мм, высоте h = 1, 5, 12 и 20 мм и радиусе r от 0 (цилиндр) до 200 мм (кольцо). Изучали поля осевых, касательных, эквивалентных напряжений и пластических деформаций при нагреве.

Анализ результатов показал, что характер распределения касательных напряжений вдоль стыка при изменении внутреннего радиуса постоянный (рис. 1). Напряжения от максимума вблизи наружной поверхности почти линейно уменьшаются до нуля в точке застоя и снова увеличиваются после смены знака по мере приближения к внутренней поверхности. Максимальные напряжения при увеличении внутреннего радиуса от 0 (узел Ц–Ц) до 100 мм (узлы В–В) у внешней поверхности сохраняются, у внутренней поверхности

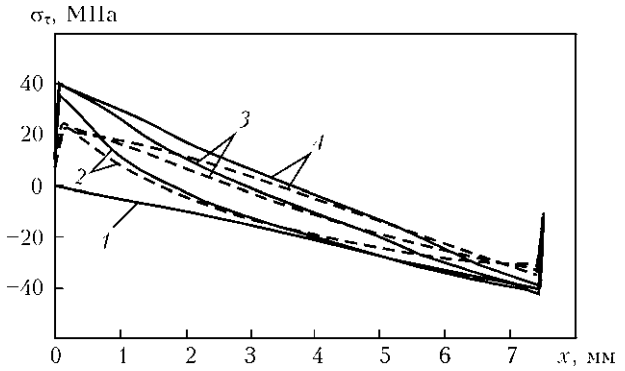


Рис. 1. Эпюры касательных напряжений в стыке при h = = 12 мм: *1* — сварка цилиндров $r(r/b)$ = 0 (0); *2–4* — сварка втулок соответственно при $r(r/b)$ = 2,5 мм (0,33), 15 мм (2) и 100 мм (13,3) при нагружении термоциклированием (сплошные кривые) и сжатием и термоциклированием (штриховые)

напряжения сначала растут при увеличении относительного радиуса до 2 и дальше остаются постоянными. Меняется положение точки застоя по длине стыка (толщине втулки) x/b от 0 (в цилиндре) до 0,45 (при r/b = 13), т. е. при увеличении внутреннего радиуса точка застоя смещается от центра цилиндра при $r(r/b)$ = 0 ближе к середине толщины втулки (3,75 мм).

При нагружении сжатием с термоциклированием характер распределения касательных напряжений в стыке меняется несущественно, уменьшается их уровень, точка застоя незначительно (на доли милиметров) смещается влево.

При изменении внутреннего радиуса характер распределения пластических деформаций вдоль стыка изменяется (рис. 2). При его увеличении деформации у внешней поверхности постепенно уменьшаются, вблизи внутренней поверхности увеличиваются. В образцах типа Ц–Ц пластические деформации отсутствуют, появляются они уже при внутреннем радиусе 1 мм (r/b > 0,13) и заметно повышаются по мере увеличения радиуса.

По мере удаления от внутренней и внешней поверхностей пластические деформации уменьшаются до нуля. Зона застоя (нулевых пластических деформаций) меняется с увеличением радиуса незначительно, оставаясь около 4 мм (0,55b) при всех радиусах.

При смене нагрева охлаждением поля осевых напряжений зеркально отображаются относительно линии стыка, поля касательных — меняют знаки на обратные, а эквивалентных напряжений и пластических деформаций не изменяются.

При совместном нагружении сжатием и термоциклированием пластические деформации по всему стыку увеличиваются со стороны материала с меньшим КЛТР при нагреве и с большим КЛТР при охлаждении. Со стороны второго материала пластические деформации соответственно уменьшаются до нуля при нагреве в материале с большим КЛТР и при охлаждении в материале с меньшим КЛТР.

На рис. 3 показаны графики зависимости положения точки застоя (нулевых касательных напряжений) относительно внутренней поверхности втулки по длине стыка от относительного радиуса при различной относительной высоте втулки h/b при нагружении термоциклированием. Для сравнения показано положение точек застоя при совместном нагружении сжатием и термоциклированием. Как видно из рисунка, при r/b = 0 (цилиндр без внутренней поверхности) точка застоя находится точно на оси (в центре стыка), т. е. отношение x/b равно нулю. При наличии внутри цилиндра отверстия даже небольшого радиуса точка застоя удаляется от оси (от внутренней поверхности) тем быстрее, чем меньше относительная высота.

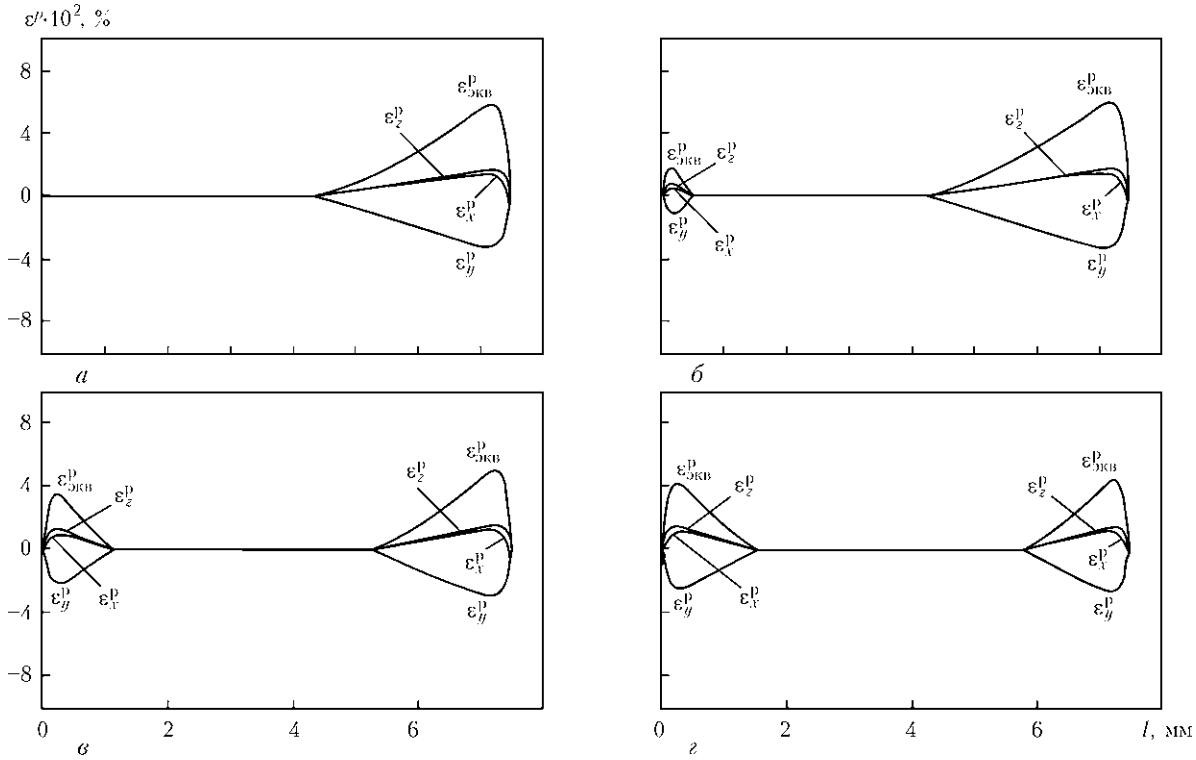


Рис. 2. Эпюры пластических деформаций в стыке при $r(r/b)$ = 0 (*а*), 2,5 мм (0,33) (*б*), 15 мм (2) (*в*) и 100 мм (13,3) (*г*)

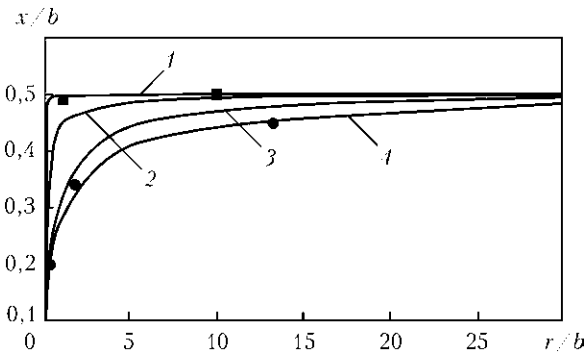


Рис. 3. Зависимость положения точки застоя от относительного радиуса r/b втулки при высоте: *1*, ■ — h = 1 мм; (h/b = = 0,13); *2* — 5 мм (0,67) — 2; *3*, ● —12 мм (1,6); *4* — 20 мм (2,67)

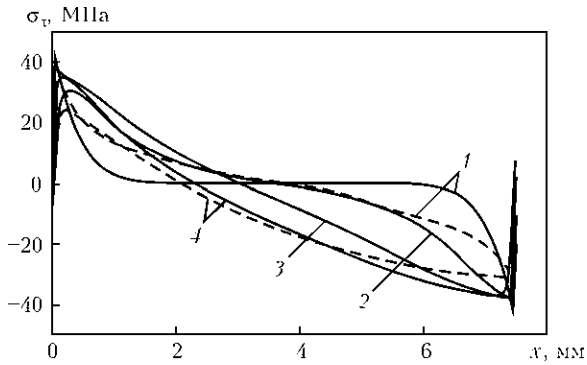


Рис. 4. Эпюры касательных напряжений в стыке при сварке втулок: *1* — r = 8 мм, $h(h/b)$ = 1 мм (0,13); *2* — 3 мм (0,4); *3* — 7,5 мм (1); *4* — 15 мм (2) при нагружении термоциклированием (сплошные кривые) и сжатием и термоциклированием (штриховые)

При малой относительной высоте (h/b = 0,13), т. е. в узле типа плоский диск, даже при относительном радиусе r/b = 0,2 относительное расстояние от внутренней поверхности x/b достигает 0,5, т. е. точка застоя приближается к середине толщины.

При больших относительных высотах (h/b от 0,67 до 2,67) также происходит смещение точки застоя ближе к середине толщины, но в меньшей степени. Так, при r/b = 1 соотношение x/b — 0,45; 0,33 и 0,3 при соответственно относительных высотах 0,67; 1,6 и 2,67.

Дальнейшее увеличение внутреннего радиуса, т. е. переход от втулки к кольцу, продолжает постепенно смещать точку застоя от внутренней поверхности к середине толщины, при этом тем заметнее, чем меньше относительная высота втулки. При относительном радиусе r/b > 40 положение точки застоя x/b = 0,5 практически при всех высотах.

При совместном нагружении сжатием с термоциклированием положение точек застоя практически не изменяется в плоском диске (рис. 3, кривая *1*) и несколько смещается в сторону оси втулки (рис. 3, кривая *3*), т. е. приложение усилия сжатия влияет аналогично увеличению высоты втулки.

Влияние относительной высоты. Соотношение высоты к толщине втулки h/b исследовали при постоянной толщине втулки b = 7,5 мм, высоте от 1 до 20 мм и радиусах r = 3, 8 и 50 мм.

Анализ эпюр касательных напряжений (рис. 4) показывает, что уровень максимальных напряжений как вблизи внутренней, так и наружной поверхностей незначительно изменяется при всех высотах. Однако характер распределения вдоль стыка изменяется от резко неравномерного с большой зоной застоя (нулевых касательных напряжений) при малой высоте (h/b = 0,13) до близко к линейному при больших высотах (h/b > 1). На рисунке также хорошо видно смещение точки застоя (нулевых касательных напряжений) и ее удаление от середины толщины втулки по мере увеличения относительной высоты.

Заметно изменяется с увеличением относительной высоты втулки зона пластических деформаций, меняется и их уровень. Относительная протяженность зоны застоя уменьшается от 0,9 при h/b = 0,13 до 0,65 при h/b > 1.

При совместном нагружении сжатием и термоциклированием распределение касательных напряжений заметно изменяется только при малой относительной высоте (рис. 4, кривые *1*). При этом зона с нулевыми касательными напряжениями исчезает, несколько уменьшаются пики напряжений вблизи поверхностей втулки, эпюра приобретает вид, характерный для втулок большой относительной высоты. Таким образом, подтверждается вывод о том, что приложение усилия сжатия равноценно увеличению относительной высоты втулки.

На рис. 5 показаны графики зависимости положения точки застоя (относительно внутренней поверхности втулки) по длине стыка от относительной высоты при различных внутренних радиусах втулки. Там же для сравнения точками указаны соответствующие значения для варианта нагружения совместно сжатием и термоциклированием. Как видно из рисунка, положение точки застоя при малой относительной высоте (h/b = = 0,1…0,2) несущественно зависит от радиуса и толщины и близко к 0,5. При средних и больших относительных высотах (h/b > 0,2) относительное расстояние от внутренней поверхности втулки до точки застоя зависит как от относительной высоты, так и относительного радиуса, уменьшаясь с увеличением относительной высоты и возрастая с увеличением относительного радиуса. При совместном нагружении сжатием и термоциклированием точка застоя, как и в предыдущих случаях, смещается ближе к внутренней поверхности.

Таким образом, на основании анализа результатов моделирования можно сформулировать следующие основные закономерности влияния соотношения размеров (радиуса, высоты и толщины) цилиндров и втулок на НДС соединений разнородных материалов при диффузионной сварке при нагреве (охлаждении).

При увеличении внутреннего относительного радиуса втулки характер полей напряжений и пластических деформаций изменяется. При малых радиусах пластические деформации сосредоточены вблизи стыка в его половине, прилегающей к внешней поверхности, и захватывают равномерно оба материала. Увеличение радиуса приводит к появлению второй области пластических деформаций в половине стыка, прилегающей к внутренней поверхности втулки. С возрастанием внутреннего радиуса зона пластических деформаций вблизи наружной поверхности несколько уменьшается, а вблизи внутренней увеличивается. Зона застоя меняется с увеличением относительного радиуса незначительно, оставаясь около 4 мм (0,53) при всех радиусах.

Характер распределения и уровень касательных напряжений вдоль стыка при увеличении внутреннего радиуса не изменяется, но точка застоя перемещается от центра цилиндра ближе к середине толщины втулки. При малой относительной высоте (h/b = 0,13), т. е. в узле типа плоский диск, даже при малых относительных радиусах (r/b = 0,5) точка застоя приближается к середине толщины. При больших относительных высотах также происходит смещение точки застоя ближе к середине толщины, но в меньшей степени. Дальнейшее увеличение внутреннего радиуса, т. е. переход от втулки к кольцу продолжает постепенно смещать точку застоя от внутренней поверхности к середине толщины, при этом тем заметнее, чем меньше относительная высота втулки.

Поля касательных напряжений сохраняют свою симметрию относительно стыка при всех высотах, однако кососимметрия относительно середины толщины сохраняется только при малой относительной высоте, с увеличением высоты она нарушается.

Поля пластических деформаций несколько изменяются, по мере роста высоты зона пластических деформаций увеличивается в большей степени вблизи наружной поверхности.

Уровень максимальных касательных напряжений как вблизи внутренней, так и наружной поверхности при всех высотах изменяется незначи-

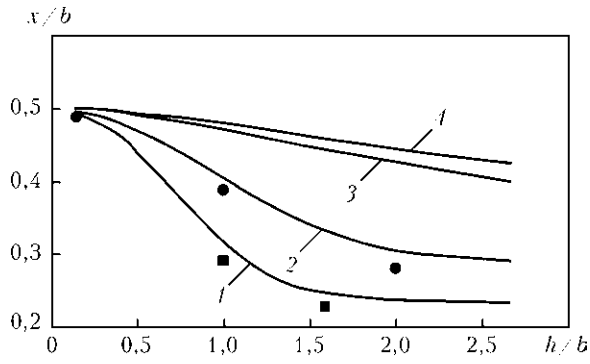


Рис. 5. Зависимость положения точки застоя от относительной высоты втулки h/b: *1*, ■ — $r(r/b)$ = 3 мм (0,4); *2*, ● — 8 мм (1,07); *3* — 35 мм (4,67); *4* — 50 мм (6,67)

тельно. Характер распределения вдоль стыка изменяется от резко неравномерного с большой зоной застоя (нулевых касательных напряжений) при малой высоте (h/b = 0,13) до близко к линейному при больших высотах (h/b > 1). При этом происходит смещение точки застоя и ее удаление от середины толщины втулки по мере увеличения относительной высоты.

Положение точки застоя при малой относительной высоте (h/b = 0,1…0,2) незначительно зависит от радиуса и толщины и близко к 0,5. При средних и больших относительных высотах (h/b > > 0,2) относительное расстояние от внутренней поверхности втулки до точки застоя зависит как от относительной высоты, так и относительного радиуса, уменьшаясь с увеличением относительной высоты и повышаясь с увеличением относительного радиуса.

При совместном нагружении сжатием и термоциклированием установленные закономерности сохраняются, но точка застоя несколько смещается в сторону внутренней поверхности втулки, т. е. влияние усилия сжатия аналогично увеличению относительной высоты втулки.

Выводы

1. Положение точки застоя и величина зоны застоя зависят от соотношения размеров (внутреннего радиуса, толщины и высоты) цилиндрических узлов из разнородных материалов, что необходимо учитывать при проектировании заготовок деталей под диффузионную сварку.

2. В узлах типа диска и тонкого кольца точка застоя располагается в средней части стыка, близко к середине толщины.

3. С уменьшением относительного внутреннего радиуса и увеличения относительной высоты свариваемых втулок точка застоя смещается от середины толщины к внутренней поверхности втулки. При соединении цилиндров она располагается в центре стыка.

4. Минимальное значение зоны застоя в соединениях цилиндрических деталей обеспечивает диффузионная сварка при одновременном сжатии и термоциклировании.

1. *Махненко В. И., Квасницкий В. В.* Напряженно-деформированное состояние узлов цилиндрической формы при диффузионной сварке // Автомат. сварка. — 2009. — № 2. — С. 5–10.
2. *Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В.* Напряженно-деформированное состояние соединений при диффузионной сварке металлов с различными физико-механическими свойствами // Там же. — 2008. — № 8. — С. 5–10.
3. *Махненко В. И., Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В.* Влияние физико-механических свойств соединяемых материалов и геометрии деталей на распределение напряжений при диффузионной сварке в вакууме // Там же. — 2008. — № 1. — С. 5–11.
4. *Квасницкий В. В., Ермолаев Г. В., Матвиенко М. В.* Влияние пластических деформаций на напряженно-деформированное состояние при диффузионной сварке разнородных металлов применительно к узлам цилиндр–цилиндр и втулка–втулка // Зб. наук. праць Нац. ун-ту кораблебудування. — 2008. — **1**. — С. 100–107.
5. *Расчет* контактных напряжений при сварке давлением проволоки с пластиной / Ю. Л. Красулин, В. И. Тимофеев, З. И. Харламов, М. Ж. Шоршоров // Физ. и химия обработки материалов. — 1967. — № 5. — С. 61–66.
6. *Общие* закономерности формирования напряженного состояния при диффузионной сварке деталей цилиндрической формы / В. Д. Кузнецов, В. В. Квасницкий, Г. В. Ермолаев, М. В. Матвиенко // Зб. наук. праць Нац. ун-ту кораблебудування. — 2007. — № 6. — С. 62–73.

Computer simulation based on finite element method was used to study the influence of the ratio of dimensions (radius and height) of cylindrical parts of the type of cylinders and bushings from dissimilar materials on the stressed-strained state in the butt zone at diffusion welding taking into account plastic deformation under the conditions of loading by compression and thermal cycling and to establish the regularities of its formation.

Поступила в редакцию 16.04.2009

УДК 621.791

ВЛИЯНИЕ СВАРОЧНОГО И ПОСЛЕСВАРОЧНОГО НАГРЕВА НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, д-р техн. наук (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Выполнены экспериментальные исследования влияния сварочного и послесварочного нагрева на твердость и ударную вязкость имитированных высокотемпературных участков зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений низкоуглеродистых высокопрочных сталей и среднеуглеродистой стали 40Х. Исследованы особенности фазовых превращений в этих сталях. Установлено, что наиболее эффективным является быстрый послесварочный нагрев металла ЗТВ в температурной области, соответствующей межкристаллическому интервалу $A_{C1}\ldots A_{C3}$.

Ключевые слова: зона термического влияния, высокопрочные закаливающие стали, послесварочный нагрев, диаграммы термокинетического превращения аустенита ЗТВ, твердость, ударная вязкость

При сварке низко- и среднелегированных сталей в зоне термического влияния (ЗТВ) образуется мартенситная структура, склонная к замедленному разрушению и образованию холодных трещин. Предотвратить или ограничить закалку металла ЗТВ при заданных режимах сварки или наплавки позволяет предварительный подогрев изделия, который, однако, усложняет технологический процесс сварки и повышает себестоимость изделий. Целесообразность использования этой операции при сварке сталей в каждом конкретном случае должна быть обоснована. Проанализировать возможность закалки ЗТВ и рассчитать минимальную температуру подогрева, при которой исключается образование холодных трещин, можно, используя результаты, полученные в работе [1]. Для этого необходимо при заданном режиме сварки или наплавки определить время охлаждения металла в интервале от критической точки A_{C3} до температуры начала мартенситного превращения $М_н$.

Время охлаждения металла ЗТВ в указанном температурном интервале при однопроходной сварке или наплавке на массивное тело может быть рассчитано по следующим формулам:

$$\Delta t_{св} = \frac{q_п^2}{4\pi\lambda c\gamma v^2\delta^2}\left(\frac{1}{(М_н - T_0)^2} - \frac{1}{(A_{C3} - T_0)^2}\right); \quad (1)$$

$$\Delta t_н = \frac{q_п^2}{2\pi\lambda v}\left(\frac{1}{М_н - T_0} - \frac{1}{A_{C3} - T_0}\right), \quad (2)$$

где $q_п$ — погонная энергия; λ — коэффициент теплопроводности; T_0 — начальная температура изделия; v — скорость сварки (наплавки); $c\gamma$ — объемная теплоемкость; δ — толщина свариваемых пластин при однопроходной сварке.

Значения критических точек зависят от состава сталей, которые для низколегированных сталей можно определить по следующим зависимостям:

$$A_{C3}\,[°C] = 910 - 229\,C + 32\,Si - 25\,Mn - 8\,Cr - 18\,Ni + 2\,Mo + 117\,V - 24\,Cu + 7\,W - 120\,B;$$

$$М_н = 520 - 380\,C - 18{,}4\,Mn - 12\,Cr - 8{,}2\,Ni - 21{,}5\,Mo - 170\,V + 6{,}6\,Zr + 500\,Ti$$

(содержание всех элементов дано в процентах по массе, а среднеквадратичное отклонение составляет ±15 °С).

Практика сварочных работ и результаты анализа свариваемости сталей показали, что холодные трещины в ЗТВ могут возникать при содержании мартенсита более 50 об. %.

Время охлаждения ЗТВ от критической точки A_{C3} до $М_н$, когда образуется 50 об. % мартенсита, также зависит от состава стали и рассчитывается по формуле

$$\Delta t_{0,5\,М} = (9\,C)^{1,45}\cdot 10^n,$$

где $n = 0{,}48(Si - 0{,}3) + 0{,}73(Mn - 0{,}6) + 0{,}75(Cr - 0{,}15) + 0{,}32(Ni - 0{,}15) + 0{,}63\,Mo + 1{,}14\,V$ — показатель степени, зависящий от содержания легирующих элементов в стали.

Если время охлаждения при сварке или наплавке будет меньше, чем $\Delta t_{0,5\,М}$, то в ЗТВ формируется более 50 об. % мартенсита и для предотвращения образования холодных трещин требуется предварительный подогрев. Минимальная температура подогрева $T_п$, при которой в металле ЗТВ содержится 50 об. % мартенсита, для случая наплавки на массивное тело рассчитывается из условия $\Delta t_н = \Delta t_{0,5\,М}$ по уравнению

© Ю. М. Лебедев, 2009

$$T_{п} = \frac{A_{C3} + М_{н}}{2} - \sqrt{\left(\frac{A_{C3} + М_{н}}{2}\right)^2 + \left(\frac{q_{п}(A_{C3} - М_{н})}{2\pi\lambda\Delta t_{0,5\,М}}\right) - A_{C3}М_{н}}.$$

Минимальную температуру подогрева $T_{п}$, при которой в металле ЗТВ образуется 50 об. % мартенсита при однопроходной сварке, можно рассчитать по уравнению (1), подставив вместо $\Delta t_{св}$ значение $\Delta t_{0,5\,М}$, если оно больше $\Delta t_{св}$, и решать его методом половинного деления с учетом, что $T_{п} < М_{н}$.

Предварительный подогрев существенно усложняет и удорожает технологию сварки (наплавки) и может отрицательно влиять на вязкость сварных соединений сталей из-за увеличения длительности пребывания ЗТВ при высокой температуре, что приводит к росту зерна в зоне перегрева. Если механические свойства соединений не удовлетворяют нормативным требованиям, то необходимо применение дополнительной операции — термической обработки. Кроме того, предварительный подогрев не может использоваться для всех типов сварных конструкций. При изготовлении сварных конструкций из сталей повышенной прочности с целью предотвращения образования холодных трещин применяют локальный послесварочный нагрев, что способствует распаду мартенсита в ЗТВ или же приводит к перекристаллизации с формированием других структурных составляющих стали. Локальный нагрев может осуществляться с помощью различных тепловых источников, в том числе и сварочных. В последнем случае операция термообработки (или подогрева) осуществляется в процессе самой сварки. К таким способам автотермообработки можно отнести сварку короткими валиками [2], поперечной горкой, двухдуговую со смещенными дугами [3–5], модулированным током [6, 7], с применением импульсно-дуговых источников питания [8] и др. Такая же технология послесварочной термообработки легко реализуется при сварке тонколистовых конструкций из высокопрочных сталей с последующим или сопутствующим прогревом соединения дугой с неплавящимся электродом [9, 10].

Поскольку наиболее ослабленным местом сварных соединений являются высокотемпературные участки ЗТВ с крупнозернистой структурой перегретого металла, то при осуществлении послесварочного нагрева и термической обработки их режим должен обеспечить хотя бы частичное исправление явлений перегрева и способствовать получению удовлетворительного комплекса механических свойств в указанных участках. В случаях закалки сталей при сварке первостепенной задачей является создание таких условий формирования сварных соединений, при которых исключается возможность образования холодных трещин. Эффективное регулирование структуры различных участков сварных соединений при воздействии повторного нагрева сварочным или специальным источниками в полной мере может быть реализовано в случае заранее известного поведения металла в условиях изменения температурно-временных характеристик такого нагрева. Широкому внедрению послесварочного нагрева при сварке закаливающихся сталей препятствует то, что процессы структурных превращений в металле ЗТВ при указанном нагреве и их влияние на механические свойства сталей практически не изучены.

Цель настоящей работы — исследование на примере ряда высокопрочных сталей влияния температуры первичного и послесварочного нагрева на структурные превращения высокотемпературных участков ЗТВ, а также на ее механические свойства.

Изучали влияние различных температурных режимов сварочного нагрева на изменение структуры и свойств металла имитированных участков ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей различного легирования. Проходящим током осуществляли прогрев образцов сечением 10×10 мм, предназначенных для испытаний на ударную вязкость с полукруглым надрезом (тип 1 по ГОСТ 9454–78) на специально переоборудованной для этих целей машине стыковой контактной электросварки АСА-30. Температуру контролировали с помощью хромель-алюмелевой термопары, приваренной конденсаторным разрядом к поверхности средней части прогреваемых образцов. Одновременно при визуальном контроле на осциллографе Н-700 записывался термический цикл нагрев–охлаждение. Расстояние между зажимами составляло 35 мм. Нагрев заготовок осуществляли со средней скоростью около 100 °С/с, а охлаждение — в зажимах приспособления на воздухе. После испытаний на ударный изгиб образцы подвергались металлографическому анализу.

В стали 40Х с исходной ферритно-перлитной структурой существенное изменение прочностных свойств происходит после скоростного нагрева образцов до температуры несколько ниже критической точки A_{C1} или в межкритическом интервале $A_{C1}\ldots A_{C3}$. Нагрев до такой температуры приводит к значительному повышению показателей ударной вязкости *KCU* с 18 до 43…65 Дж/см^2 и некоторому снижению твердости с *HV* 260 до 230 (рис. 1, *а*). После нагрева выше критической точки A_{C3} ударная вязкость уменьшается до значений ниже, чем у исходного металла, а твердость заметно возрастает. Максимальное значение твердости *HV* 580 наблюдается после нагрева до 1100 °С. При этом ударная вязкость металла снижается до *KCU* = 11 Дж/см^2. Дальнейшее повы-

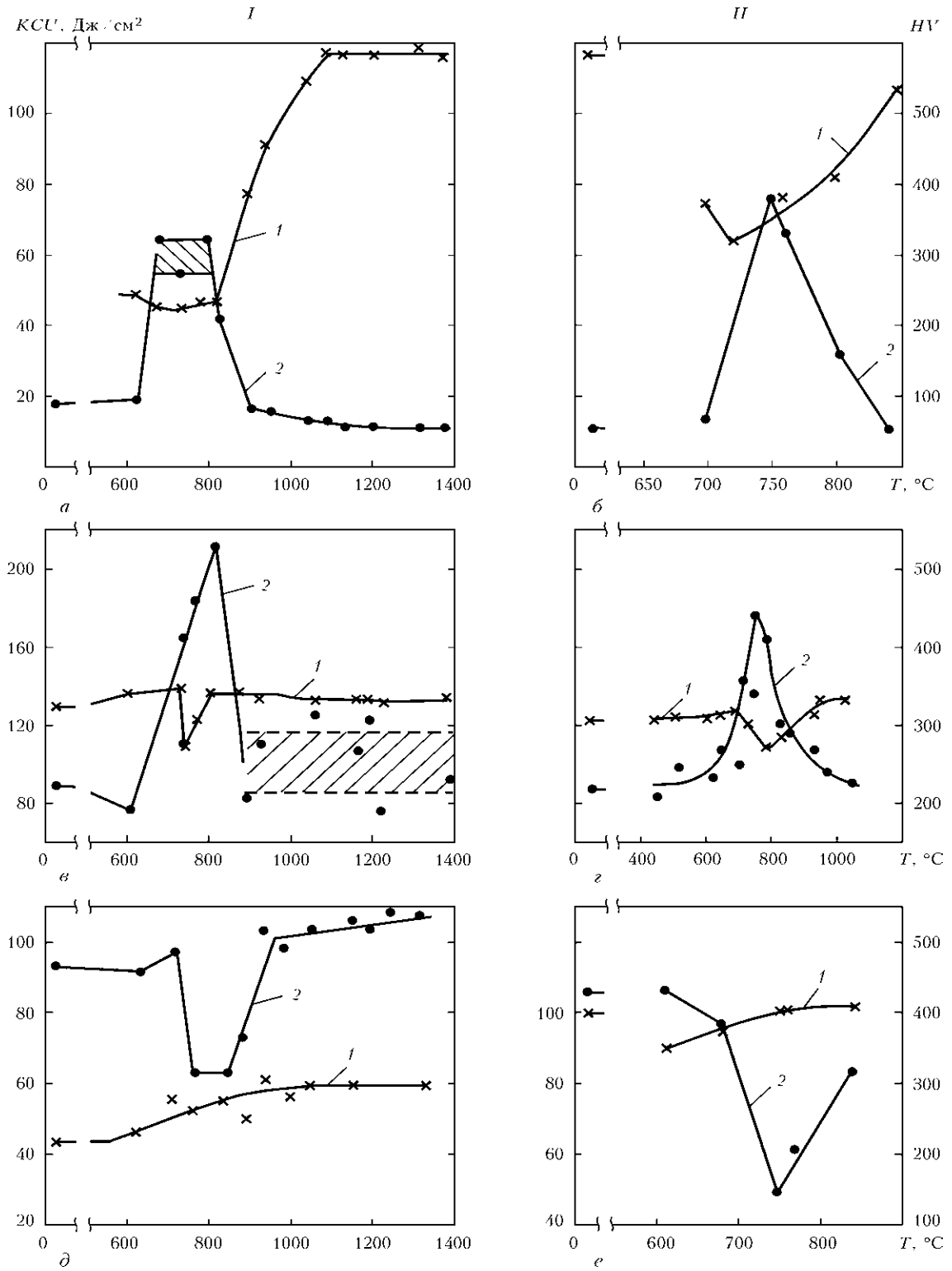


Рис. 1. Влияние температуры скоростного нагрева на твердость (*1*) и ударную вязкость (*2*) образцов из сталей 40Х (*а*, *б*), 07Х3ГНМ (*в*, *г*) и 14ХГНМДФБ (*д*, *е*): *I* — нагрев в состоянии поставки; *II* — вторичный нагрев после прогрева до 1300 °С

шение температуры нагрева до 1375 °С на указанные показатели практически не влияет.

Видимые в оптический микроскоп структурные изменения стали 40Х имеют место после ее нагрева выше критической точки A_{C1}. Так, нагрев в межкритическом интервале до 790 °С и последующее охлаждение со скоростью w_{550} = 15 °С/с приводит к перлитному превращению образовавшегося аустенита. При этом по сравнению с исходной структурой заметно уменьшается объемная доля свободного доэвтектоидного феррита, расположенного в виде очень тонких прослоек по некоторым границам бывших аустенитных зерен. Такой нагрев способствует некоторому из-

мельчению зерна. Перлитное превращение имеет место и после охлаждения стали 40Х с 825 °С, при этом выделение доэвтектоидного феррита из аустенита практически не происходит.

Более высокая температура нагрева приводит к смене механизма превращения переохлажденного аустенита. Так, после нагрева до 900 °С аустенит претерпевает бейнитно-мартенситное превращение, а твердость металла с такой структурой составляет *HV* 390. Полностью мартенситное превращение наблюдается после нагрева стали 40Х до 1100 °С и выше.

Влияние послесварочного нагрева на ударную вязкость и структурные превращения исследовали на образцах из стали 40Х имитированной ЗТВ с высокотемпературными участками, т. е. претерпевших прогрев до 1250 °С. Для этого образцы после нагрева до 1250 °С охлаждали до 200 °С. При этом начиная с температуры $М_н$ = 340°С аустенит претерпевал мартенситное превращение. После охлаждения до 200 °С структура металла состояла примерно из 75 об. % мартенсита и 25 об. % аустенита. Наличие в структуре одной четверти пластичного аустенита обеспечивает достаточную стойкость металла против образования холодных трещин. Затем с целью отпуска мартенсита или перекристаллизации структуры металла выполняли повторный нагрев. Влияние температуры такого послесварочного нагрева на изменение ударной вязкости имитированной высокотемпературной ЗТВ стали 40Х показано на рис. 1, *б*.

Как следует из этого рисунка, послесварочный нагрев с 200 до 700 °С позволяет достичь в высокотемпературных участках ЗТВ образцов стали 40Х твердость *HV* 375 вместо *HV* 590 при охлаждении только по сварочному термоциклу. Структура образца после охлаждения от температуры повторного нагрева 700 °С состоит из троостита и сорбита отпуска с отдельными включениями мартенсита (около 5 об. %), который образуется на завершающей стадии охлаждения из оставшегося аустенита. Однако несмотря на наличие заметных превращений отпуска такой повторный нагрев ниже критической точки A_{C1} не позволяет добиться высоких показателей вязкости ЗТВ. В данном случае ударная вязкость составляет *KCU* = 13 Дж/см^2, что примерно соответствует таким же показателям для закаленного участка ЗТВ.

Нагрев с 200 до 725 °С снижает твердость стали 40Х до *HV* 320 и повышает ударную вязкость до *KCU* = 50 Дж/см^2. В структуре металла после такого повторного нагрева уменьшается объемная доля мартенсита, включения которого имеют значительно меньшие размеры по сравнению с таковыми после нагрева до 700 °С.

Послесварочный нагрев в межкритическом интервале температур до 745 и 770 °С приводит к повышению показателей ударной вязкости соответственно до *KCU* = 75 и 64 Дж/см^2 при твердости металла *HV* 365 и 375. Дальнейшее увеличение температуры послесварочного нагрева заметно снижает ударную вязкость и повышает твердость. Так, после нагрева до 800 °С твердость увеличивается до *HV* 400, а ударная вязкость снижается до *KCU* = 31 Дж/см^2. После нагрева до 840 °С эти показатели изменяются — до *HV* 545 и *KCU* = 8 Дж/см^2. В последнем случае структура стали 40Х состоит из мелкоигольчатого мартенситного участков бейнита.

Сталь 07Х3ГНМ в исходном состоянии после нормализации имела структуру мелкоигольчатого мартенсита с ударной вязкостью *KCU* = 80 Дж/см^2 и твердостью *HV* 340. Нагрев такой стали по сварочным термоциклам приводит к увеличению ударной вязкости начиная с температуры выше 600 °С (рис. 1, *в*). Особенно это заметно при нагреве в межкритическом интервале температур A_{C1}…A_{C3}. По сравнению с исходным состоянием ударная вязкость возрастает более чем в 2 раза, максимальное значение *KCU* = 210 Дж/см^2 достигается после нагрева до 825 °С. Нагрев в межкритическом интервале температур ведет также к незначительному (до *HV* 270…300) снижению твердости.

Дальнейшее повышение температуры нагрева выше критической точки A_{C3} снижает ударную вязкость в среднем до *KCU* = 100 Дж/см^2 и повышает твердость стали 07Х3ГНМ до уровня значений твердости в исходном состоянии.

Для низкоуглеродистых сталей 07Х3ГНМ и 14ХГНМДФБ с высокой температурой мартенситного превращения $М_к$ послесварочный нагрев осуществляли после практически полного завершения мартенситного превращения аустенита. Охлаждение заготовок после первого нагрева до 1300 °С производили до температуры 250 °С.

При последующем нагреве закаленных образцов из стали 07Х3ГНМ заметные структурные изменения обнаружились после нагрева свыше 600 °С. Так, нагрев до 700 °С приводит к устранению мартенситной ориентировки. После нагрева в межкритическом интервале температур до 750 °С происходит значительное измельчение зерен по границам бывшей исходной структуры и усиление контрастности структуры при травлении микрошлифа, что, вероятно, вызвано неоднородностью объемов металла по углероду. Нагрев до 793 °С приводит к выделению сетки бейнита по границам бывших исходных зерен, а процесс перекристаллизации после нагрева до 825 °С способствует образованию особо мелкозернистой структуры. После нагрева до температуры выше критической точки A_{C3} и последующем охлаждении аустенита стали 07Х3ГНМ происходит только мартенситное превращение.

Послесварочный нагрев заготовок из стали 07Х3ГНМ с 250 °С до температуры ниже критической точки A_{C1} не приводит к заметному изменению твердости и ударной вязкости металла по сравнению с этими показателями у закаленной от 1300 °С стали. При этом микроструктура отпущенной стали сохраняет ориентировку мартенсита. Значительные изменения прочностных свойств имеют место после нагрева закаленной стали в межкритическом интервале температур (см. рис. 1, *г*). Так, после нагрева до 768…800 °С ударная вязкость увеличивается ($KCU \approx 170$ Дж/см^2), что почти вдвое превышает значения этого показателя у закаленной стали. Твердость металла после такого нагрева несколько уменьшается. После нагрева до 790 °С она имеет минимальное значение (*HV* 265). Структура металла после такого нагрева хотя и сохраняет ориентировку зерен закаленной стали, но больше соответствует структуре бейнита. Послесварочный нагрев до 830 °С также восстанавливает по форме структуру исходной закаленной стали. При этом твердость металла составляет *HV* 280, а ударная вязкость — $KCU \approx 120$ Дж/см^2. Дальнейшее повышение температуры послесварочного нагрева от 860 до 1035 °С приводит к существенному изменению значений твердости и ударной вязкости высокотемпературных участков ЗТВ вследствие наличия крупнозернистого мартенсита стали 07Х3ГНМ, получаемого непосредственно после первого сварочного нагрева до 1300 °С и полного охлаждения заготовок.

Особое изменение прочностных свойств при сварочном нагреве наблюдается у стали 14ХГНМДФБ. Эту сталь исследовали в состоянии после нормализации со структурой бейнита и 6…8 об. % остаточного аустенита. В исходном состоянии она имела твердость *HV* 320 и ударную вязкость $KCU = 92$ Дж/см^2. Нагрев указанной стали до температуры ниже критической точки A_{C1} и последующее охлаждение сохраняют ударную вязкость на уровне исходного металла, хотя и увеличивают его твердость (см. рис. 1, *д*). Более высокий нагрев в области межкритических температур A_{C1}…A_{C3} снижает ударную вязкость довольно значительно, что составляет для образцов, прогретых до 760 и 830 °С, примерно 30 % уровня *KCU* стали в исходном состоянии. Дальнейшее увеличение температуры нагрева ведет к восстановлению ударной вязкости стали 14ХГНМДФБ. Но если после прогрева до 885 °С она все еще ниже уровня значений *KCU* у металла в исходном состоянии, то после нагрева до более высоких температур превосходит этот уровень. Так, нагрев до 930 и 1320 °С увеличивает значение ударной вязкости соответственно до 103 и 106 Дж/см^2. В результате сталь приобретает структуру мартенсита с твердостью *HV* 410…395.

Послесварочный нагрев образцов из стали 14ХГНМДФБ со структурой мартенсита от 250 °С до температуры ниже 700 °С вызывает заметное изменение твердости металла, но незначительно влияет на ударную вязкость по сравнению с этими показателями у закаленного металла высокотемпературных участков ЗТВ (см. рис. 1, *д*). Так, нагрев до 615 °С снижает твердость до *HV* 350 при сохранении *KCU*, равной 106 Дж/см^2. После нагрева до 680 °С начинает проявляться эффект дисперсионного твердения. Твердость стали после такого нагрева увеличивается до *HV* 375, но ударная вязкость еще остается на уровне закаленного металла и составляет 96 Дж/см^2. Нагрев до 755 °С вызывает повышение твердости до *HV* 400 и уменьшение значения ударной вязкости до 52 Дж/см^2. Дальнейшее увеличение послесварочного нагрева до 770 и 845 °С практически не приводит к изменению твердости, но повышает значения ударной вязкости (соответственно $KCU = 65$ и 85 Дж/см^2).

Таким образом, послесварочный нагрев высокотемпературных участков ЗТВ с мартенситной структурой стали, легированной карбонитридообразующими элементами, в межкритическом интервале температур вызывает рост твердости металла за счет дисперсионного твердения и заметного уменьшения ударной вязкости. Поэтому для таких сталей нагрев при послесварочной термообработке целесообразно выполнять до температуры ниже температурного интервала дисперсионного твердения. Закалка же других сталей из межкритического интервала температур формирует ферритно-мартенситную структуру металла с достаточно высоким уровнем прочности и пластичности.

Таким образом, в исследованных сталях наиболее существенное влияние нагрева на ударную вязкость оказывает сварочный нагрев в межкритическом интервале температур A_{C1}…A_{C3}. При указанном нагреве сталей, не содержащих таких сильных карбонитридообразующих элементов, как ванадий, ниобий, алюминий, ударная вязкость существенно увеличивается, а при их наличии в составе стали наблюдается противоположный эффект.

Влияние скорости охлаждения на кинетику превращения аустенита, сформированного при послесварочном нагреве в межкритическом интервале температур, изучали путем нагрева–охлаждения жесткозакрепленных образцов по методике, изложенной в [11]. Трубчатые образцы нагревали проходящим током до 1300 °С, охлаждали со скоростью $w_{550} \approx 17$ °С/с до заданной температуры, вновь нагревали в межкритическом интервале температур со средней скоростью около 100 °С/с и опять охлаждали с различной скоростью. Изменение температуры и физических свойств при нагреве–охлаждении образцов регис-

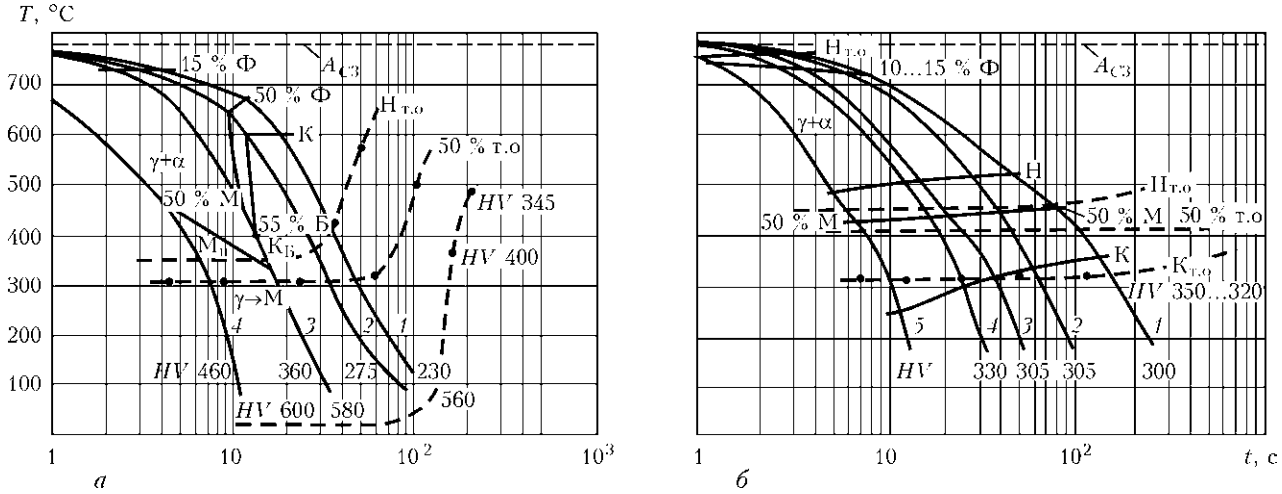


Рис. 2. Диаграммы термокинетического превращения аустенита сталей 40Х (*а*) и 07Х3ГНМ (*б*), полученные при различных скоростях охлаждения (*1–5*): штриховые кривые — после нагрева образцов до 1300 °С; сплошные — после нагрева до 1300 °С, охлаждения на воздухе со скоростью около 17°С/с до 200 °С и повторного нагрева до 770 °С; т.о. — термическая обработка; Н и К — начало и конец структурных превращений; Б — бейнит; Ф — феррит

трировали с помощью шлейфового осциллографа. Диаграмма термокинетического превращения аустенита стали 40Х, сформированного при послесварочном нагреве до 770 °С, приведена на рис. 2, *а*. Здесь же для сравнения штриховой линией показано термокинетическое превращение аустенита после однократного нагрева стали 40Х до 1300 °С и охлаждения образцов с различной скоростью.

При послесварочном нагреве до 770 °С в структуре стали 40Х сохраняется около 20 % ферритной фазы, сформированной из мартенсита при его быстром нагреве. Вновь образуемый аустенит при нагреве в межкритическом интервале температур из-за высокой скорости нагрева неоднороден по углероду. Последующее охлаждение такой аустенитно-ферритной структуры со скоростью от 12,0 до 31,6 °С/с приводит к распаду аустенита. При охлаждении со скоростью 12 °С/с при 670 °С сохраняется около 50 об. % аустенита, а при 600 °С он полностью распадается по перлитному механизму на ферритно-цементитную смесь. Твердость образца после такого охлаждения составляет *HV* 230. Охлаждение со скоростью 15 °С/с не приводит к смене механизма превращения, лишь смещается вниз температурный интервал фазового перехода. Так, температура существования 50 об. % аустенита составляет 630 °С, заканчивается превращение при 595 °С. При этом твердость образца возрастает до *HV* 275.

Увеличение скорости охлаждения до 31,6 °С/с приводит к значительному изменению кинетики превращения аустенита. В этом случае наблюдается уже все три типа его превращения: перлитное, бейнитное и мартенситное. Температура существования 50 об. % аустенита снижается до 440 °С. В процессе охлаждения превращение приостанавливается при 390 °С, а образование мартенсита начинается при температуре 295 °С. Структура металла образца после полного охлаждения состоит из мартенсита (около 45 об. %), а также свободного феррита и ферритно-цементитных участков, образованных по перлитному и бейнитному механизмам. Твердость металла, имеющего такую структуру, составляет *HV* 360.

Охлаждение со скоростью $w_{550} \approx 100$ °С/с приводит к полному подавлению перлитного механизма превращения аустенита, которое начинается при температуре 460 °С, когда из аустенита образуется бейнит. Мартенситная фаза возникает из более насыщенного углеродом аустенита, она расположена преимущественно в областях, примыкающих к границам бывших аустенитных зерен, сформированных при первичном нагреве стали до 1300 °С. Твердость металла после такого режима послесварочного нагрева и охлаждения составляет *HV* 460.

Сравнение устойчивости переохлажденного аустенита, сформированного при нагревах однократном до 1300 °С и послесварочном до 770 °С показывает, что в последнем случае она ниже примерно на порядок. Это объясняется неоднородностью аустенита, полученного нагревом в межкритический интервал температур, сохранением ферритной, а возможно, и карбидной фаз, являющихся подложками при последующей перекристаллизации аустенита, а также протяженной площадью границ зерен.

Послесварочный нагрев крупнозернистого мартенсита стали 07Х3ГНМ до 800 °С сохраняет около 15 об. % непревращенной α-фазы. При последующем охлаждении со скоростью от 3,3 до 33,3 °С/с происходит бейнитно-мартенситное превращение аустенита (рис. 2, *б*).

По мере увеличения скорости охлаждения в этом диапазоне температура начала бейнитного

превращения понижается от 520 до 480 °С. Подобная закономерность имеет место и при температуре окончания превращения аустенита от 350 до 250 °С. При этом твердость металла образцов повышается от *HV* 300 до 330.

Сравнение диаграмм термокинетического превращения аустенита, полученных при охлаждении с различной скоростью после однократного нагрева образцов стали 07Х3ГНМ до 1300 °С [12] и по циклам нагрева до 1300 °С, охлаждения до 200 °С, повторного нагрева до 800 °С и последующего охлаждения, указывает на их значительное различие. Повторный нагрев высокотемпературного участка ЗТВ при последующем охлаждении оставшегося и вновь сформированного аустенита ведет к повышению температуры начала его превращения. Линия существования 50 об. % аустенита практически совпадает с линией начала превращения, полученной при охлаждении аустенита после однократного нагрева до 1300 °С. Образование ферритной фазы и бейнита, а также достаточно высокая температура мартенситного превращения повышает стойкость металла ЗТВ против образования холодных трещин после ее послесварочного нагрева в межкритическом интервале температур.

Выполненные исследования позволили установить оптимальные режимы локального послесварочного нагрева при сварке высокопрочных сталей различных систем легирования. Такой нагрев обеспечивает достаточную сопротивляемость металла ЗТВ образованию холодных трещин и ее высокую ударную вязкость.

1. *Лебедев Ю. М.* Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 8–13.
2. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 256 с.
3. *Влияние* термического цикла двухдуговой сварки на стойкость стали 20ХГСНМ против образования холодных трещин / С. Н. Гончаров, Н. З. Гуднев, Ю. А. Стеренбоген и др. // Автомат. сварка. — 1982. — № 7. — С. 14–15.
4. *Метелев А. В., Горбачев Ю. И.* Регулирование термического цикла двудуговой сварки закаливающихся сталей // Свароч. пр-во. — 1984. — № 4. — С. 4–5.
5. *Бурский С. Г., Довженко В. А., Стеренбоген Ю. А.* Стойкость против образования холодных трещин ЗТВ соединений стали типа 14ХН3МДА, выполненных двухдуговой сваркой в узкий зазор // Автомат. сварка. — 1990. — № 2. — С. 20–24.
6. *Сидорук В. С., Дудко Д. А., Горбенко Н. В.* Имитация термического цикла в зоне термического влияния при электрошлаковой сварке модулированным током // Там же. — 1985. — № 7. — С. 12–15.
7. *Структура* и твердость металла ЗТВ стали 45 при дуговой сварке модулированным током / Д. А. Дудко, В. С. Сидорук, Г. А. Иващенко и др. // Там же. — 1990. — № 3. — С. 10–12.
8. *Вагнер Ф. А.* Оборудование и способы сварки импульсной дугой. — М.: Энергия, 1980. — 12 с.
9. *Савицкий А. М, Савицкий М. М., Новикова Д. П.* Влияние скорости и длительности периодического охлаждения на формирование структуры сварных соединений закаливающихся сталей при дуговой сварке с термоциклированием // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 41–44.
10. *Фазовые* и структурные превращения при сварке и дуговой обработке соединений стали 30ХГСА / В. М. Кулик, В. Г. Васильев, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2007. — № 9. — С. 10–15.
11. *Лебедев Ю. М., Кравченко Л. П., Данилюк Н. М.* Методика моделирования сварочных термодеформационных циклов // Там же. — 1978. — № 12. — С. 31–33.
12. *Исследование* свариваемости низкоуглеродистой мартенситной стали 07Х3ГНМ / Ю. М. Лебедев, В. Н. Лазарев, Л. М. Клейнер, Р. И. Энтин // Там же. — 1989. — № 9. — С. 1–4.

Experimental studies of the influence of welding and post-weld heating on hardness and impact toughness of simulated high-temperature sections of the heat-affected zone (HAZ) of low-carbon high-strength steels and medium-carbon 40X steel were performed. Features of phase transformations in these steels were studied. It is established that fast post-weld heating of the HAZ metal to the temperature region corresponding to intecrystalline range of $A_{C1}...A_{C3}$ is the most effective.

Поступила в редакцию 02.04.2009

УДК 621.791.75:65.011.56

СИСТЕМЫ ЭЛЕКТРОПИТАНИЯ НА БАЗЕ РЕЗОНАНСНЫХ ИНВЕРТОРОВ

Е. Н. ВЕРЕЩАГО, канд. техн. наук, **В. И. КОСТЮЧЕНКО**, асп.
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Приведен обобщающий анализ, описан опыт разработки и применения перспективных резонансных источников питания для дуговой сварки и родственных процессов. Показаны примеры создания на их базе специальных систем электропитания с уменьшенным уровнем высокочастотных помех и повышенной надежности.

Ключевые слова: система электропитания, дуговая сварка, источники питания, воздушно-плазменная резка, резонансные топологии

Производство полупроводниковых преобразователей электрической энергии — основных функциональных узлов источников электропитания для сварки и родственных процессов и технологий — развивается по пути миниатюризации, повышения КПД и надежности, уменьшения их влияния на питающую сеть, снижения стоимости и т. д. Для решения указанных проблем используется современная отечественная и зарубежная электронная база и новые магнитные материалы, применяются новые электрические схемы и техника сложения мощностей. Перспективные электрические схемы обеспечивают повышение частоты преобразования, без чего невозможно увеличить удельную мощность источника электропитания.

В традиционных схемах высокочастотных преобразователей с прямоугольной формой напряжения и тока для оптимального использования частотных свойств элементов, обеспечения электромагнитной совместимости с питающей сетью, защиты полупроводниковых приборов от перенапряжения и вторичного пробоя, снижения коммутационных потерь мощности и помех, создаваемых источниками питания (ИП), эти проблемы решали путем формирования благоприятной траектории переключения транзисторов и диодов. Диссипативные формирующие цепи, обеспечивая задержку между спадом напряжения и фронтом тока транзистора при включении и спадом тока и фронтом напряжения при его выключении, значительно снижают коммутационные потери мощности в транзисторах. Вместе с тем их использование имеет и ряд недостатков. Во-первых, формирование траектории переключений сопровождается накоплением энергии в реактивных элементах, которая затем выделяется в виде тепла на дополнительных резисторах. Во-вторых, их введение ограничивает допустимые значения коэффициента использования транзистора по току и напряжению, а форма тока через транзистор остается практически прямоугольной. Следовательно, сохраняются все связанные с этим недостатки: высокий уровень электромагнитных помех, перенапряжения на полупроводниковых приборах и т. п.

Альтернативой может быть использование резонансных топологий [1–4]. Этот вариант импульсных ИП используется в приложениях, от которых требуется высокая надежность, минимальная масса и наименьшие размеры, высокий КПД, и, что самое важное, пониженный уровень излучаемого шума (помех). Резонансные преобразователи (РП) основаны на схемах традиционных высокочастотных преобразователей напряжения, в которые введены резонансные контуры (РК), образованные дополнительными или паразитными реактивными элементами [1–4]. Поскольку либо ток, либо напряжение на ключе за время переключения близки к нулевому значению, устраняются потери на включение или выключение, а для некоторых режимов и схем устраняются оба вида потерь — на включение и выключение. Поэтому РП могут работать на значительно более высоких частотах, чем обычные ШИМ-преобразователи.

РП можно разделить на следующие группы: с последовательным РК и нагрузкой, включенной последовательно или параллельно элементам РК; квазирезонансные; класса Е; с мягким переключением. В таблице приведены результаты сравнения некоторых топологий импульсных ИП, которые позволяют принять компромиссное решение в отношении выбора подходящей технологии проектируемого ИП.

На кафедре сварочного производства Национального университета кораблестроения большое внимание уделяется совершенствованию принципов построения ИП для дуговой нагрузки. В данной статье приведены описания устройств, в процессе проектирования которых авторы принимали участие, а технические характеристики разрабо-

© Е. Н. Верещаго, В. И. Костюченко, 2009

Результаты сравнения некоторых топологий импульсных ИП

Тип импульсных ИП	Стоимость	Масса	RF-шум	EMI-помехи	КПД, %
Импульсный стабилизатор с ШИМ	Высокая	Небольшая	Высокий	Высокие	70–80
Резонансный преобразователь	» »	» »	Средний	Средние	78…92
Квазирезонансный преобразователь	» »	» »	» »	» »	78…92

танных дают определенные представления об основных показателях, достижимых для данного класса полупроводниковых преобразователей энергии.

Источник электропитания сварочной дуги на основе ПНН-схемы. Разработан функционально законченный блок универсального профессионального инверторного сварочного аппарата для дуговой сварки стальных материалов толщиной от 0,5 до 10 мм, а при наличии специальных аксессуаров и материалов — для аргонодуговой сварки нержавеющей стали и медных сплавов. Аппарат может использоваться в составе сварочных автоматов и полуавтоматов, возможна его интеграция в роботизированные, автоматизированные и механизированные комплексы и устройства. Хорошо отработанный блок упрощает конструирование многомодульных ИП. Внешний вид источника электропитания для дуговой сварки представлен на рис. 1.

Основные технические характеристики автономного однофазного модуля (напряжение холостого хода 90 В, потери на холостом ходе не более 10 Вт, диапазон наружной температуры от –20 до 40 °С, диапазон частот 25…150 кГц.):

Напряжение сети, В .....220 (+10%; –15%)
Напряжение холостого хода, В не более 90
Диапазон плавного регулирования:
выходного тока, А .....20…160
выходного напряжения, В .....19…26
Продолжительность включения (ПВ), % 60
Потребляемая мощность, кВт, не более 6

Рис. 1. Внешний вид ИП для дуговой сварки

КПД при номинальной мощности, % 90
cos φ 0,85
Режим работы .....TIG/MAG/MMA
Диаметр плавящегося электрода, мм .....1,5…3,25
Проволока, диаметром, мм .....0,6…1,0
Габаритные размеры, мм,
не более .....400×180×280
Масса, кг, не более 8,5

Основу источника составляет квазирезонансный преобразователь с «мягким» переключением с частотным способом регулирования выходной мощности в инверторе, обеспечивающий высокие показатели по КПД, коэффициенту мощности, надежности и уровню импульсных помех [1].

В качестве силовых ключей используют высоковольтные МОП — транзисторы новой серии L, отвечающие целому ряду дополнительных требований для обеспечения надежной работы ПНН-преобразователей, выпускаемые фирмой «International Rectifier».

Упрощенная электрическая схема одной из предлагаемых структур для питания дуговой нагрузки, основанной на использовании мостового инвертора ПНН-типа, изображена на рис. 2.

Силовая часть квазирезонансного преобразователя напряжения с дросселем переменного тока формирует выходное напряжение в соответствии с выражением [1]:

$$U_{0*} - I_{н} r_{д*} = U'_{1*}\gamma - 4L_{k*} f_* I_{н*} - U'_{1*} t_{rr} f_0 f_* - I_{н*} r_*, \quad (1)$$

где $U_{0*} = U_0/U_{н0}$; $I_{н*} = I_н/I_{н0}$; $f_* = f/f_0$; $L_{к*} = L_к f_0/R_{н0}$; $U_{н0}$, $R_{н0}$ — базовые (номинальные) напряжение и эквивалентное сопротивление нагрузки, соответствующее режиму работы с номинальным током нагрузки $I_{н0}$; f_0 — базовое значение частоты модуляции; $R_{н0} = U_{н0}/I_{н0}$; $U_{1*} = U_1/U_{н0} = nU_1/U_{н0}$ — относительное (нормализованное) входное напряжение, приведенное ко вторичной обмотке.

Внутреннее сопротивление источника, приведенное к выходу инвертора, определяется выражением

$$R_{L_k} = 2L_k/T,$$

где T — период следования импульсов; L_k — индуктивность.

Очевидно, что чем выше частота источника ω, чем больше индуктивность L_k, тем более крутым является наклон выходной характеристики

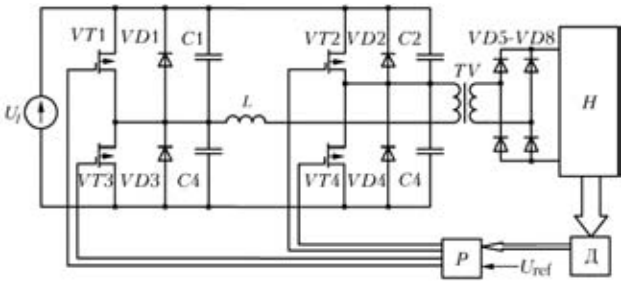


Рис. 2. Схема преобразователя частоты с квазирезонансным инвертором (Н — нагрузка; Д — датчики; Р — регулятор, U_{ref} — опорное напряжение)

и тем сильнее она отличается от характеристики идеального преобразователя.

В реальной схеме сопротивление $r_п$ возрастает из-за сопротивлений диодов, ключей и сопротивления меди обмоток трансформатора и дросселя. Стабилизация выходного тока $I_н$ в стабилизаторе при дестабилизирующих возмущениях входного напряжения U_1, напряжения на дуге U_0, температуры и т. п., осуществляется изменением частоты преобразования.

Изменение частоты осуществляется в соответствии с управляющим воздействием [3]

$$\omega(t) = \omega_0 + \Delta\omega_{max}\bar{U}_*(t), \qquad (2)$$

где $\Delta\omega_{max} = 2\pi\Delta f_{max}$ — максимальное отклонение частоты при модуляции (девиация частоты); $\bar{U}_*(t)$ — нормированный входной управляющий сигнал, равный $U(t)/U_{max}$; U_{max} — максимальное значение входного сигнала.

Максимальный уровень тока на выходе будет получен при $\omega_{min} = \omega_0$, а минимальный при $\omega_{max} = \omega_0 + \Delta\omega_{max}$. Диапазон регулирования D частоты модуляции в этом случае определяется выражением

$$D = \frac{I_{min}}{I_{max}} = \frac{\omega_{max}}{\omega_{min}}.$$

Разделив левую и правую части выражения (2) на ω_0, получаем

$$\frac{\omega(t)}{\omega_0} = \frac{\omega_0}{\omega_0} + \left(\frac{\omega_{max}}{\omega_0} - \frac{\omega_0}{\omega_0}\right)U_*(t).$$

Отсюда

$$\omega(t) = \omega_0[1 + (D-1)U_*(t)].$$

В установившемся режиме частота модуляции f и значение входного сигнала ($u = U$) связаны между собой линейной зависимостью

$$f = f_0 + k_м k_у U = f_0 + k_м k_д k_у (I_н - I_з), \qquad (3)$$

где $k_м$, $k_д$, $k_у$ — коэффициенты передачи генератора управляемого напряжением (частотного модулятора), датчика тока и устройства управления соответственно; $I_з$ — ток задания.

В установившемся режиме ток задания ($i_з = I_з$) равен начальному току нагрузки:

$$I_з = I_{н0}.$$

В относительных величинах уравнение (3) имеет вид

$$f_* = 1 + \frac{k_м k_у U_{max}}{f_0}U_* = 1 + \frac{k_м k_у k_д I_{н0}}{f_0}(I_{н*} - I_{з*}) = \\ = 1 + \frac{(D-1)k_у k_д I_{н0}}{U_{max}}(I_{н*} - I_{з*}), \qquad (4)$$

где $k_м = f_0(D-1)/U_{max}$.

Подставив выражение (4) в (1), получим соотношение, определяющее выходной ток стабилизатора с замкнутой цепью обратной связи:

$$I_{н*}^2 - I_{з*}I_{н*} + \frac{r_* - r_{d*} + 4L_{k*}}{a}I_{н*} - \frac{U_{1*}'\gamma - U_{0*}}{a} = 0, \qquad (5)$$

где $a = 4L_{k*}\dfrac{k_м k_у k_д I_{н0}}{f_0}$.

Ток нагрузки определяем как положительный корень выражения (5)

$$I_{н*} = \frac{I_{з*} + \dfrac{r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}{a}}{2} + \sqrt{\left(\left(I_{з*} + \frac{r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}{a}\right)/2\right)^2 + \\ + \frac{U_{1*}'\gamma - U_{0*}}{a}}.$$

Аппроксимируя выражение (5) двумя первыми членами степенного ряда, получаем

$$I_{н*} = I_{з*} + \frac{r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}{a} + \frac{U_{1*}'\gamma - U_{0*}}{I_{з*}a + r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}, \qquad (6)$$

где условие сходимости ряда

$$\left|\frac{U_{1*}'\gamma - U_{0*}}{a}\right| \le \left(I_{з*} + \frac{r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}{a}\right)^2.$$

Статическая погрешность регулирования $\Delta_{ст}$ тока стабилизатора, силовая цепь которого выполнена по схеме рис. 2, имеет вид

$$\Delta_{ст} = |I_{з*} - I_{н*}| = \frac{r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}{a} + \\ + \frac{U_{1*}'\gamma - U_{0*}}{I_{з*}a + r_{\partial*} - r_* - 4L_{k*}}. \qquad (7)$$

Как видно из выражений (6), (7), точность поддержания тока нагрузки увеличивается с возрастанием коэффициентов $k_м$ передачи частотного модулятора и $k_у$ передачи усилителя. При $k_м k_у = \infty$ статическая погрешность регулирования равна нулю. При конечном значении $k_м k_у$ на точность поддержания тока оказывает влияние, например, значение напряжения на дуге. Погрешность регулирования увеличивается с уменьшением U_0, а также с уменьшением индуктивности L_{k*}, тока $I_{з*}$ и напряжения на нагрузке $U_{н*}$.

Из выражения (7) следует, что в компенсационном стабилизаторе изменения значения любого параметра, определяющего $I_н$, в том числе и напряжения U_0, приводит к нестабильности выходного тока. Для оценки влияния этих изменений воспользуемся чувствительностью выходного тока к изменению любого из параметров P (параметр, входящий в управление регулировочной характеристики или описывающий работу частотного модулятора) в стабилизаторе, например $(\partial I_н/\partial П)_0$. Тогда суммарное изменение выходного тока $\Delta I_н$ при совокупном воздействии дестабилизирующих факторов определится выражением

$$(\Delta I_н)_0 = \sum_П (\partial I_н/\partial П)_0 \Delta П/(r_{\partial *} - r_* - 4L_{k*} - 2aI^0_{н*} + aI^0_{з*}), \quad (8)$$

Из формулы (8) следует, что для уменьшения вынужденной (установившейся) составляющей ошибки необходимо увеличивать $k_у k_м$. Однако при повышении $k_у k_м$ уменьшается запас устойчивости, система приближается к границе устойчивости, переходный процесс становится более колебательным (ухудшаются показатели качества переходного процесса).

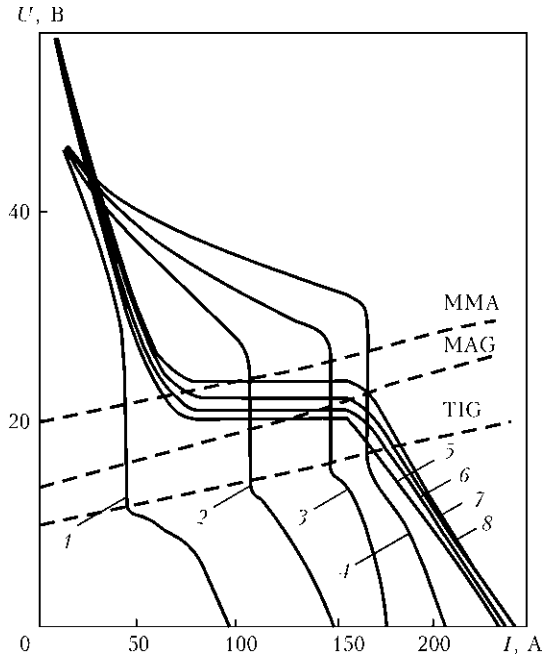


Рис. 3. Экспериментальные внешние характеристики источника питания: *1–4* — соответственно $I_з$ = 424; 102, 142; 160 А; *5–8* — $U_з$ = 20; 21; 22; 24 В

Формирование статических и динамических характеристик системы «источник питания–дуга» осуществляется действием задержанной отрицательной обратной связи по току нагрузки. Сигнал обратной связи по току действует через звено «зона нечувствительности». В приближенном кусочно-линейном виде уравнение статической характеристики нелинейного звена в цепи отрицательной обратной связи по току записывается следующим образом:

$$x_2 = \begin{cases} 0 \text{ при } x_1 \le b; \\ k(x_1 - b) \text{ при } x_1 > b; \ k = \operatorname{tg} \alpha . \end{cases}$$

Очевидно, что внешняя характеристика преобразователя имеет в общем виде три характерных участка: I — участок малых нагрузок, характеризуется незначительным падением напряжения при увеличении тока нагрузки (стабилизация напряжения); II участок — стабилизации выходного тока, на котором наклон рабочего участка изменяется от нуля до единицы и происходит резкий спад выходного напряжения; III участок — на котором преобразователь переходит в нерегулируемый режим, характеризуется плавным уменьшением выходного напряжения при увеличении тока нагрузки (ограничением максимального тока вплоть до режима короткого замыкания нагрузки). На рис. 3 изображены экспериментально снятые внешние характеристики ИП при различных значениях выходного напряжения и тока [1].

Разработанный ИП позволяет реализовать мощность в нагрузке на уровне 5,0 кВт. При построении более мощных ИП предусматривается их параллельная работа на общую нагрузку, тем более, что использование рассматриваемого принципа построения силовой части наиболее просто обеспечивает наращивание мощности в нагрузке путем подключения дополнительных модулей без необходимости использования специальных средств выравнивания токов и мощности между модулями.

В реализованном ИП подтвердились преимущества частотного способа регулирования и комбинированной модуляции:

— практически полное отсутствие сквозных токов (импульсных помех) вследствие неперекрываемых и плавных включений-выключений коммутирующих транзисторов и выпрямительных диодов;

возможность повышения частоты коммутации до 100 кГц;

— снижение статических и динамических потерь в транзисторах и диодах обеспечило получение КПД > 92 %.

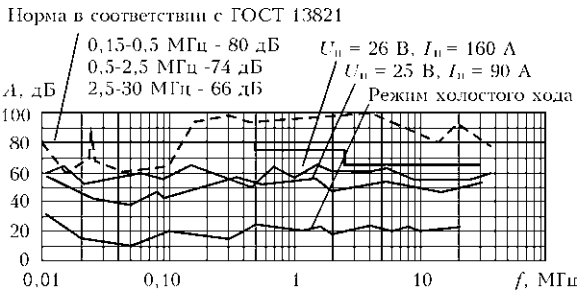


Рис. 4. Результаты измерений спектров помех квазирезонансного (сплошная) и стандартного (штриховая) ИП для дуговой сварки [5]

Инверторный ИП для сварки, например, штучными электродами с МП-управлением имеет сложнокомбинированную внешнюю ВАХ, обеспечивающую реализацию функций «горячий старт», форсирование дуги, выбор наклона рабочего участка ВАХ в пределах от 0,4 до 2,0 В/А в зависимости от конкретных условий сварки и типа электрода, жесткость внешней характеристики 0,01 В/А.

Аппарат также обеспечивает плавное регулирование тока в диапазоне 20…160 А; понижение напряжения холостого хода U_0 до 12 В при длительных обрывах (более 0,6…1 с); поддержание заданного тока при колебаниях напряжения сети; защиту от прилипания электрода при коротком замыкании более 0,5 с и др.

Важным достоинством нового ИП с полностью цифровой системой управления по отношению к традиционному является возможность плавного изменения выходной ВАХ источника для приближения ее к идеальной.

Из рис. 4 видно, что используемая при разработке ИП технология позволяет существенно снизить уровень помех. Для рассматриваемого ИП уровень помех на выходе и в питающей сети не превышает 65 дБ во всем диапазоне частот.

Системы электропитания (СЭП). *ИП «ПЛАЗМА-2»* (рис. 5). Практическим приложением источников электропитания, работающих на дуговой промежуток, явились устройства электропитания для плазменного воспламенения топлива [2]. При практической разработке СЭП для плазменных технологий, кроме основных показателей качества (КПД, надежность, масса), учитывали и дополнительные: напряжение питания и его разброс; диапазон и стабильность частоты; окружающая температура и возможные способы охлаждения; коэффициент мощности; удельная масса; конструктивные требования (габариты, ударные и вибрационные перегрузки, обычное или тропическое исполнение); цикличность работы, срок службы. Каждый из приведенных показателей имеет принципиально важное значение и может изменить технические характеристики проектируемого устройства.

Силовые блоки для систем плазменного воспламенения топлива выполнены по схеме квазирезонансных высокочастотных транзисторных инверторов с переключением в нуле тока или напряжения [2, 4].

Основные технические характеристики

Вид плазмообразующей среды	воздух
Перепад давления плазмообразующей среды, МПа	(1…6)...10
Расход плазмообразующей среды, г/с	0,1…0,5
Род тока дуги	постоянный
Напряжение холостого хода, В	600±40
Рабочее напряжение дуги, В	150±30
Ток короткого замыкания, А	7,5±1,0
Диапазон регулирования тока дуги, А	1,5…7,5
Режим работы	повторно-кратковременный
Ресурс блока питания, включений, не менее	10000

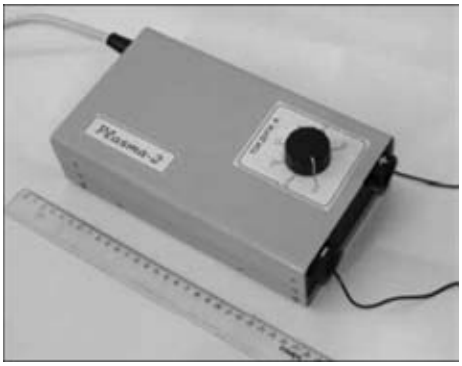


Рис. 5. Внешний вид ИП «ПЛАЗМА-2»

ИП «ПЛАЗМА-3» (рис. 6). Предназначен для электропитания систем зажигания газотурбинных двигателей от бортовой сети 27 В, а также для совместной работы с плазмотроном ВПТ-5 (ВПЛ-8).

Основные технические характеристики

Напряжение питающей сети, В	27 (+10%; –20%)
Род выходного тока	постоянный
Напряжение холостого хода, В	600±40
Номинальный рабочий ток в дуге, А	2,5
Рабочее напряжение дуги, В	150… 270
Габаритные размеры, мм, не более	250×160×80
Масса, кг, не более	2,0
Режим работы	повторно-кратковременный

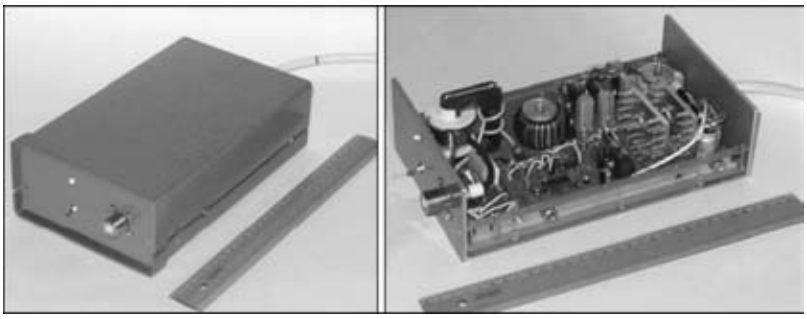


Рис. 6. Внешний вид ИП «ПЛАЗМА-3»

Основой схемы ИП является двухтактный конвертор, выполненный на полевых транзисторах новой серии L фирмы «International Rectifur», который формирует в обмотках согласующего трансформатора импульсы переменного тока частотой 50 кГц.

ИП «ПЛАЗМА-4». Установка «Плазма-4»может применяться для определения основных энергетических характеристик воздушных микроплазмотронов и ресурсных испытаний плазменных воспламенений (рис. 7).

Основные технические характеристики

Напряжение питающей сети, В .....1…220
Напряжение холостого хода, В, не более 700
Диапазон тока дуги, А .....2…20
Максимальная потребляемая мощность, кВ·А 7
Масса, кг, не более 8
Габариты, мм, не более .....400×180×280

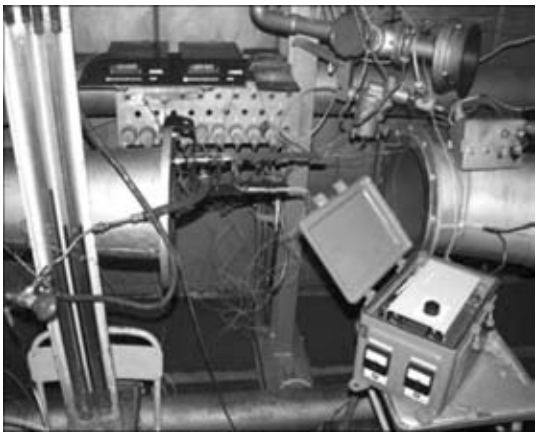


Рис. 7. Внешний вид стенда для испытания систем плазменного воспламенения топлива

Устройство электропитания для воздушно-плазменной резки. Для питания мощных воздушных плазмотронов представляет практический интерес создание устройств электропитания на основе мостовых преобразователей с транзисторными квазирезонансными инверторами с фазовым управлением, обеспечивающих мягкое переключение транзисторов (коммутацию силовых ключей при нулевых значениях напряжений — ПНН) [3].

Фрагмент электрической схемы силовой части усовершенствованного ПНН с адаптивной структурой применительно к преобразователю с двухполупериодным выпрямителем и *L*-фильтром для случая работы на дуговую нагрузку — с выходным током, изменяющемся в широких пределах, представлен на рис. 8.

Система управления преобразователем выполнена на основе микропроцессора ATmega 16 [3, 4]. Кроме повышения точности работы технологического агрегата, новая топология силовой части с микропроцессорным управлением значительно (на 15…20 %) повышает точность и качество вырезаемых заготовок, регламентируемых ГОСТ 14792–80 (EN 60791-1) и аналогичными стандартами Германии, Франции и других стран, сокращает не менее чем в два раза расход быстроизнашивающихся деталей плазмотронов, обеспечивает автодиагностику состояния и защиту всего управляемого комплекса, цифровую индикацию действительных и заданного значений тока и напряжения дуги и сопряжение с ЭВМ верхнего уровня.

Из приведенных осциллограмм на рис. 9 видны преимущества применения новой технологии: ре-

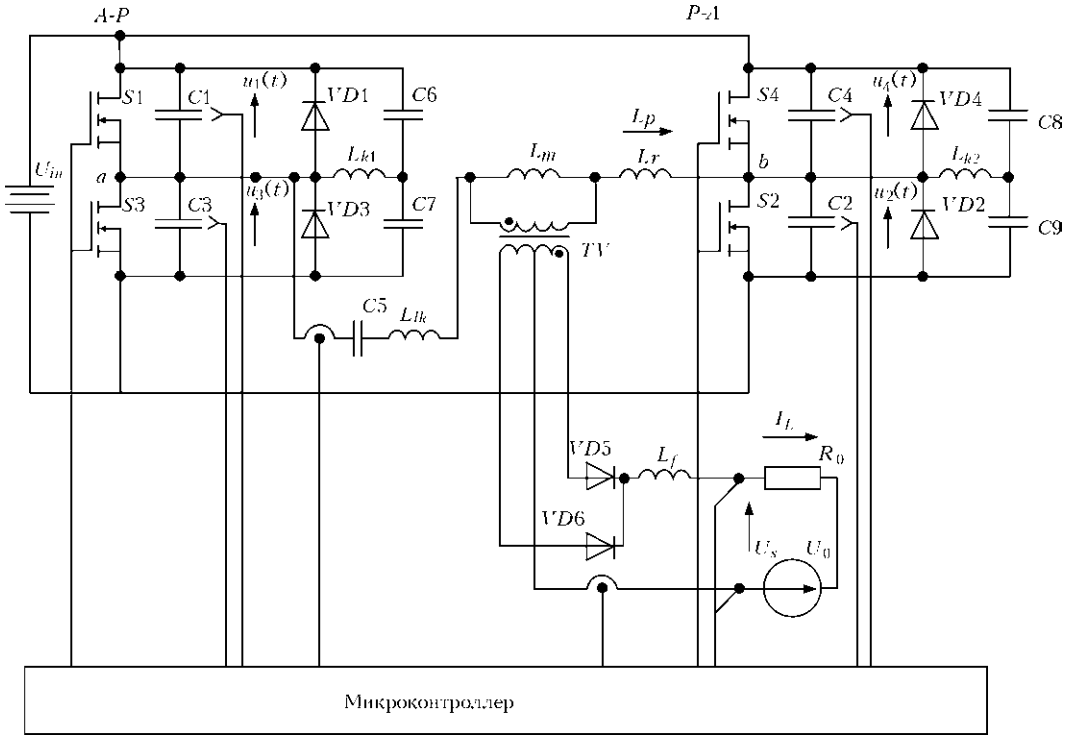


Рис. 8. Схема силовой части разработанного ИП

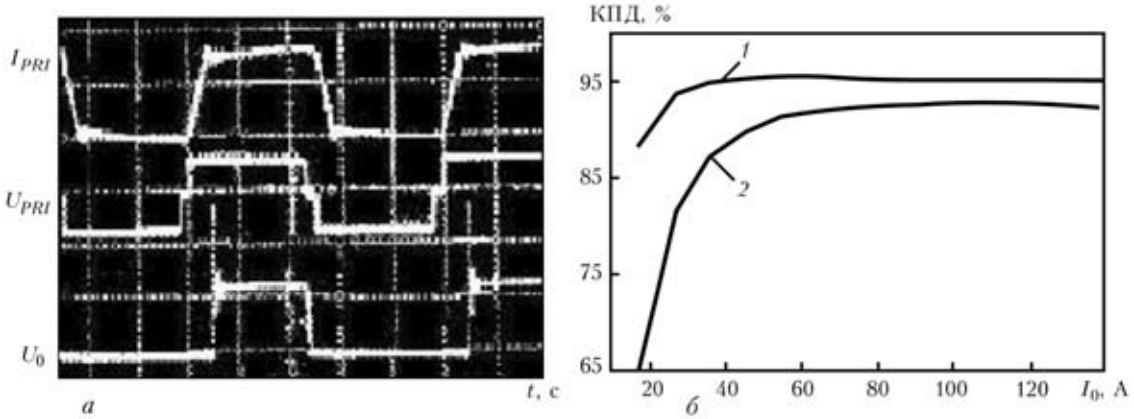


Рис. 9. Осциллограммы (m_t = 7,2 мкс/дел) напряжения на первичной обмотке U_{PRI} (m_U = 1000 В/дел); тока первичной обмотки I_{PRI} (m_I = 15 А/дел) и выпрямленного напряжения U_0 (m_U = 200 В/дел) (*а*); зависимость КПД конвенционального (*1*) и ПНН-FB-конвертора (*2*) от тока нагрузки (*б*)

жим работы становится более симметричным, что способствует снижению потерь в силовых компонентах и позволяет значительно (в 3…5 раз) уменьшить уровень электромагнитных помех. При этом имеет место практически отсутствие выбросов напряжения на осциллограммах из рис. 9, *б* видно, что КПД преобразователя оказывается повышенным и практически независимым в диапазоне токов от 20 % до номинального. На рис. 10 приведен внешний вид транзисторного ИП PLASMA 110i HF. Удельная объемная мощность преобразователя составила 160 Вт/дм^3.

Основные технические характеристики

Напряжение, В/количество фаз/частота, Гц	380/3/50…60
Род тока	постоянный
ВАХ	СС
Максимальная потребляемая мощность, кВт	20
Диапазон регулирования тока, А	20…100
Максимальное напряжение холостого хода, В	250
Продолжительность включения, %	100
Максимальная толщина реза, мм:	
качественный рез	25
разделительный рез	35
КПД, %	85
Коэффициент мощности	0,95
Габариты, мм	710×285×485
Масса, кг	28

Рис. 10. Внешний вид ИП PLASMA 110i HF

Экспериментальные исследования взаимодействия регулятора тока с реальной технологической нагрузкой показали, что переход на высокую частоту преобразования обеспечивает устойчивость дугового разряда при индуктивности выходной цепи менее 300 мкГн. Малая инерционность регулятора обеспечивает быстрое нарастание тока при возбуждении дугового разряда, а высокая крутизна участка токоограничения (> 40 В/А) — снижение флуктуаций тока при изменении скорости воздушного потока.

При процессе коммутации в инверторе рабочая точка транзистора перемещается на максимальном удалении от границы области безопасной работы транзистора, поэтому уменьшаются динамические потери и повышается надежность (рис. 11).

Модифицированный модуль в составе квазирезонансного преобразователя для питания плазмотрона в режиме ПНН обеспечил снижение на 15…25 дБ излучаемых радиопомех, создаваемых при работе аппарата на различных режимах работы, по сравнению со стандартным ПНН-преобразователем, причем относительный уровень напряжения генерируемых радиопомех во всем диапазоне частот не превышал норм в соответствии с ГОСТ 13821. Этому способствовали отсутствие влияния тока обратного восстановления антипараллельных диодов и меньший уровень du/dt, которые характерны для данного применения. Дополнительное улучшение спектрального состава удается достичь при использовании снаббберных конденсаторов большей емкости.

Для анализа динамических свойств регулятора тока рассмотрены процессы, происходящие в системе при скачкообразных изменениях нагрузки. Результат моделирования переходного процесса «в большом» в системе с оптимизированным регулятором [3, 4] показан на рис. 12. В стабилизированном преобразователе тока обеспечены заданная статическая точность системы, устойчивость и желаемый апериодический характер про-

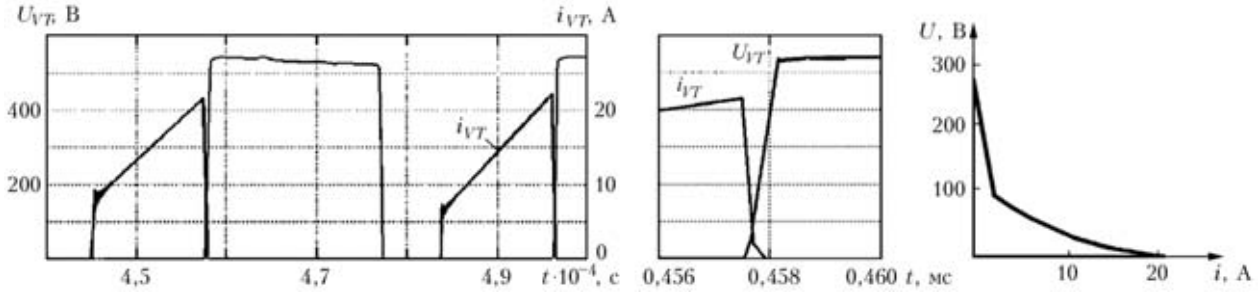


Рис. 11. Процесс коммутации в инверторе и траектории движения рабочей точки транзистора

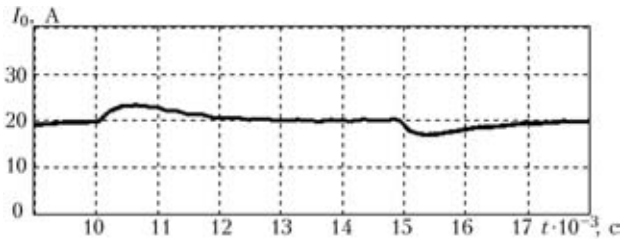


Рис. 12. Переходные процессы в системе «в большом» (R_n = = 5 Ом, R_{n1} = 5 Ом, i = 20 А)

цесса спада-накопления выходного тока при скачках нагрузки. На рис. 12 приведены параметры переходного процесса: максимальное перерегулирование ΔI_{0max} = 4 А, длительность процесса $t_п$ = = $2 \cdot 10^{-3}$ с. Из сравнения основных характеристик видно, что использование новой топологии силовой части в качестве звена промежуточной частоты для питания плазмотрона перспективно.

ИП «PLASMA 110i HF» отмечен дипломом Всеукраинского конкурса-выставки «Кращий вітчизняний товар 2008 року».

В заключение следует отметить, что совершенствование принципов построения транзисторных преобразователей параметров электрической энергии, рассмотрение устройств питания как элементов системы электропитания, обеспечение в данных устройствах электромагнитной совместимости с питающей сетью и потребителями электрической энергии оказывает существенное влияние на схемотехнические решения и в итоге на их технические характеристики.

Таким образом, результаты научных и инженерных разработок по созданию на базе резонансных транзисторных инверторов специальных систем электропитания, максимально учитывающих особенности технологических нагрузок, показали перспективность принятого подхода к разработке ИП с высоким КПД, высокой плотностью на единицу мощности, с уменьшенным уровнем высокочастотных помех и повышенной надежностью, работающих на дуговые нагрузки.

1. *Верещаго Е. Н., Квасницкий В. Ф., Явишев Д. И.* Источник питания сварочной дуги на основе ZVS-схемы // Техн. электродинамика. — 2005. — № 6. — С. 24–28.
2. *Верещаго Е.Н., Фельдшер И. Ф., Костюченко В. И.* Новый ИП для плазменной обработки деталей // Вест. двигателестроения. — 2006. — № 4. — С. 16–19.
3. *Верещаго Е. Н., Квасницкий В. Ф., Костюченко В. И.* Квазирезонансный ИП PLASMA 110i HF для плазменной резки // Свароч. пр-во. — 2008. — № 6. — С. 37–41.
4. *Схемотехника* инверторных источников питания для дуговой нагрузки: Учеб. пос. / Е. Н. Верещаго, В. Ф. Квасницкий, Л. Н. Мирошниченко, И. В. Пентегов. — Николаев: УГНТУ, 2000. — 283 с.
5. *Оценка* параметров электромагнитной совместимости оборудования для дуговой сварки / А. Е. Коротынский, А. Е. Копыленко и др. // Свароч. пр-во. — 2005. — № 11. — С. 9–12.

The paper gives a generalizing analysis, describes the experience of development and application of promising resonance PS for arc welding and related processes. It is emphasized that this ensures an improvement of power consumption and lowering of the generated interference.

Поступила в редакцию 17.04.2009

УДК 621.791:658.386

ОПЫТ ЭФФЕКТИВНОЙ ОРГАНИЗАЦИИ ПОДГОТОВКИ СПЕЦИАЛИСТОВ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА ДЛЯ СУДОСТРОЕНИЯ

А. М. КОСТИН, канд. техн. наук (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Описан положительный опыт работы регионального центра подготовки специалистов сварочного производства для судостроения Украины.

Ключевые слова: сварочное производство, подготовка кадров, судостроение

Интеграция Украины в Европейское сообщество, в том числе и в области подготовки специалистов сварочного производства, идет по пути признания принципов Болонской системы, с учетом имеющихся международного опыта и отраслевой практики внутри страны [1]. В этой связи интересен опыт Национального университета кораблестроения (НУК) имени адмирала Макарова, который в 1996 г. совместным Приказом Министерства образования и науки и Министерства промышленности Украины утвержден в качестве ведущей организации по подготовке кадров сварочного производства всех уровней для судостроения. В НУК совместно с судостроительными заводами юга Украины создано объединение «Судостроительный учебный центр сварочной техники» (СУЦСТ), соучредителями которого стали ОАО «Вадан Ярде «Океан», ГП НПКГ «Заря-Машпроект», «Херсонский судостроительный завод», «Завод им. 61 коммунара», «Черноморский судостроительный завод» и НУК. Объединение является самостоятельной юридической организацией и ведет свою деятельность на принципах хозяйственного расчета и самоуправления. Высшим органом управления СУЦСТ является Опекунский совет. Кроме того, для расширения практической подготовки инженеров и их адаптации к условиям производства кафедра организовала два филиала на ведущих предприятиях города — «Вадан Ярдс «Океан» и ГП НПКГ «Заря-Машпроект». Заведующими филиалов кафедры являются директор по технике Ю. В. Солониченко и главный сварщик Ю. В. Бутенко. Указанные предприятия являются базовыми для проведения всех видов практики у студентов.

Создание новой эффективной организационной структуры позволило кафедре существенно расширить перечень выполняемых работ и область сотрудничества с ведущими предприятиями региона. В частности, начиная с 1997 г. СУЦСТ совместно с немецким союзом сварщиков земли Мекленбург-Форпоммерн (SLV) в рамках международной программы «Трансформ» начал осуществлять переподготовку ведущих специалистов сварочного производства предприятий юга Украины с выдачей сертификата «Европейский сварочный инженер», а с 2000 г. проводится подготовка по программе «Международный сварочный инженер». Осуществление этой программы позволило преподавателям кафедры повысить свою квалификацию и получить соответствующие сертификаты [2].

Объединение осуществляет также подготовку и аттестацию рабочих-сварщиков в соответствии с НПАОП 0.00-1.16–96 (Дозвіл № 019.05.48.80.42.0) и правилами Российского Морского Регистра Судоходства (РМРС) (Свидетельство о сертификации предприятия № 05.00035.160). Для этих целей на кафедре сварочного производства оборудован учебный класс на двенадцать сварочных постов и аттестационная лаборатория, где в полном объеме проводится подготовка и аттестация сварщиков с выдачей квалификационных удостоверений на право выполнения работ по изготовлению, монтажу, реконструкции и ремонту объектов и оборудования в соответствии со всеми действующими в Украине нормативными документами (НПАОП, СНиП, ДБН, ДСТУ). Аттестационная база СУЦСТ является также официальным региональным испытательным центром Николаевского отделения РМРС, с которым кафедра плодотворно сотрудничает. Подготовка и аттестация ведутся практически по всем способам сварки. Для этого создана постоянно действующая аттестационная комиссия, председателями которой являются Ю. В. Бутенко, гл. сварщик ГП НПКГ «Заря-Машпроект» (г. Николаев), Ю. М. Конащук, гл. сварщик СиЭнЖиЭс Инжениринг (г. Симферополь), А. Н. Воробьев, гл. сварщик Одесского припортового завода, А. М. Костин, доц. НУК. СУЦСТ готовит специалистов первого и второго уровней по неразрушающим методам контроля сварных швов. Протоколы аттестационных испытаний сварщиков приз-

© А. М. Костин, 2009

наны практически всеми классификационными обществами и являются основанием для выдачи удостоверений в соответствии с требованиями классификационных обществ (GL, LR, BV).

Опыт работы показал, что предприятиям экономически выгодно проводить аттестацию сварщиков на объединенной базе, имеющей значительный материальный и научный потенциал. Независимая экспертная оценка полностью исключает влияние на результат аттестации и дает возможность объективно оценить квалификацию сварщиков. При таком подходе сотрудники кафедры постоянно находятся в курсе производственных проблем, что в целом положительно сказывается на учебном процессе. Действующая аттестационная база способствует привлечению денежных средств на ремонт и модернизацию оборудования, учебных классов и аудиторий, позволяет осуществлять обучение студентов рабочей профессии сварщика, при этом все расходные сварочные материалы приобретаются за счет СУЦСТ. Часть студентов успешно сдают квалификационные экзамены и получают базовое удостоверение электросварщика, которое дает им возможность во время прохождения производственной практики работать по этой профессии.

В рамках аттестационно-испытательной работы кафедра постоянно проводит практические семинары, консультации и лекции по разработке и внедрению в производство новых сварочных материалов, основного и вспомогательного сварочного оборудования с привлечением ведущих отечественных и зарубежных специалистов. В последние годы на базе кафедры на регулярной основе пропагандировали свою продукцию такие фирмы, как КЗЭСО, СЭЛМА, «Арксел», НПФ «Амити», «Messer Cutting & Welding», «Boehler», «Abicor Binzel», ESAB, «Drahtzug Stein», «МежГосМетиз» и др. Работы по указанному направлению проходят с активным привлечением студентов, которые получают новые знания непосредственно от разработчиков в активной и интересной форме.

Специалисты кафедры как независимые эксперты систематически участвуют в оценке качества изготовления отдельных деталей, узлов и объектов, осуществляют квалификацию технологий сварки в соответствии с ДСТУ 3951–2000 и правилами РМРС, выезжают на консультации и проводят занятия для рабочих и инженерно-технических работников без отрыва от производства непосредственно на предприятиях. Обучение, как правило, ведется с привязкой к конкретным изделиям с подробным обсуждением существующих проблем. Появляется возможность совместной научной работы и внедрения прогрессивных технических и технологических решений в производство. Одним из последних наиболее показательных примеров в этом направлении является совместная разработка НУК и НПП «УкрТерт-Маш» источника плазменной резки Plasma 110i HF, который на всеукраинском конкурсе-выставке «Кращий вітчизняний товар 2008 року» в номинации «Судостроение» был отмечен дипломом [3], или, например, разработка НПФ «Амити» источника питания ВДУ1202 с комбинированной внешней характеристикой в комплексе с автоматом ТС77, который позволяет в автоматическом режиме с использованием проволоки сплошного сечения под флюсом получать стыковые соединения толщиной от 16 до 40 мм в щелевой зазор без разделки кромок [4]. И таких примеров множество.

В последние годы установилось плодотворное взаимовыгодное сотрудничество с нашими постоянными партнерами такими, как СЭЛМА, КЗЭСО, «Вадан Ярдс «Океан», ГП НПКГ «Заря-Машпроект», Николаевское отделение РМРС и др. Предприятия регулярно приглашают на работу наших выпускников и направляют на заочное обучение своих работников. Обучение студентов ведется с учетом профиля работы предприятий региона, значительная часть дипломных проектов выполняется по их заказу. Главные сварщики предприятий активно задействованы в учебном процессе, они постоянно присутствуют на защите дипломных проектов, что облегчает им выбор выпускников для пополнения кадрового состава подразделений, связанных со сварочным производством. Перечисленные выше предприятия, кроме активного сотрудничества в области подготовки кадров, оказывают кафедре сварочного производства значительную материальную помощь. Только за последние годы кафедра получила новое оборудование, материалы и помощь от спонсоров на сумму более 100 тыс. грн. И помощь не прекращается даже в условиях всеобщего экономического кризиса.

С выпускниками, работающими на предприятиях Николаева, Херсона, Симферополя, Керчи, Одессы и многих других городов, кафедра поддерживает тесные связи, привлекает их к участию в практических семинарах, к сотрудничеству в рамках плана работ СУЦСТ, наиболее одаренных приглашает на учебу в аспирантуру. СУЦСТ взял на себя функции регионального координатора и консолидировал усилия предприятий в области подготовки кадров всех уровней для нужд сварочного производства. Расширение сферы деятельности кафедры укрепляет связи коллектива преподавателей с успешно работающими предприятиями, что положительно сказывается на ее имидже.

Как показал опыт, комплексный подход к проблеме подготовки кадров на основе тесного сотрудничества с предприятиями различных форм собственности, создание филиалов кафедры на базе ведущих промышленных предприятий региона, совместная организация регионального центра

подготовки кадров обеспечивают модернизацию материально-технической и методической базы по подготовке специалистов сварочного производства всех уровней для нужд различных отраслей промышленности.

1. *Журавський В. С., Згуровський М. З.* Болонський процесс: головні принципи входження в Європейський простір вищої освіти. — К: ТВЦ «Видавництво «Політехніка», 2003. — 200 с.
2. *Эффективные* организационные структуры подготовки специалистов сварочного производства для судостроения / В. Ф. Квасницкий, А. М. Костин, Н. П. Романчук, С. К. Чернов // Автомат. сварка. — 2006. — № 4. — С. 48–49.
3. *Універсальне* квазірезонансне джерело живлення нового класу для плазмового різання: Національний університет кораблебудування імені адмірала Макарова. Переможці 2008 конкурсу «Кращий вітчизняний товар року». — http://www.krashiy.com/main/ukr/nominations2008/nid=25&pid=1119&id=8264.
4. *Пат. 30840 Україна.* Випрямляч для дугового зварювання та наплавлення під флюсом / С. В. Драган, Ю. А. Ярос, О. О. Ярос та ін. — Опубл. 11.03.2008.

Positive experience of functioning of the regional center for training welding fabrication specialists for shipbuilding of Ukraine is described.

Поступила в редакцию 17.04.2009

Пятая международная конференция «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ»

Поселок Кацивели, Крым
25–28 мая 2010 г.

Тематика конференции включает доклады по следующим основным направлениям:

- Математическое моделирование:

физических явлений, определяющих эффективность и распределение тепловложений при сварочном нагреве;
процесса переноса металла при сварке;
образования и гидродинамики сварочной ванны при сварке плавлением сплошных и пористых материалов;
кристаллизации сварочной ванны, химического состава зоны проплавления и образования химической неоднородности;
кинетики микроструктурных изменений при одно- и многопроходной сварке;
зависимости химический состав–микроструктура–механические свойства;
кинетики деформационных процессов в температурных интервалах образования горячих трещин и условий их предупреждения;
термодеформационных процессов при сварке давлением с учетом больших деформаций;
транспорта водорода в сварных соединениях;
оценки риска образования холодных (водородных) трещин;
остаточных напряжений и деформаций при многопроходной сварке с учетом изменений микроструктуры металла;
деградации свойств материала сварных соединений под воздействием высоких температур, химически агрессивных сред и ядерного облучения;
процесса идентификации дефектов в сварных соединениях при неразрушающих методах испытаний.

- Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий

Оргкомитет: ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ, отдел № 34, ул. Боженко 11, Киев-150, 03680, Украина;
к.т.н. Романова Ирина Юрьевна, тел.: (38044) 271-26-33, факс: (38044) 287-65-57, E-mail: d34@paton.kiev.ua;
к.ф.-м.н. Зельниченко Александр Тимофеевич,
тел./факс: (38044) 529-26-23, 287-46-77, E-mail: journal@paton.kiev.ua.

УДК 621.791:669.2

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ТОРЦЕВЫХ НАПЛАВОК МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛОПАТОК ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СУПЕРСПЛАВОВ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **Б. А. ЗАДЕРИЙ**, **А. В. ЗВЯГИНЦЕВА**, кандидаты техн. наук, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн наук, **И. С. ГАХ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **О. П. КАРАСЕВСКАЯ**, канд. физ.-мат. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

Исследованы особенности кристаллографии и структуры металла наплавок на свободные торцы монокристаллических лопаток из никелевого жаропрочного сплава ЖС-26. Установлена их зависимость от кристаллографической ориентации исходного металла. Показано, что наследование кристаллографической ориентации и изменение структурного состояния исходного металла металлом наплавки подчиняется в общем тем же качественным закономерностям, что и при сварке.

Ключевые слова: электронно-лучевая наплавка, присадочный материал, монокристаллы, жаропрочные никелевые суперсплавы, кристаллографическая ориентация, форма фронта кристаллизации, термический градиент, направление преимущественной кристаллизации, плотность дислокаций

Систематизация эксплуатационных повреждений лопаток ГТД, выполненная авторами настоящей работы, а также данные работ [1–3] показывают, что основная доля дефектов приходится на кромку. Из них одна большая часть (50…90 %) — на входную, другая — на торец и выходную кромку. Ремонт указанных повреждений главным образом осуществляют дуговой или плазменной наплавкой и электронным лучом. В лопатках, полученных способом направленной кристаллизации, на ремонтируемую кромку выходит моно-, би- или трикристалл. Кристаллографическая ориентация наплавляемой кромки определяется расположением дефекта.

Известно, что при сварке монокристаллов жаропрочных суперсплавов на основе никеля структура металла шва в первую очередь определяется кристаллографической ориентацией исходного металла и направлением сварки [4–9].

Специфика термодеформационного цикла, форма фронта застывания ванны расплавленного металла и другие особенности обусловливают различие в структуре швов и наплавленного металла. Целью настоящего исследования являлось изучение влияния исходной кристаллографической ориентации подложки наплавляемого монокристалла на степень наследования ее наплавленным металлом и особенности структурных изменений в исходном монокристалле.

С целью получения сопоставимых результатов, исключающих влияние на структуру естественных флуктуаций, условий и режимов выращивания и наплавки образцов разной поставки, исследования выполняли на бикристаллах и только контрольные — на монокристаллах.

Исходные заготовки размером 60×80 мм никелевого суперсплава ЖС-26 получали в процессе выращивания монокристаллических пластин толщиной 6…8 мм способом высокоскоростной направленной кристаллизации. Химический состав сплава, мас. %: 0,8…1,2 V; 4,3…5,6 Cr; 0,8…1,2 Ti; 0,8…1,4 Mo; 10,9…12,5 W; 8,0…10,0 Co; 4,5…8,0 Al; 1,4…1,8 Nb; 0,22…0,27 Mn; 0,9…1,1 Fe; 0,13…0,18 C. Один из кристаллов выбрали таким образом, чтобы его кристаллографическая ориентация была близка к направлению осей высокой симметрии. Наплавку осуществляли послойно электронным лучом на торец пластины с применением присадочного материала того же состава, что и исходный сплав. Высота наплавляемого за один проход слоя составляла 1,5…2,0 мм. В экспериментах наплавляли до трех слоев (рис. 1). Значения параметров режимов наплавки ограничивались необходимостью получения качественного формирования наплавленного металла (отсутствие наплывов, сплавление с основным металлом (ОМ), плавная форма поверхности), а также отсутствием трещин.

Выполненные исследования показали, что склонность к образованию трещин монокристаллов конкретного сплава при наплавке на торец определяется высотой наплавленного слоя; количеством проходов; исходными кристаллографической ориентацией и структурой.

При высоте наплавленного металла до 1 мм трещины наблюдаются весьма редко. Увеличение высоты наплавленного металла, как и количества проходов, повышает вероятность образования

© К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, А. В. Звягинцева, В. С. Савченко, И. С. Гах, О. П. Карасевская, 2009

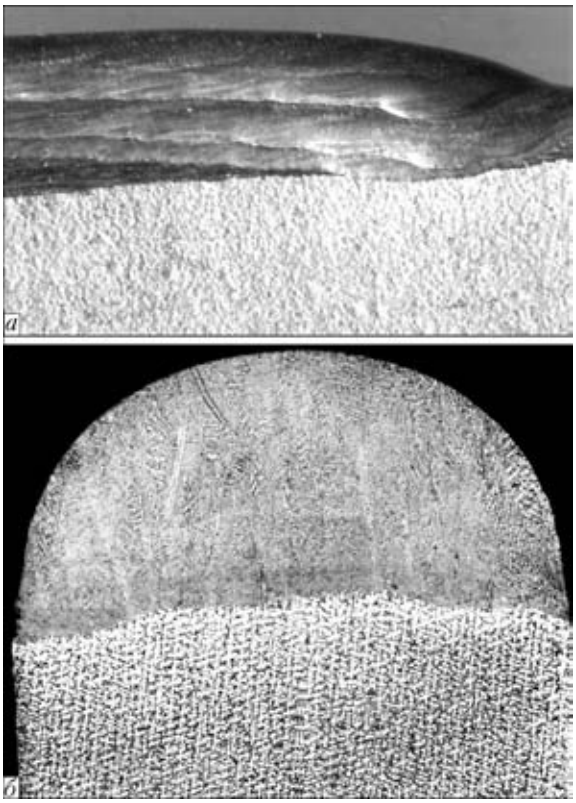


Рис. 1. Внешний вид (*а*, ×5) и макрошлиф (*б*, ×25) трехслойной наплавки на торец образца (направление наплавки [013], плоскость наплавки (100), плоскость шлифа (031))

трещин. Неблагоприятная для наследования кристаллографическая ориентация, не совпадающая с осями высокой симметрии исходного монокристалла (как и наличие в нем высокоугловых границ зерен) ведет к искажению исходной структуры, формированию зерен другой ориентации, образованию трещин. Однако при небольшой (меньше 6°) разориентации зерен, «мягком» термическом цикле (скорость наплавки 10…20 м/ч, подогрев 400…600 °С) и небольшой высоте наплавленного металла трещины не образуются. При наличии большеугловых границ зерен трещины могут зарождаться не только в наплавленном металле, но и в металле ЗТВ, на некотором отдалении от линии сплавления, что, очевидно, в большей мере связано не со структурными превращениями (измельчение γ′-фазы и пр.), а с особенностями распределения термических напряжений. Следует также отметить, что при наплавке вероятность образования трещин гораздо ниже, чем при сварке пластин встык, что, очевидно, связано с особенностями распределения сварочных напряжений по сечению соединения, их значением и более благоприятной геометрией фронта кристаллизации (рис. 1), а следовательно, и совершенством структуры наплавленного металла.

Исследования выполняли на продольных и поперечных шлифах с применением методов оптической металлографии и рентгеновской дифрактометрии. Оценивали распределение интенсив-

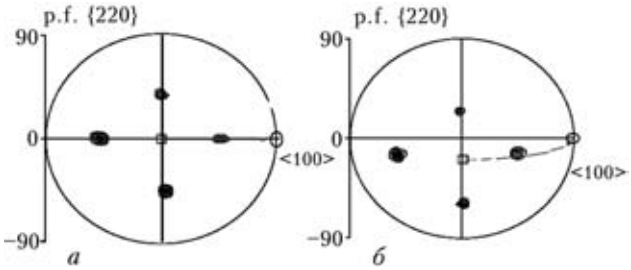


Рис. 2. Полосные фигуры {220} для кристалла II (*а*) и I (*б*) (квадрат — ориентация (001). Направление наплавки в кристалле II — <010>, I — <013>; плоскости шлифа в кристалле II — {001}, I — {031}

ности рассеянного рентгеновского излучения вблизи узлов обратной решетки. Изучали участки при облучении площади размерами 0,3×2 мм и положении рефлекса в направлении, перпендикулярном плоскости наплавленного металла, переходя последовательно от ОМ к наплавленному, при этом облучаемая (исследуемая) область оставалась параллельной линии сплавления (кромке образца). Изучали 36 участков на поверхности образца шириной 10 мм. Шаг перемещения составлял 0,28 мм. Более подробно суть методики изложена в работах [7–9].

Из рассмотрения полюсных фигур (рис. 2) видно, что в кристалле II исследуемого образца ориентация поверхности пластины и наплавленного металла (кромки, по которой выполняли наплавку) одинаковы и соответствуют с точностью до 2° ориентации <100>. В кристалле I ориентация пластины (013), а поверхности (кромки) наплавленного металла <100>. Таким образом, поверхности кристаллов, по которым и выполняли наплавку, являются плоскостями зоны <100>. Морфология кристаллической структуры и кристаллография наплавленных образцов кристаллов I и II представлены на рис. 3, 4. Из рисунков видно, что исходная кристаллографическая ориентация на мезоуровне наследуется достаточно точно, при значительном измельчении элементов структуры шва.

Как видно из рис. 5, положение максимума распределения $I_{q\parallel}$ отражений в ОМ и наплавленном металле совпадают, т. е. сохраняются значения параметров решеток γ- и γ′-фаз [10]. Ширина отражения в наплавленном металле возрастает по сравнению с ОМ на 10…15 % в кристалле I и на 4 % (на уровне погрешности) в кристалле II. Таким образом, дефектность (плотность дислокаций) структуры металла при наплавке на несимметрично сориентированном кристалле I гораздо больше, чем на симметрично сориентированном II. Однако это возрастание (отличие) гораздо меньше, чем при сварке [8, 9].

Форма и ширина распределения отражений $I_{q\perp}$ в ОМ (рис. 6, *а*, *д*) имеет типичный вид для ростовых монокристаллов — во всех азимутальных

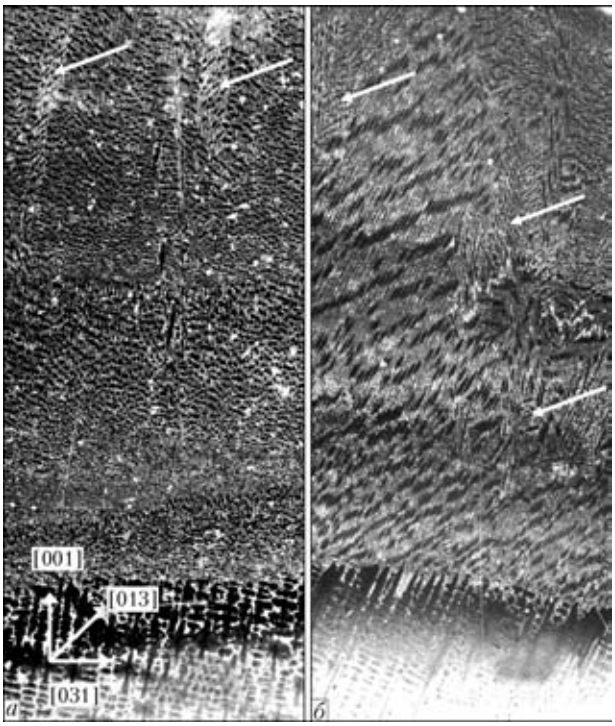


Рис. 3. Микрошлифы (×50) и кристаллография наплавленных образцов (темное поле) кристалла I: *а* — продольный; *б* — поперечный шлиф (стрелки — зерна другой ориентации в наплавленном металле)

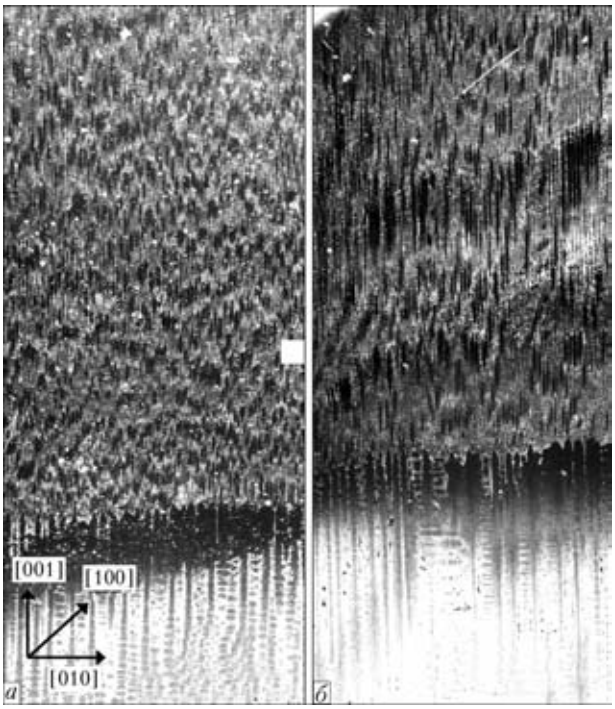


Рис. 4. Микрошлифы (×50) и кристаллография наплавленных образцов (темное поле) кристалла II: *а* — продольный; *б* — поперечный шлиф

направлениях плавная, а изоинтенсивные линии эллипсовидные. Как видно из рис. 6, *а*, отражение (024) для кристалла II находится точно на вертикали (355° — приборные координаты на рис. 6, следовательно, 5° — отклонение от вертикали). Стрелка на рис. 6, *а* показывает направление нап-

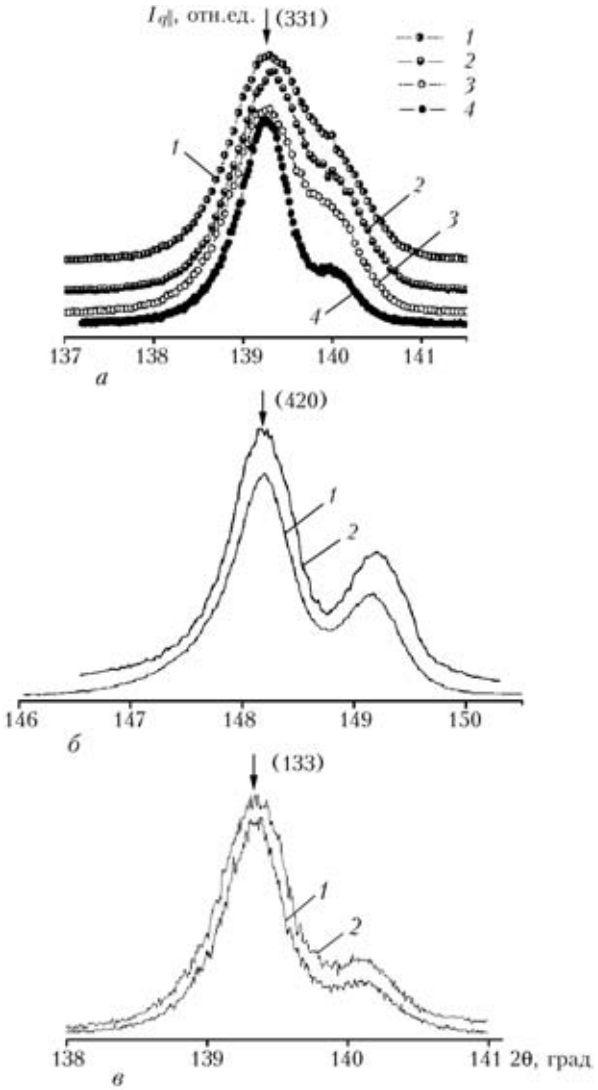


Рис. 5. Распределение интенсивности $I_{q\|}$ на разных участках в сварном соединении (*а*): *1* — металл шва у ЗС; *2* — ось шва; *3* — ЗТВ; *4* — ОМ; наплавленном металле (*б*, *в*) (*б* — кристалл I, отражение (420); *в* — II, (133)): *1* — ОМ; *2* — наплавленный. Ориентация поверхности сплавления в сварном соединении {011}, в наплавленном — {100}

лавки на шлифе вдоль линии сплавления. В ЗТВ на изоинтенсивных линиях наблюдается изменение первоначальной эллипсовидной формы распределения $I_{q\perp}$. Параллельно линии сплавления наблюдается уширение в направлении выполнения наплавлки (рис. 6, *б*), которое усиливается в зоне сплавления (ЗС) (рис. 6, *в*), т. е. имеет место разворот вокруг направления, перпендикулярного к поверхности наплавки. В наплавленном металле наблюдаются единичные отражения слабой интенсивности, что соответствует наличию зерен другой ориентации (см. рис. 3). В слоях, ближайших к ОМ, ширина изоинтенсивных линий максимальная (рис. 6, *в*). В слоях, удаленных от ОМ (рис. 6, *г*), при наблюдаемом уширении в направлении, параллельном линии сплавления, ширина отражения уменьшается перпендикулярно линии сплавления. Так как размытие рефлекса от-

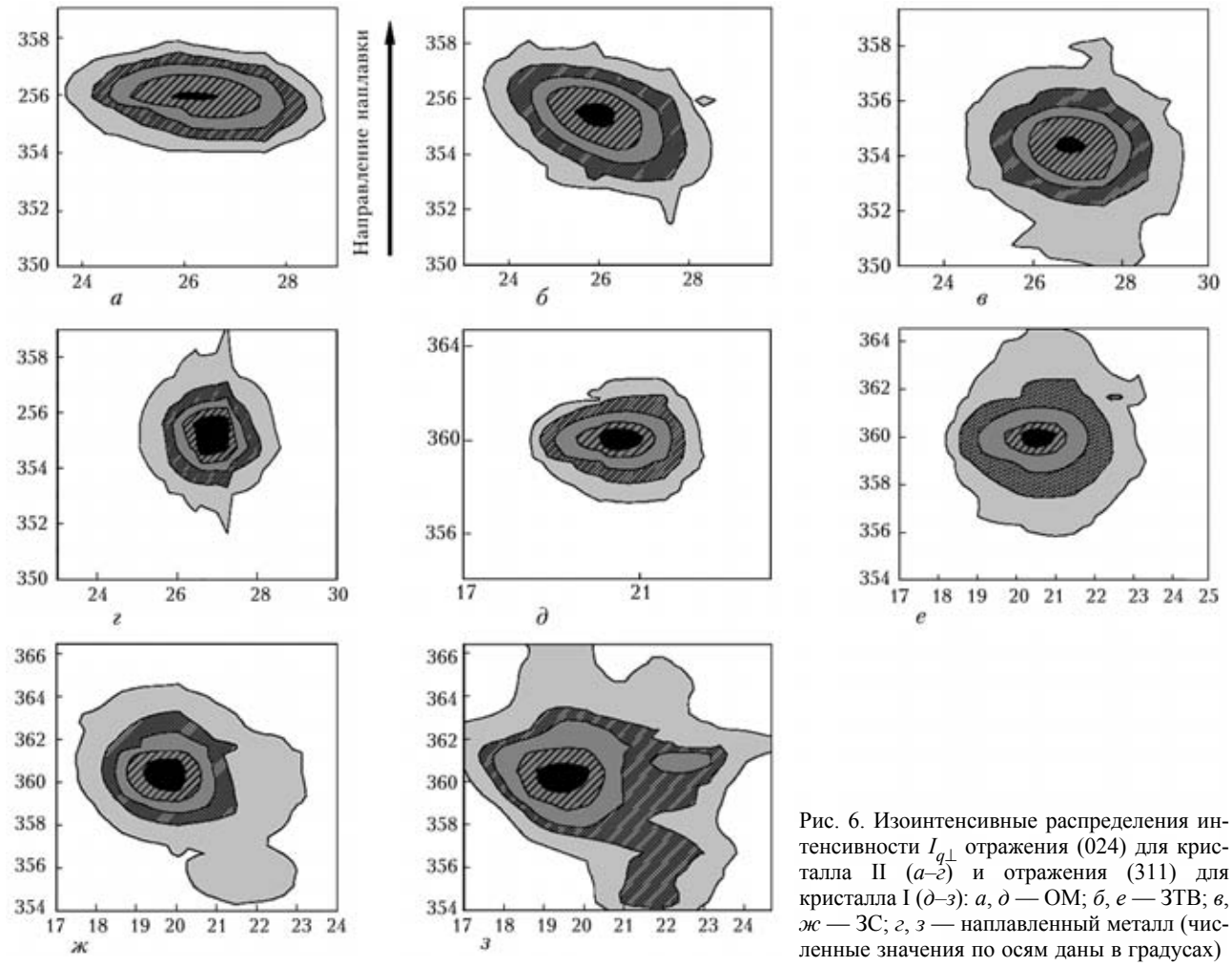


Рис. 6. Изоинтенсивные распределения интенсивности $I_{q\perp}$ отражения (024) для кристалла II (*а–г*) и отражения (311) для кристалла I (*д–з*): *а*, *д* — ОМ; *б*, *е* — ЗТВ; *в*, *ж* — ЗС; *г*, *з* — наплавленный металл (численные значения по осям даны в градусах)

ражает направление преимущественных напряжений в плоскости образца, можно сделать вывод о наличии значительных продольных напряжений у линии сплавления и их уменьшение у поверхности наплавленного металла.

В отличие от кристалла II в кристалле I на вертикали (359° — приборные координаты на рис. 6, следовательно, 1° — отклонение от вертикали) располагается отражение (311). Как и в кристалле II, в ЗТВ кристалла I изоинтенсивные линии распределения $I_{q\perp}$ расширяются в направлении, параллельном линии сплавления, эллипсовидные кривые трансформируются в круглые. В ЗС наблюдается разворот вокруг направления, перпендикулярного дендритам в ОМ (рис. 6, *ж*), т. е. проекция уширения на плоскость образца перпендикулярна проекции дендритов на эту же плоскость. Уже на линии сплавления видны отражения другой ориентации, отклоняющиеся от основного рефлекса преимущественно в направлении его размытия (рис. 6, *ж*). В наплавленном металле, в слоях, ближайших к ОМ, в распределении $I_{q\perp}$ с увеличением ширины отражения в различных направлениях наблюдаются и локализованные, несимметричные участки повышенной интенсивности (рис. 6, *ж*), что характерно и для сварных швов. В слоях, удаленных от ОМ (рис. 6, *з*), на изоинтенсивных кривых наблюдается уширение в разных направлениях — как перпендикулярных проекции направления дендритов на плоскость образца, так и в другом направлении. Таким образом, остаточные напряжения в отличие от кристалла II с однородным их распределением в кристалле I локально неоднородны. Очевидно, сказывается несимметричность кристаллографической ориентации исходного монокристалла с осями высокой симметрии.

Следует отметить, что при довольно четком наследовании всеми слоями многослойной наплавки исходной кристаллографической ориентации рассмотренных монокристаллов (см. рис. 3, 4) имеют место следующие особенности, которые не столь значительны в численном выражении, однако важны для понимания механизма наследования.

В наплавках на кристаллы I и II (рис. 7, *а*) наблюдается изменение ориентации в плоскости шлифа на 1,5° вблизи ЗС, а затем по мере удаления от линии сплавления ориентация наплавленного металла приближается к ОМ. Разворот в кристаллах I и II примерно одинаковый, а характер этого изменения вблизи ЗС разный. В кристалле II (ориентация в плоскости шлифа (001)) разворот

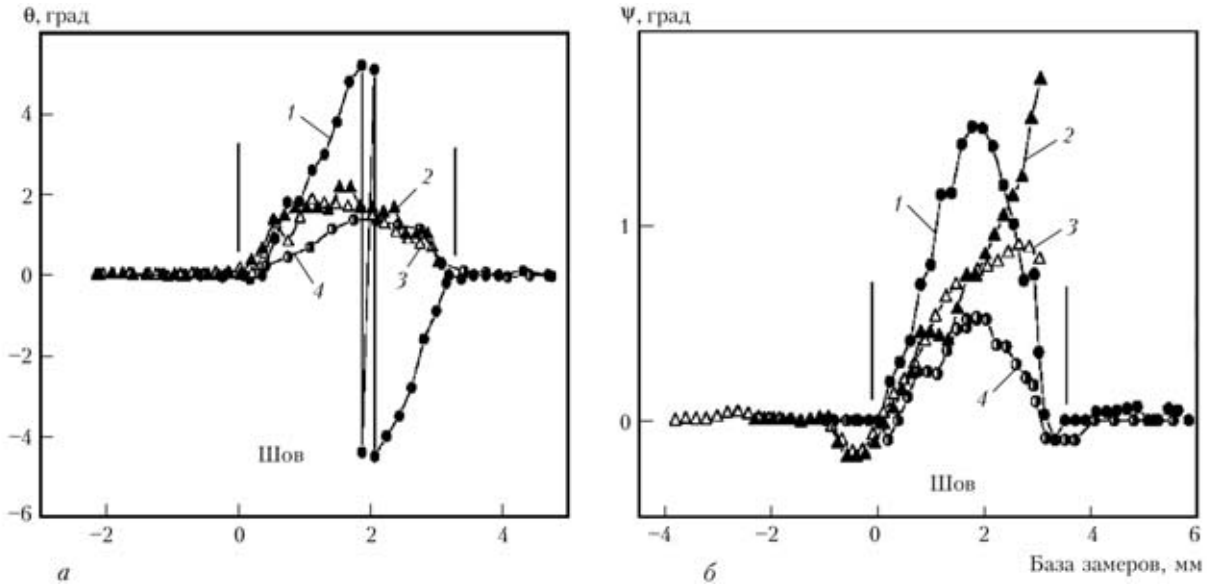


Рис. 7. Изменение ориентации по сечению пластины в сварном соединении и наплавленном металле по отношению к поверхности сплавления (*а*) и направлению сварки или наплавки (*б*): *1* — поверхность сплавления {110} (15…18° к {310}); *2* — {310}; *3* — {100}; *4* — {100}; «0» — ЗС наплавленного металла и сварного шва; ширина швов и высота наплавок примерно 3 мм

в зоне сплавления плавный, а в кристалле I (ориентация (013)) — скачкообразный с появлением в распределении интенсивности $I_{q\perp}$ локальных неоднородностей и фрагментации кристалла (рис. 8). Вероятно, разворот связан с несовпадением направления термического градиента с нормалью к поверхности (кромки) образца, а значит и формой фронта затвердевания сварочной ванны. Для кристалла II это ведет к плавному изменению ориентации в наплавленной зоне и скачкообразному для кристалла I, что, возможно, также связано с кристаллографией образцов, симметричной для II образца и асимметричной для I.

В кристаллах I и II наблюдается изменение ориентации наплавленного металла также относительно плоскости образца (рис. 7, *б*). Разворот в кристалле II примерно 1, в кристалле I примерно 2°. Изменение ориентации в кристалле II начинается в ЗС, в кристалле I — в ЗТВ. Разворот в ЗТВ, очевидно, происходит в результате возросшей плотности дислокаций (что видно из распределений интенсивности $I_{q\perp}$) под действием сварочных напряжений. По-видимому, исходная кристаллографическая ориентация и разворот (2°) являются причинами фрагментации кристалла (появления зерен другой ориентации, локальной неоднородности в распределении $I_{q\perp}$). В кристалле II на внешнем крае заметно уменьшение изменения ориентации по отношению к ОМ, а в кристалле I поворот на внешней кромке образца нарастает.

Очевидно, что соотношение направления максимального термического градиента (форма сварочной ванны) и направления преимущественного роста являются основными факторами, влияющи-

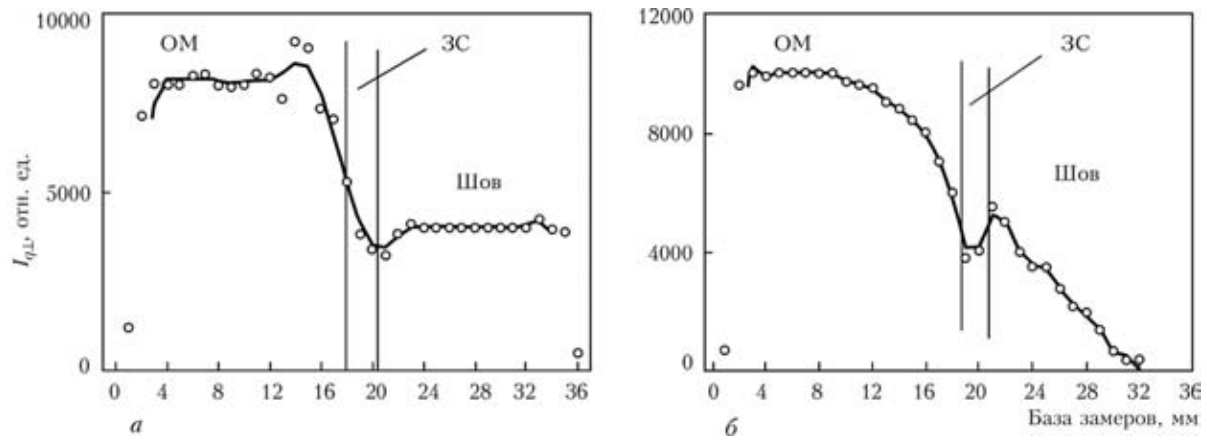


Рис. 8. Изменение максимальной интенсивности распределения $I_{q\perp}$ по высоте наплавки для кристалла I, отражение (420) (*а*) и кристалла II, отражение (113) (*б*)

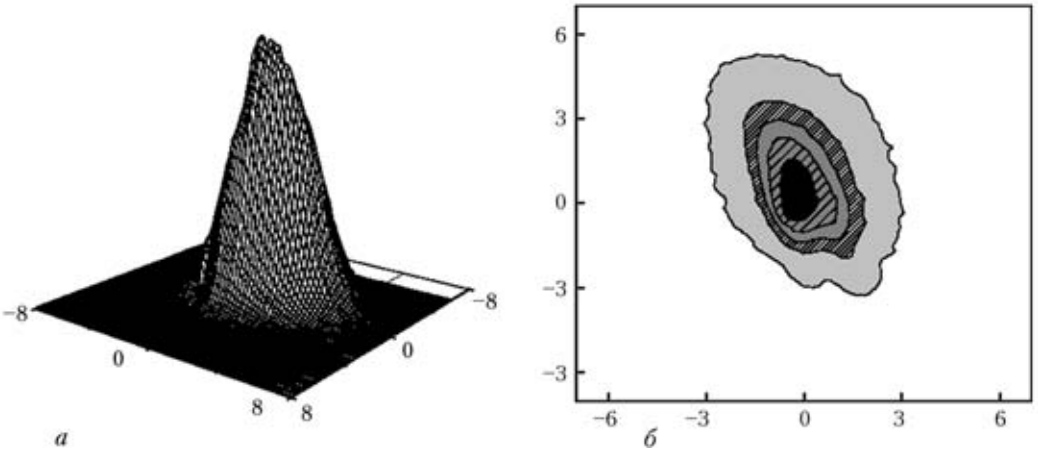


Рис. 9. Трехмерное (*а*) и изоинтенсивное (*б*) распределение интенсивности $I_{q\perp}$ отражения (331) в исходном материале (численные значения по осям даны в градусах)

ми на особенности структурообразования в наплавленном металле.

Наблюдается сильное отличие интенсивности $I_{q\perp}$ в наплавленном металле на кристаллах I и II (рис. 8). В кристалле II интенсивность в наплавленном металле на значительном расстоянии от ОМ постоянная (хотя и ниже, чем в ОМ). В кристалле I интенсивность в наплавленном металле снижается непрерывно с удалением от ОМ. Можно выделить такие особенности поведения интенсивности: интенсивность отражения в наплавленном металле значительно ниже (в 2 раза), чем в ОМ (кристалл II). Есть провал интенсивности на стыке ОМ и первого слоя наплавленного металла. Абсолютные значения интенсивности отражений могут уменьшаться также в результате измельчения структуры [11], так как когда структурные составляющие становятся более мелкими, дифракция излучения на них приводит к необратимому выходу рентгеновского пучка из интервала углов диф-

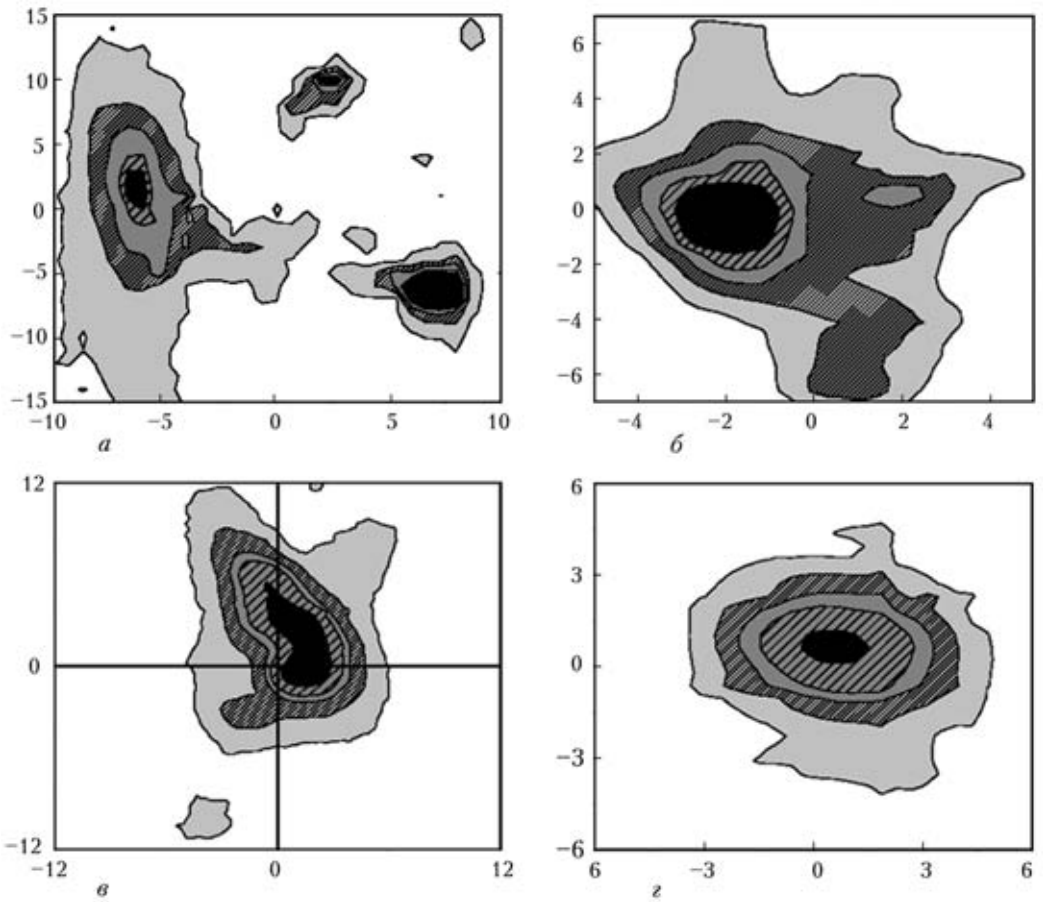


Рис. 10. Распределение интенсивности $I_{q\perp}$ отражений (331) в зоне сварного шва (*а*, *в*) и наплавки (*б*, *г*) при разных поверхностях сплавления: *а*, *б*, *в* — {310}, *г* — {100} (численные значения по осям даны в градусах)

ракции [10, 12]. При микроструктурном исследовании наплавленного металла видно, что расстояние между дендритами уменьшилось в 5…10 раз.

Особо следует отметить, что в наплавленном металле на кристалле II интенсивность $I_{q\perp}$ уменьшается примерно в 2 раза и остается неизменной по всей высоте наплавленного металла. В кристалле I с таким же измельчением дендритов в наплавленном металле интенсивность непрерывно уменьшается, что может быть связано с фрагментацией кристалла и появлением зерен другой ориентации в облучаемом объеме. Количество зерен случайной ориентации в наплавленном металле кристалла I увеличивается в направлении к краю по высоте. Это соответствует наличию локальных неоднородностей и образованию дополнительных к основным случайных отражений в распределении $I_{q\perp}$ для кристалла I. Таким образом, рассмотренный характер изменения определяется тем, насколько близка (совпадают) ориентация фронта кристаллизации к направлению преимущественного роста кристалла.

Вероятно, наблюдаемые структурные и кристаллографические изменения по высоте наплавленного металла также связаны с последовательным выклиниванием дендритов неблагоприятной кристаллографической ориентации, а увеличение количества зерен другой ориентации связано с переохлаждением поверхности наплавленного металла вследствие испарения.

Анализируя результаты, полученные при исследовании структурных изменений в процессе наплавки на кромку монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов, можно заключить, что наследование исходных структурных состояний и кристаллографии наплавленного металла подчиняется тем же качественным закономерностям, что и при сварке [7–9, 12]:

— сохраняется монокристалличность и общая кристаллографическая ориентация;

— имеет место четкая зависимость наследования исходного структурного состояния от асимметрии кристаллографии исходного металла (подложки) и направления наплавки (сварки);

— значительно уменьшаются размеры структурных составляющих и увеличивается плотность дислокаций в наплавленном металле (шве);

— параметры решетки γ- и γ′-фаз (в пределах ошибки) остаются практически неизменными на всех участках (см. рис. 5);

— вероятно, что возникновению трещин в наплавленном металле, как и при сварке, способствует формирование локальных зон напряжений, связанных с неоднородным распределением дислокаций.

В наплавленном металле на торце в связи с более плоской формой макрофронта кристаллизации, а следовательно, более однонаправленным теплоотводом, а также меньшими сварочными напряжениями по сравнению со сварными швами, имеют место:

— более однородное распределение дислокаций (рис. 6, 10);

— снижение отклонения кристаллографической ориентации наплавленного металла от исходной в 2…3 раза (см. рис. 7);

— уменьшение в 8…10 раз количества зерен случайной ориентации при отклонении кристаллографической ориентации наплавляемых кромок от направления осей высокой симметрии (рис. 9, 10);

— возрастание плотности дислокаций: для сварных швов, полученных при низких скоростях сварки (примерно 10…20 м/ч), плотность дислокаций возрастает в 6…8 раз, а при высоких (примерно 60…80 м/ч) — в 15…20 по сравнению с исходной (см. рис. 5, 6, 9, 10).

Выводы

1. Качество наплавки на торец монокристаллов литейных жаропрочных никелевых сплавов соизмеряется геометрией наплавленного металла, отсутствием трещин, степенью отклонения кристаллографической ориентации шва от исходной подложки, наличием зерен другой ориентации, плотностью, концентрацией и распределением дислокаций.

2. Склонность к образованию трещин в основном зависит от скорости наплавки, высоты валика, кристаллографической ориентации исходного металла и шва.

3. Степень отклонения кристаллографической ориентации от исходной, образование зерен другой ориентации, плотность и распределение дислокаций зависит при практически плоском макрофронте кристаллизации главным образом от кристаллографической ориентации исходного монокристалла, направления выполнения шва по отношению к осям высокой симметрии и совершенства его монокристаллической структуры.

4. В объеме исследованных режимов и условий наплавки на торец монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов имеет место наследование кристаллографической ориентации исходного металла при достаточно совершенной монокристаллической структуре.

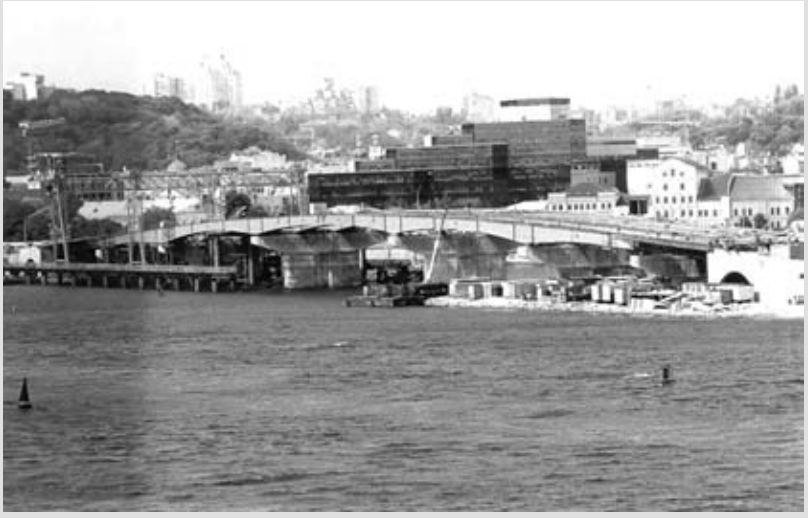
5. Наплавку на торец монокристаллов литейных жаропрочных сплавов типа ЖС-26 рекомендуется осуществлять на материале, сориентированном близко к осям высокой симметрии с применением присадочного материала толщиной 1…1,5 мм того же химического состава при высоте наплавленного металла за один проход не более 2 мм. Скорость наплавки рекомендуется в пределах 10…15 м/ч.

1. *Смолин А. А., Спорягина Н. М.* Оценка механической повреждаемости ротора компрессора в эксплуатации // Ресурс и надежность ГТД. — М.: ЦИАМ, 1976. — С. 66–72.
2. *Ильченко Г. А., Андреев В. И., Гусева Т. П.* Анализ эксплуатационных дефектов и вопросы ремонта лопаток ГТД // Материалы XI конф. молодых ученых НИАТ. — М.: ОНТИ, НИАТ, 1979. — С. 49–52.
3. *Каблов Е. Н.* Литые лопатки газотурбинных двигателей. Сплавы, технология, покрытия. — М.: МИСИС, 2001. — 650 с.
4. *Pollock T. M., Murphy W. H.* The breakdown of single-crystal solidification in high refractory nickel-base alloys // Metall. Mater. Trans. A. — 1996. — **27**. — P. 1081–1094.
5. *Stray* grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds / J.-W. Park, S. S. Baby, J. M. Vitek et al. // J. of Appl. Phys. — 2003. — **94**, № 6. — P. 4203–4209.
6. *Single* crystal laser deposition of superalloy / M. Gaumann, C. Bezencon, P. Canalis, W. Kurz // Sci. and Technol. of Adv. Materials. — 2001. — **49**. — P. 1051–1062.
7. *Особенности* кристаллического строения сварных соединений монокристаллов / Б. А. Задерий, К. А. Ющенко, О. П. Карасевская и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 14–21.
8. *Структурные* изменения в процессе сварки монокристаллов никелевых суперсплавов при кристаллографически асимметричном расположении сварочной ванны / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др. // Металлофизика и новейшие технологии. — 2006. — **28**, № 11. — С. 1509–1527.
9. *Склонность* к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др. // Автомат. сварка. — 2008. — № 2. — С. 10–19.
10. *Рентгенография* в физическом материаловедении / Под ред. Ю. А. Багаряцкого. — М.: Металлургиздат, 1961. — 368 с.
11. *Овсиенко Д. Г., Соснина Е. И.* О получении монокристаллов заданной ориентации из расплавов // Физ.-хим. мех. материалов. — 1956. — № 2. — С. 16–18.
12. *Сварка* и наплавка жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, О. П. Карасевская и др. // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 1–7.

Peculiarities of crystallography and structure of metal of the claddings on free ends of single crystal blades of nickel superalloy JS-26 were studied. Their dependence on crystallographic orientation of initial metal was established. It is shown that, in general, inheritance of crystallographic orientation and changes of structural state of the initial metal in cladding obey the same qualitative rules as in welding.

Поступила в редакцию 03.02.2009

СВАРНЫЕ МОСТОВЫЕ КОНСТРУКЦИИ



Строительство Подольско-Воскресенского мостового перехода через р. Днепр в Киеве.
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ осуществляет разработку технологии сварки,
научно-инженерное сопровождение при монтаже металлоконструкций,
выполняет входной контроль прибывающих на строительство металлоконструкций.

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел.: 287-62-13;
факс: (38044) 528-04-86;
E-mail: office@paton.kiev.ua

УДК 621.81:621.337

ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ НА ГАЗОАБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОГО СПЛАВА

А. П. ВОРОНЧУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние концентрации твердых частиц на износостойкость композиционных сплавов. Показана избирательность износа композиционных сплавов. Проведен расчет износостойкости композиционного сплава по правилу аддитивности и получены сравнительные данные этого же сплава опытным путем.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные композиционные сплавы, твердые частицы, износостойкость, концентрация частиц, газоабразивный износ

Влияние концентрации твердых частиц на износостойкость наплавочных композиционных сплавов изучено недостаточно. Получение разной и заданной концентрации твердых частиц в матрице при наплавке композиционных сплавов сопряжено с большими трудностями. Это связано с тем, что твердые частицы, например, карбиды вольфрама, тонут в сварочной ванне и распределяются в ней весьма неравномерно, поэтому за концентрацию частиц релита в композиционном сплаве принята концентрация их в исходной шихте [1]. Для индукционной наплавки такое допущение недопустимо.

В опытах, рассмотренных ниже, изготовили специальные образцы моделей с заранее заданной концентрацией твердых частиц в плоскости изнашивания. В заготовке из стали 45 протачивали углубление, в которое засыпали в один слой спеченные шарики диаметром 1,0 мм из сплава ВК8. В промежутки между шариками засыпали порошок никелевого сплава-связки типа колмоной следующего состава, мас. %: 15 Cr; 4,5 Si; 4,0 Fe; 3,75 B. На рельефной контактной машине МР-8001 между двумя графитовыми электродами образец нагревали до расплавления сплава-связки. Необходимую концентрацию частиц ВК8 в плоскости износа получали путем сошлифовки композиционного слоя на определенную глубину. При этом изменялся диаметр сечения шарика в плоскости изнашивания, однако изменение было небольшим и находилось в диапазоне, в котором износ несущественно зависит от размера частиц [2, 3]. Таким образом получены образцы трех концентраций частиц, об. %: 30…32; 49…53; 73…77. Микротвердость матрицы сплава составляла 4200…5860, а частиц ВК8 — 20780…22140 МПа.

Испытания выполняли на установке ОБ-876 при следующих условиях: угол атаки струи 30°, абразив — кварцевый песок, избыточное давление перед соплом 0,24 МПа. Износ оценивали потерей массы образцов и построением профилограмм изношенной поверхности. Относительную износостойкость композиционного сплава определяли по отношению к износу низкоуглеродистой отожженной стали. Кинетику износа композиционного сплава можно рассматривать, проводя испытания (при постоянном расходе абразива) в зависимости от времени испытаний, определяемого расходом абразива. При этом возможны два подхода к анализу процесса изнашивания. В первом относительная износостойкость после каждого измерения определяется как

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_э}{\Delta m_к}, \qquad (1)$$

где $\Delta m_э$, $\Delta m_к$ — потеря массы эталонного образца и образца испытуемой композиции от начала испытаний до данного измерения.

Относительная износостойкость ε определяется на основе суммарных потерь массы образцов за все время испытаний. На рис. 1 приведено изменение относительной износостойкости ε в зависимости от расхода абразива для композиций с разной концентрацией частиц ВК8. В начале испытаний наблюдается некоторое снижение ε, а затем при увеличении времени испытаний относительная износостойкость достигает некоторого постоянного значения, которое зависит от концентрации износостойкого компонента сплава. Увеличение концентрации износостойкого компонента в сплаве сопровождается возрастанием ε. Некоторое снижение ε в начальный период испытаний связано, скорее всего, с оголением частиц ВК8 и бомбардировкой их по боковым граням под большим углом атаки, что вызывает ускоренный износ частиц.

Кинетику износа композиции можно рассматривать и дискретно на отдельно взятых промежутках времени. В этом случае относительная из-

© А. П. Ворончук, 2009

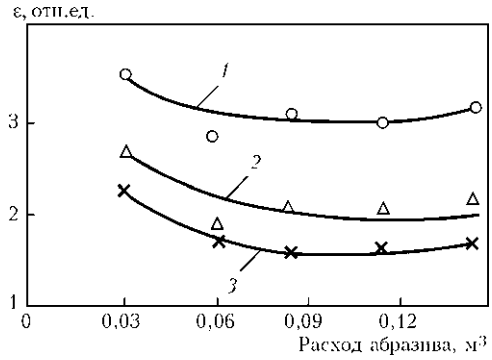


Рис. 1. Зависимость суммарной относительной износостойкости ε от расхода абразива при разной концентрации частиц в композиции: *1* — 75; *2* — 52; *3* — 30 %

носостойкость ε^1 определяется следующим образом:

$$\varepsilon^1 = \frac{m_{n-1,\,э} - m_{n,\,э}}{m_{n-1,\,к} - m_{n,\,к}}, \qquad (2)$$

где $m_{n-1,\,к}$, $m_{n-1,\,э}$ — соответственно массы образцов композиции и эталона при предыдущем взвешивании; $m_{n,\,к}$, $m_{n,\,э}$ — то же при последующем взвешивании.

Изменение ε^1 во времени имеет циклический характер (рис. 2). Такой характер изменения ε^1 следует объяснить избирательностью износа композиции. Рассмотрим один цикл. Первоначально изнашивается сравнительно менее износостойкая матрица и ε^1 композиции уменьшается, затем выступающие армирующие частицы предохраняют матрицу от дальнейшего разрушения и начинается преимущественно их износ. При этом значение ε^1 возрастает. Постепенно, по мере износа армирующих частиц, благоприятный для матрицы теневой эффект ослабевает и вновь начинается интенсивный износ матрицы, цикл повторяется. Характер цикла (отклонение ε^1 от среднего значения, длительность цикла и т. п.) зависит от концентрации армирующих частиц, разницы в физико-механических свойствах матрицы, а также от раз-

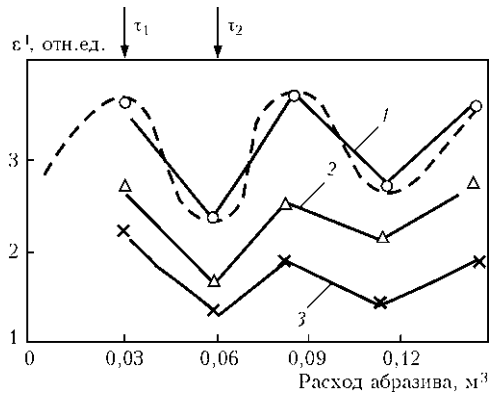


Рис. 2. Зависимость дискретной относительной износостойкости ε^1 композиционного сплава от расхода абразива при разной концентрации частиц ВК8: *1* — 75; *2* — 52; *3* — 30 %, штриховая кривая — теоретическая

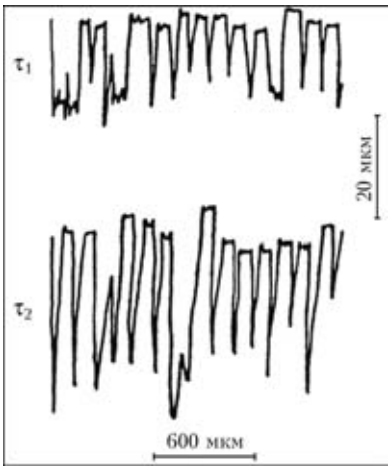


Рис. 3. Профилограммы изношенной поверхности композиционного сплава с концентрацией твердых частиц 75 об. % (τ_1, τ_2 — см. рис. 2)

ной способности компонентов композиции сопротивляться износу при изменяющихся в процессе испытаний углах атаки. О том, что интенсивность износа матрицы в промежутке времени (рис. 2) возрастает, свидетельствуют и профилограммы изношенной поверхности, приведенные на рис. 3. Впадины на профилограмме соответствуют глубине износа матрицы композиции. Чем меньше концентрация армирующих частиц, тем больше глубина впадин. Так, после расхода абразива 0,06 м³ средняя глубина впадин для образцов с концетрациями частиц ВК8 75, 52 и 30 % составила соответственно 21,2, 30,9 и 35,4 мкм.

Определим, подчиняется ли износ $W_к$ композиции «твердая частица–матрица» правилу аддитивности:

$$W_к = W_r C_r + W_м(1 - C_r), \qquad (3)$$

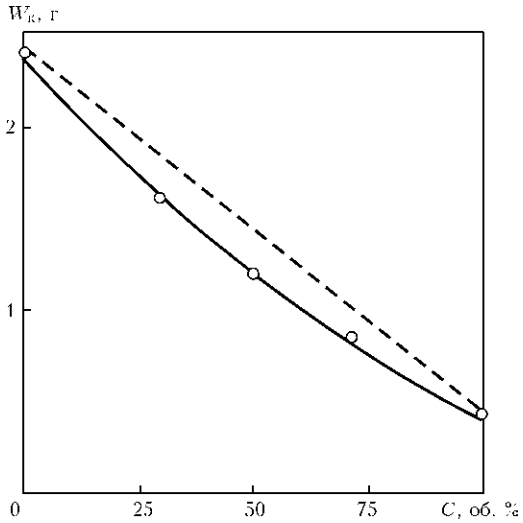


Рис. 4. Влияние концентрации твердых частиц на износ композиционных сплавов: сплошная кривая — опытные данные; штриховая — расчет по уравнению (3)

где W_r, $W_м$ — износ соответственно частиц и матрицы; C_r — объемная доля частиц в композиции.

Газоабразивному износу при угле атаки 30° подвергались образцы модели — матрица и спеченный сплав ВК8. В качестве абразива использовали кварцевый песок, а эталоном, как и в предыдущих опытах, служила низкоуглеродистая сталь. Результаты испытаний приведены на рис. 4.

По экспериментальным данным износ матрицы (сплава типа колмоной) составлял 2,74 г; твердых частиц ВК8 — 0,46 г. Износ композиционных сплавов с 30 об. % частиц составлял: 1,62 (эксперимент) и 1,916 (расчет); с 52 об. % — 1,24 (1,396); с 75 об. % частиц — 0,91 (0,947).

Таким образом, расхождение опытных и расчетных результатов для износа составляет около 12 %. Расчет износа композиционного сплава по правилу аддитивности приводит к значительным ошибкам, обусловленным избирательностью износа компонентов композиции.

1. *Клейс И.Р., Ступницкий А. М., Пирогов С. Я.* Изнашивание композиционных сплавов на основе релита скользящей струей абразива // Автомат. сварка. — 1977. — № 5. — С. 60–61.
2. *Особенности* газоабразивного износа композиционных сплавов / Ю. А. Юзвенко, А. П. Жудра, Е. И. Фрумин, В. А. Гавриш // Там же. — 1972. — № 8. — С. 35–38.
3. *Юзвенко Ю. А., Жудра А. П., Фрумин Е. И.* Абразивный износ композиционных сплавов // Там же. — 1973. — № 7. — С. 62–63.

Effect of concentration of hard particles on wear resistance of composite alloys is considered. Selectivity of wear of composite alloys is shown. Calculation of wear resistance of a composite alloy according to the additivity rule was made, and comparative data on the same alloy were obtained experimentally.

Поступила в редакцию 08.04.2009

ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ СВАРКОЙ УЗЛОВ И ДЕТАЛЕЙ КРУПНОГАБАРИТНОГО ПРОИЗВОДСТВЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Цель выполняемых работ — восстановление целостности, геометрических размеров и форм изделий из высокопрочных сталей, включая цельнолитые конструкции с толщиной элементов до 300 мм (при наличии усталостных трещин и выработок)

ГИДРОЦИЛИНДР ПРЕССА (сталь 35Л),
ЗАО «Сентравис Продакшн Юкрейн»

ОКОМКОВАТЕЛЬ (сталь 50), 30 т
ОАО «Полтавский ГОК»

Условия выполнения работ — с частичным демонтажом технологического оборудования для обеспечения доступа к месту ремонта.

Основные положения технологии ремонта:

- *контроль качества металла на всех стадиях технологического процесса*
- *регулирование термического цикла при удалении дефектов и восстановлении сваркой мест ремонта*
- *снижение сварочных напряжений и деформаций в изделии.*

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел.: 287-43-66; факс: (38044) 528-04-86; E-mail: office@paton.kiev.ua

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины В. В. Куренкова (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитила 17 июня 2009 г. кандидатскую диссертацию на тему «Высокотемпературная пайка литейных жаропрочных никелевых сплавов бор-, кремнийсодержащим припоем». В ней рассмотрены материаловедческие особенности получения паяных соединений (ПС) литейных никелевых жаропрочных сплавов для целей ремонта теплонапряженных деталей газотурбинных двигателей и энергосиловых установок. Одна из проблем ремонтной пайки заключается в низкой пластичности шва и диффузионной зоны шов/основа в связи с гетерогенизацией структуры и выделением центральноосевых или междендритных боридных/карбоборидных эвтектик в металле паяного шва в процессе его кристаллизации.

Сущность работы заключается в разработке способа нейтрализации негативного влияния бора в композиционном припое NiCoCrAl–2,5 % B + + наполнитель-сплав Rene-142 — введением в него (15…25) мас. % припоя Ni–12 % Si эвтектического состава. Используя взаимовлияние бора и кремния (как двух элементов внедрения) и частичное разбавление расплава припоя никелем, удалось ограничить диффузионное проникновение бора в паяемые сплавы, снизить температуру ликвидуса комплексного припоя на 60 °С, добиться более высокой гомогенности металла шва при кратковременной (10…25 мин) высокотемпературной (1200…1230) °С пайке в вакууме. Выделение равномерно распределенных в шве дисперсных карбоборидных фаз, объемная доля которых после термообработки составляет f = = 4,2…5,9 %, близкая к глобулярной форме карбидных частиц позволили повысить технологическую пластичность и прочность ПС.

Введение порошка припоя Ni–12 % Si в композиционный припой NiCoCrAl–2,5 % B + 60 мас. % Rene-142 исключает образование боридных эвтектик γ-Ni+CrB, образование которых приводит к снижению жаростойкости металла паяного шва и хрупкому разрушению соединений ниже предела текучести. Легирование кремнием снижает уровень внутренних напряжений кристаллической решетки матричного раствора припоя, а бор по данным рентгенодифракционных исследований выделяется преимущественно в виде дисперсных включений Ni_3B по границам γ/γ′-фаз в процессе кристаллизации шва.

Проведено систематическое исследование микроструктуры, фазового состава, прочности и пластичности металла ПС сплавов ЧС70ВИ, ВЖЛ12У, ЖС26ВИ и НК. Добротность ($\sigma_{вПС}/\sigma_{вОМ}$) ПС при 20 °С в зависимости от вида паяемых сплавов составляла 0,92…1. Установлено, что ширина технологического зазора (или естественного капилляра) в пределах 50…950 мкм не влияет на прочность ПС сплава ЖС26НК при комнатной температуре с минимальной шириной зоны взаимной диффузии на границе с паяемым металлом. Глубина надежного паяного шва в теле лопатки достигала 4 мм. С увеличением ширины зазора длительная прочность при 900 °С незначительно снижалась. При длительном высокотемпературном воздействии нагрузки проникновение бора в паяемый металл после 22 ч достигало 3 мм в ПС, сформированных борсодержащим припоем. В случае использования бор-, кремнийсодержащего припоя после 68 ч длительных испытаний диффузионная зона не превышала 120 мкм.

Проведены 100 ч газодинамические испытания (в ИПП НАН Украины) фрагментов створок из сплава ВЖЛ12У с запаянными трещинами (время термоцикла: τ = 90 с; t_{max} = 1000 °С). Никаких разрушений фрагментов створок не было обнаружено, что подтвердило пригодность отремонтированных деталей к дальнейшей эксплуатации.

В. Д. Позняков (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 24 июня 2009 г. докторскую диссертацию на тему «Свариваемость высокопрочных сталей при ремонте конструкций длительного срока эксплуатации». Диссертация посвящена изучению особенностей формирования структуры и сварочных напряжений в соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350…800 МПа, сварка которых осуществляется в условиях жесткого закрепления, оценке влияния этого фактора на изменение механических свойств и сопротивляемость данных соединений хрупкому, замедленному и усталостному разрушениям, разработке теоретических основ и практических мер, обеспечивающих повышение технологической и эксплуатационной прочности восстановленных металлоконструкций.

Изучен характер изменения прочностных свойств ЗТВ высокопрочных сталей в условиях непрерывного нагрева–охлаждения металла по термическому циклу сварки. Показано, что активное снижение от 600…800 МПа до 90…130 МПа значений предела текучести и прочности высокопрочных сталей, нагреваемых выше температуры A_{c3}, происходит в интервале температур 400…780 °С. При этом удлинение и сужение металла возрастают на 40…50 %, и он переходит в термопластическое состояние. В процессе охлаждения прочностные свойства металла монотонно увеличиваются. Резкие изменения предела текучести (с интенсивностью до 45…65 МПа/°С при образовании бейнита и до 120…145 МПа/°С — мартенсита) происходят в начале структурных превращений. В этот момент прочностные показатели достигают значений, предельных для конкретных сталей и условий охлаждения. Формирование указанных структур сопровождается увеличением объема металла, вследствие чего он удлиняется на величину, относительные значения которой в зависимости от химического состава стали и скорости охлаждения образцов могут изменяться от 0,18 до 0,47 %. Совокупность полученных данных позволила расширить представления о кинетике развития временных напряжений в зоне термического влияния структурно неустойчивых высокопрочных сталей. Экспериментально доказано, что под воздействием остаточных напряжений, величина которых достигает $0{,}8\sigma_{0,2}$ деформируемого металла, его дислокационная структура и свойства изменяются. Показано, что данный процесс связан с развитием низкотемпературной пластической деформации, генерированием дислокаций и эволюцией дислокационной структуры. Интенсивное взаимодействие дислокаций способствует формированию новых субграниц и фрагментации структуры. С увеличением нагрузки фрагменты становятся более мелкими, а их разориентация растет. Совокупность этих факторов приводит к повышению значений микротвердости и предела текучести металла на 8…12 %. Образование локальных областей с повышенной плотностью дислокаций способствует развитию хрупкости металла, в результате чего его хладостойкость снижается на 25…40 %. Более сильное влияние сварочные напряжения оказывают на сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин. Степень этого влияния зависит от состава и свойств основного и наплавленного металла, а также насыщенности швов диффузионно-подвижным водородом. Показано, что при умеренных ($w_{6/5} \leq 10$ °С/с) скоростях охлаждения и ограниченном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле до 4 мл/100 г вероятность зарождения холодных трещин в жесткозакрепленных сварных соединениях из сталей с $C_{экв}$ = 0,35…0,40 % будет сведена к минимуму, если $\sigma_{ост} \leq 0{,}9\sigma_{0,2}$, а с $C_{экв}$ = 0,45…0,55 % и $C_{экв}$ = 0,60…0,70 % $\approx 0{,}7\sigma_{0,2}$ и $0{,}5\sigma_{0,2}$ соответственно. Доказано, что увеличение скорости охлаждения сварных соединений $w_{6/5}$ до 25 °С/с, а содержания водорода до 16 мл/100 г вызывает необходимость снижения допустимых, с точки зрения образования холодных трещин, остаточных напряжений в 1,7…1,9 раза при $C_{экв}$ = = 0,35…0,55 % и в 2,5 раза при $C_{экв}$ = = 0,60…0,70 %.

Экспериментально установлено, что уровень поперечных и на 20…25 % продольных напряжений может быть уменьшен за счет сварки блочным способом с послойной проковкой наплавленного металла, а также путем регулирования состава сварочных материалов и ограничения режимов сварки. Установлено, что сопротивляемость сварных соединений усталостному и хрупкому разрушению после первого и второго ремонтов восстанавливается в полном объеме. Существенных изменений структуры в металле шва и зоны термического влияния также не наблюдается. Они насту- пают после многократного (не менее 3-х раз) термического и силового воздействий на металл, возникающих при ремонте и циклическом нагружении сварных соединений, и выражаются в повышении неоднородности структуры. В результате таких изменений предел выносливости тавровых образцов после третьего ремонта уменьшается на 30…50 %, а после четвертого — практически в 2 раза. Заметное снижение показателей K_{Ic} и δ_c (более чем на 30 %) происходит после четырехкратного ремонта. Проанализированы факторы, определяющие недостаточную усталостную прочность восстановленных сваркой соединений низколегированных и высокопрочных сталей. Показано, что более чем в 2 раза, долговечность тавровых соединений может быть повышена при использовании технологии сварки, основанной на использовании комбинированных швов, в которых корневой и заполняющие слои выполняются традиционными для конкретных сталей материалами, обеспечивающими ему необходимую прочность и хладостойкость, а завершающий (плакирующий) слой — материалами, позволяющими уменьшить концентратор напряжений в местах перехода от шва к основному металлу или аустенитно-мартенситным материалами с низкой (ниже 200 °С) температурой начала мартенситного превращения, способствующими формированию в швах сжимающих напряжений.

УДК 621.791.009(100)

ПЕТРАНЬЕВСКИЕ ЧТЕНИЯ (к 70-летию СОЗДАНИЯ ЭЛЕКТРОДОВ УОНИ-13)

18–22 мая в г. Санкт-Петербурге во ФГУП «ЦНИИ материалов» прошла международная научно-техническая конференция «Сварочные материалы», посвященная выдающемуся событию в истории сварочной науки и техники — 70-летию создания во ФГУП «ЦНИИ материалов» (г. Санкт-Петербург, бывшее НИИ-13), гаммы высококачественных электродов УОНИ-13, сыгравших исключительно важную роль в производстве бронетанковой техники, артиллерии и в военном судостроении в годы Великой Отечественной войны, и в послевоенное время во всех отраслях машино- и судостроения, при строительстве электростанций, мостов, трубопроводов, на транспорте и т. д. В настоящее время указанные электроды и их модификации составляют значительную долю выпуска высококачественных электродов для сварки высоконагруженных конструкций ответственного назначения в России и других странах на постсоветстком пространстве.

В работе конференции приняли участие или выступили в качестве соавторов докладов 130 специалистов, преподавателей вузов и аспирантов, в том числе 2 академика и 2 члена-корреспондента РАН РФ и НАН Украины, 14 генеральных директоров предприятий — производителей сварочных материалов, 13 профессоров и докторов, а также 37 кандидатов технических наук. На конференции заслушано 38 докладов по актуальным вопросам совершенствования сварочных материалов, их производства и развития сырьевой базы, а также технологий дуговой сварки. В обстоятельном докладе Ю. М. Белова и В. Б. Вихмана «Константин Вацлавович Петрань — выдающийся русский ученый в области сварки» была подробно освещена многогранная и весьма продуктивная деятельность К. В. Петраня. В рамках конференции проведен конкурс среди молодых ученых и аспирантов на лучшие доклады по работам, имеющим научное и практическое значение для развития сварочного производства.

В свете имеющихся достижений в области разработки и совершенствования производства сварочных материалов в СНГ, росте требований к их качеству для повышения работоспособности и безопасной эксплуатации сварных конструкций, с одной стороны, а также с учетом кризисного состояния в большинстве отраслей машиностроения и экспансию иностранных производителей на рынок сварочных материалов СНГ, с другой стороны, участники конференции разработали ряд рекомендаций по повышению качества и конкурентоспособности сварочных материалов.

По материалам конференции издан сборник, в котором представлены 38 докладов ведущих специалистов России и Украины в области производства сварочных материалов и разработки технологий сварки. Рассмотрены различные аспекты разработки, изготовления и применения электродов, флюсов и порошковых проволок, а также новые источники минерального сырья для их производства.

Ряд докладов посвящен моделированию при создании сварочных материалов, при исследовании металлургических процессов, особенностей подогрева, охлаждения и структурообразования сварных соединений.

Большое внимание уделено международной и российской стандартизации в области сварки, сертификации сварочных материалов и международной системе управления качеством в сварочном производстве, включая производство сварочных материалов.

К 100-летию СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Г. В. РАЕВСКОГО

7 июля известному ученому в области сварных конструкций, доктору технических наук, лауреату Ленинской премии и Государственной премии СССР Георгию Владимировичу Раевскому исполнилось бы 100 лет. После окончания Днепропетровского института инженеров транспорта в 1932 г. он начал инженерную деятельность в управлении «Днепростроя», возглавив техническую часть на монтаже мартеновского, доменного цехов и некоторых других объектов «Запорожстали». В 1934 г. он был приглашен на работу в Москву в институт «Промстройпроект», где на протяжении двух лет занимался проектными работами второй очереди Магнитостроя. С 1936 г. и до конца своих дней Георгий Владимирович плодотворно работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона над созданием различных конструкций, сначала старшим научным сотрудником, а с 1939 г. — руководителем лаборатории, а позже отдела. В предвоенные годы с непосредственным участием Г. В. Раевского под руководством академика ВУАН Е. О. Патона выполнены комплексные ис-

следования сварных вагонных конструкций, в результате которых создана новая конструкция сварного вагона, что позволило получить существенную экономию металла. Во время Великой Отечественной войны Георгий Владимирович находился вместе с институтом в Нижнем Тагиле на Урале. В этот период под руководством академика Е. О. Патона и с участием Г. В. Раевского выполнены важные работы по повышению технологичности танковых корпусов, предложена и разработана схема поточной линии для сварки корпуса танка Т-34 в собранном виде, что позволило значительно расширить объемы применения автоматической сварки под флюсом в производстве танков и значительно ускорить сроки их создания.

Мировое признание получил предложенный Г. В. Раевским в 1944 г., разработанный и широко внедренный под его руководством вместе с другими организациями Минмонтажспецстроя СССР и УССР способ индустриального изготовления негабаритных сварных резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов методом рулонирования, что дало существенный технико-экономический эффект. Новая технология создала благоприятные условия для повышения качества конструкций, уменьшения затрат труда и средств на сооружение резервуаров, значительно сокращала сроки строительства. За разработку и внедрение индустриального метода строительства нефтерезервуаров из плоских полотнищ, сворачиваемых в рулоны, Г. В. Раевскому как руководителю работ, а также группе других специалистов народного хозяйства в 1958 г. была присуждена Ленинская премия. Задача индустриального экономически эффективного способа изготовления ряда негабаритных толстостенных сварных цилиндрических конструкций решена разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона по предложению Г. В. Раевского технологией временного деформирования. В процессе выполнения исследований, направленных на повышение надежности сварных конструкций, в ИЭС им. Е. О. Патона по предложению и под руководством Георгия Владимировича проведен комплекс работ по усовершенствованию конструкции и технологии изготовления сварных вращающихся цементных и других печей, что позволило использовать индустриальный метод изготовления обечаек корпусов печей на основе способа временного деформирования, создать новую систему опирания на пневмоподушках, что исключает возможность перегрузки опор, найти новое решение опорного узла с использованием сварного бандажа. Г. В. Раевский является одним из авторов создания сварных сосудов высокого давления новой конструкции, так называемых многослойных рулонированных сосудов. Исследования новой конструкции с участием Г. В. Раевского, показавшие ее существенное преимущество перед сосудами с монолитной стенкой в части простоты изготовления и надежности в эксплуатации, стали фундаментом для организации в СССР производства аппаратуры многослойной конструкции для химических и нефтехимических крупнотоннажных производств. За работы по созданию в СССР промышленного производства аппаратов высокого давления в многослойном наполнении в 1976 г. Г. В. Раевскому присуждена Государственная премия СССР.

Г. В. Раевский — автор свыше 150 научных трудов, автор больше 30 важных изобретений, ему принадлежит свыше 50 зарубежных патентов. Он был членом ученых советов ИЭС им. Е. О. Патона и Киевского инженерно-строительного института, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка». Его труд отмечен правительственными наградами.

Светлую память о Георгии Владимировиче Раевском, замечательном человеке и ученом, навсегда сохранят его ученики, сотрудники и все, кто его знал.

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

13 июля исполнилось 80 лет одному из известнейших специалистов в области использования энергии взрыва в материалообработке, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона Юрию Петровичу Буштедту.

Ю. П. Буштедт родился в селе Ядуты Борзнянского района Черниговской области. В 1954 г. окончил Киевский институт киноинженеров и работал на заводах и в НИИ г. Киева по специальности инженера-электрика.

В ИЭС им. Е. О. Патона Ю. П. Буштедт пришел в 1961 г. и стал одним из первых организаторов создаваемых в 1960-е гг. новых технологических направлений по сварке пластмасс и сварке взрывом. Он в полной мере проявил важные деловые качества, талант инженера и конструктора. С его участием были проведены первые успешные внедрения сварки взрывом в промышленность, такие, например, как приварка рельсовых соединителей, соединение многопроволочных проводов контактной сети железных дорог и кабелей связи. Он организовал один из первых промышленных участков сварки

взрывом для производства анододержателей электролизеров алюминия в г. Усолье-Сибирском. Особой заслугой Ю. П. Буштедта является инженерное воплощение оригинального проекта двух мощных (на 200 кг тротилового эквивалента) трубчатых взрывных камер под Киевом и в Днепропетровске.

В 1968 г. Ю. П. Буштедту присуждена научная степень кандидата технических наук, а в 1981 г. он стал лауреатом Премии Совета Министров СССР. В 1986/1987 г. участвовал в ликвидации последствий аварии на Чернобыльской АЭС.

Многие годы он успешно трудится в созданном при его участии специализированном подразделении — ныне НИЦ «Материалообработка взрывом», а затем и в Международной ассоциации «Сварка».

Всюду, где трудится Ю. П. Буштедт, профессиональный уровень в инженерно-конструкторских и технологических разработках, высокие человеческие качества обеспечивали ему авторитет и большое уважение коллег по работе. Он является автором около 100 авторских свидетельств и многих публикаций. В настоящее время работает над созданием приборов и устройств для сварки живых тканей.

5 июля исполнилось 70 лет Леониду Александровичу Волгину — директору НИЦ «Материалообработка взрывом» (НИЦ «МВ»), входящего в НТК «ИЭС им. Е. О. Патона».

Л. А. Волгин после окончания в 1963 г. Киевского политехнического института стал работать в ИЭС им. Е. О. Патона, занимая инженерные должности в отделе сварки и резки металлов взрывом, а с 1979 г. возглавил отдел экспериментального производства по спецработам, затем Специальное конструкторское технологическое бюро по металлообработке взрывом (СКТБ), в настоящее время НИЦ «МВ».

Основное научное направление Л. А. Волгина — резка металлов взрывом. Им выполнен большой объем работ по исследованию процесса кумуляции, эффективности действия удлиненных УКЗ на различные преграды и оптимизации их параметров, особенностей и параметров волочения УКЗ и УЗ, а также работ по созданию технологических процессов сварки и резки с помощью УКЗ и УЗ и оборудования для изготовления таких зарядов. Результаты этих работ нашли широкое применение в авиакосмической технике, трубопроводном транспорте, при утилизации боеприпасов, демонтаже крупных металлоконструкций, шахтных пусковых установок ракет и т. п. Под руководством Л. А. Волгина НИЦ «МВ» выполнил значительный объем работ по ликвидации последствий аварии на Чернобыльской АЭС.

Л. А. Волгиным опубликовано около 200 научных работ, в том числе получено около 150 авторских свидетельств и патентов.

ПОДПИСКА — 2009 на журнал «Автоматическая сварка»

	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
Стоимость подписки через редакцию*	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	240 грн.	480 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США
	*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.					

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Контактные телефоны: (38044) 287-63-02, 271-26-23; факс: (38044) 528-34-84, 529-26-23.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно также оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

_____

Срок подписки с _____ **200 г. по** _____ **200 г. включительно**

Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная
Первая страница обложки (190×190мм) — 700$
Вторая страница обложки (200×290мм) — 550$
Третья страница обложки (200×290мм) — 500$
Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600$

Обложка внутренняя, полноцветная
Первая страница обложки (200×290мм) — 400$
Вторая страница обложки (200×290мм) — 400$
Третья страница обложки (200×290мм) — 400$
Четвертая страница обложки (200×290мм) — 400$

Внутренняя вставка
Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570$
Полноцветная (200×290мм) — 340$
Полноцветная (200×142мм) — 170$
Реклама в разделе информации
Полноцветная (165×245мм) — 300$
Полноцветная (165×120мм) — 170$
Полноцветная (82×120мм) — 80$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Статья на правах рекламы — 50% стоимости рекламной прощади
- При заключении рекламных контактов на сумму, превышающую 1000$, предусмотрена гибкая система скидок

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрези 200×290мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5мм 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
- К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются)

Подписано к печати 07.07.2009. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,00. Усл.-отт. 9,60. Уч.-изд. л. 10,01 + 4 цв. вклейки. Цена договорная.
Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

© Автоматическая сварка, 2009

ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины»

Производство материалов для дуговой сварки, наплавки и резки:

Электроды — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-6У, АНО-12, АНО-21, АНО-21М, АНО-21У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, МР-3, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, ВН-48, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ЦУ-5, ТМУ-21У, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, Комсомолец-100, Т-590, АНР-2

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АНВ2У, ПП-НпХ25П4Н3Т, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4

Флюсы плавленые — по ГОСТ 9087-81, а также АН-М13, АН-25, АН-72

Флюсы керамические — АНК-40, АНК-47А, АНК-57, АНК-565

Возможно изготовление других марок материалов

04112, Украина
г. Киев-112
ул. О. Телиги, 2

Тел.: (044) 456-64-95
456-63-69
Факс: (044) 456-64-95
456-63-08

HYUNDAI
WELDING CO., LTD.

Ваши надежные партнеры в мире сварки!

Официальный дилер "HYUNDAI Welding Co., Ltd." в Украине:
ООО "НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА "ЭМНА"
ул. Антоновича (Горького), 69, г. Киев, 03150 (сварка в г.Киеве и г.Харькове)
тел. +38(044) 200-80-23, факс (044) 200-85-17
e-mail: info@elna.com.ua
www.elna.com.ua

ЗАКРЫТОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
СпецСплав

ПРОИЗВОДСТВО:

Флюсы сварочные

Проволоки порошковые для внепечной обработки металлургических расплавов

Проволоки порошковые для сварки, наплавки, напыления и металлизации

Электроды наплавочные, специального назначения, для сварки чугуна и резки

Ферросплавы и лигатуры

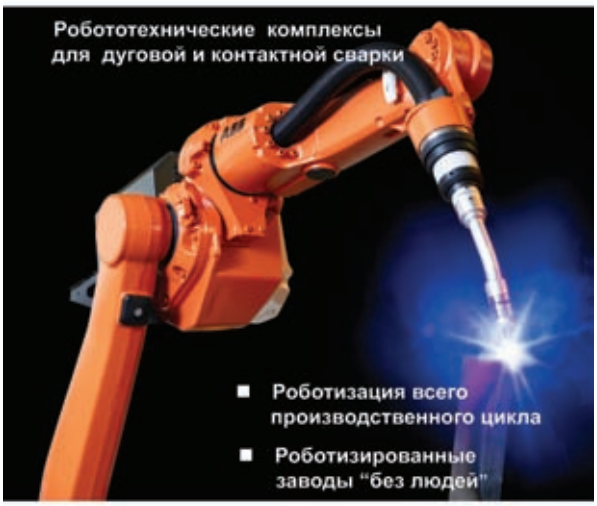
Хром металлический

Комплексные раскислители и модификаторы

ул. Курсантская, 1
г. Днепропетровск
49051, Украина

Тел.: (380562) 35-50-25
Тел./факс: (380562) 35-19-41
E-mail: sp@spetssplav.dp.ua

АББ - сердце робототехники



АББ Лтд
Украина, 03038, Киев
ул. Гринченко, 2/1
Тел.: +380 44 495 22 11
Факс: +380 44 495 22 10
E-mail: robotics@ua.abb.com
www.abb.ua

ABB

С 1992 г. на рынке сварочного оборудования Украины

предприятие
«Триада-Сварка»
г. Запорожье

- Разработка и поставка автоматизированных сварочных комплексов
- Технологическое обеспечение и полная комплектация сварочных производств
- Ремонт сварочного оборудования, в т. ч. сложного
- Пуско-наладочные работы
- Широкий выбор сварочного оборудования

ABICOR BINZEL
Fronius
SELMA

тел. (061) 233 1058, (0612) 34 3623,
(061) 213 2269, 220 0079 e-mail: weld@triada.zp.ua
Сервисный центр: (061) 270 2939. www.triada-weld.com.ua

ОАО «ЗАПОРОЖСТЕКЛОФЛЮС»
69035, Украина г. Запорожье, ул. Диагональная, 2
Тел.: +380 (61) 289-03-53; факс: +380 (61) 289-03-50
E-mail: market@steklo.zp.ua

ОАО «Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий» на протяжении многих лет является одним из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов и силикатов натрия растворимого. На сегодня мы предлагаем более 20 марок сварочных флюсов.

На заводе разработана и внедрена Система управления качеством с получением сертификатов TUV NORD SERT на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001-2000 и научно-технического центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001-2001.

Благодаря тесному сотрудничеству с Институтом электросварки им. Е. О. Патона ОАО «Запорожстеклофлюс» освоил производство сварочных флюсов новым методом – двойным рафинированием сплава.

Сварочные флюсы для автоматической, полуавтоматической сварки и наплавки углеродистых и низколегированных сталей: АН 348-А, АН-348-АМ, АН-348-АД, АН-348-АП, АН-47, АН-47Д, АН-47П, АН-60, ОСЦ-45, АНЦ-1А, ОСЦ-45 мелкой фракции (ГОСТ 9087-81, ТУ У 05416923.049-99, ГОСТ Р 52222-2004).

Силикат натрия растворимый (модуль от 2,0 до 3,5). Широко применяется для изготовления жидкого стекла и сварочных электродов.

МЫ ВСЕГДА ГАРАНТИРУЕМ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОСТАВОК И САМЫЕ НИЗКИЕ ЦЕНЫ В СНГ
Наша цель — более полное удовлетворение Ваших потребностей в качественных и современных сварочных материалах.