

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов,

В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,

К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,

М. М. Студент, ФМИ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Ариэля, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

Г. А. Турчин

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

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), Н. А. Притула

Электронная верстка

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

03680, Украина, Киев-150,

ул. Казимира Малевича, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

70 лет кафедре «Оборудование и технология сварочного производства» ГВУЗ «ПГТУ»

Роянов В. А. К 70-летию кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» ГВУЗ «Приазовский ГТУ» 3

Иванов В. П., Лаврова Е. В. Управление формированием зоны проплавления при электродуговой наплавке 6

Матвиенко В. Н., Лещинский Л. К., Мазур В. А. Влияние состава электродной ленты на проплавление основного металла 12

Щетинин С. В. Повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии 15

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С., Карасевская О. П. Формирование структуры металла шва при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов 21

Елагин В. П., Липодаев В. Н., Гордань Г. Н. Особенности развития структурной неоднородности в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным азотсодержащим металлом шва 29

Бо Ли, Чжихонг Ли, Лиджинг Янг, Джинхуа Яо. Микроструктура и износостойкость композитных WC/SS316L покрытий, полученных методом газодинамического напыления с применением лазерного нагрева 35

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Шаповалов К. П., Белинский В. А., Мерзляков А. Е., Косинов С. Н., Ющенко К. А., Лычко И. И., Козулин С. М. Электрошлаковая сварка крупногабаритной станины прессы 43

Махлин Н. М. Совершенствование сварочных источников питания для повышения устойчивости горения дуги переменного тока 47

Прокофьев А. С., Губатюк Р. С., Мужиченко А. Ф., Барановский В. Н. Расчет двухслойной заготовки сферических днищ для сосудов высокого давления 58

ХРОНИКА

Международный симпозиум по специальной электрометаллургии и сварке (Medovar Memorial Symposium) 63

Международная конференция «Современные технологии сварки» 65

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (i.e. -bief ed.),
V. N. Lipodaev (i.e. -bief ed.),
Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelichenko, V. V. Knysh,
I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,
L. M. Lobanov,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KhpI», Kharb v,
V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Ky v,
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Ky v,
M. M. Student, Karpenko PhMI, Lv v

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautics Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB «Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

Ariel University, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechnic University, Russia

Editors

T. V. Yushchenko (i.e. -bief ed.), N. A. Pritula

Electron Galley

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

Address of Editorial Board:

11, Kazimir Malevich Street, 03680, Kyiv, Ukraine

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

Fax (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,

Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,

IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

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

Published monthly

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.

CONTENTS

**70th Anniversary of the chair of welding production
equipment and technology of SHEE «PSTU»**

Royanov V. A. On 70th anniversary of the Chair of Welding
Production Equipment and Technology of SHEE «PSTU» 3

Ivanov V. P., Lavrova E. V. Control of penetration zone forma-
tion in electric-arc surfacing 6

Matvienko V. N., Leshchinskii L. K., Mazur V. A. Influence
of electrode strip composition on base metal penetration

Shchetinin S. V. Improvement of increasing crack resistance
of banded supporting rolls at high-speed surfacing with
low heat input 12

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Yushchenko K. A., Zaderii B. A., Gakh I. S., Karasevskaya
O. P. Formation of weld metal structure in electron beam
welding of single-crystals of high-temperature nickel alloys 21

Elagin V. P., Lipodaev V. N., Gordan G. N. Features of devel-
opment of structural inhomogeneity in the fusion zone
of pearlitic steel with austenitic nitrogen-containing weld
metal 29

Bo Li, Zhihong Li, Lijing Yang, Jianhua Yao. Microstructure
and wear-resistant properties of WC/SS316L composite
coatings prepared by gas-dynamic spraying with application
of laser heating 35

INDUSTRIAL

Shapovalov K. P., Belinskii V. A., Merzlyakov A. E., Kosi-
nov S. N., Yushchenko K. A., Lychko I. I., Kozulin S. M.
Electrosalg welding of large-sized bed plate of a press 43

Makhlin N. M. Improvement of welding power sources to
increase the stability of AC arc 47

Prokofiev A. S., Gubatyuk R. S., Muzhichenko A. F., Bara-
novskii V. N. Calculation of two-layer billet of spherical
bottoms for high-pressure vessels 58

NEWS

Medovar Memorial Symposium 63

International Conference «Advanced Welding
Technologies» 65

Сердечно поздравляем преподавателей, сотрудников и студентов с 70-летним юбилеем кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» («О и ТСП») Государственного высшего учебного заведения «Приазовский технический университет»!

Создание в 1946 г. кафедры «О и ТСП» имело большое значение для подготовки специалистов по сварке и родственным технологиям для промышленных предприятий юга и юго-востока Украины, в первую очередь Донбасса, а также быстро развивающихся металлургических и машиностроительных гигантов в Мариуполе, Донецке, Краматорске, Харькове, Луганске. За 60 лет кафедрой подготовлено свыше 6000 специалистов, многие из которых руководят крупнейшими стройками, предприятиями, возглавляют ряд высших учебных заведений, 46 кандидатов и 9 докторов технических наук, опубликовано более 35 учебников и монографий.

Все эти годы специалисты кафедры успешно сотрудничают с ведущими научными и учебными центрами Украины, Грузии, Беларуси, Польши, Китая.

Ниже публикуется подборка статей, отражающих направления и уровень научных исследований, которые проводятся на кафедре «О и ТСП».

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

К 70-ЛЕТИЮ КАФЕДРЫ «ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА» ГВУЗ «ПРИАЗОВСКИЙ ГТУ»

В Мариупольском металлургическом институте (с 1993 г. — Приазовский государственный технический университет) в 1946 г. была создана кафедра «Оборудование и технология сварочного производства». В то время на металлургическом комбинате им. Ильича завершилась подготовка к пуску трубосварочного цеха № 1, созданного по иници-

ативе и при непосредственном участии академика Б. Е. Патона.

Первым исполняющим обязанности заведующего кафедрой в 1946 г. был назначен инженер А. Я. Шадрин, которого позже сменил канд. техн. наук, доц. П. С. Елистратов. Первые пять выпускников 1947 г. — Д. П. Антоненц, А. А. Фильчаков,



Посещение кафедры «О и ТСП» народным депутатом Украины Б. А. Олийныком. Слева направо: ст. преподаватель В. П. Семенов, зав. кафедрой В. А. Роянов, ректор ПГТУ В. С. Волошин, Б. А. Олийнык, проректор А. П. Чейлях

Юбилей кафедры

К. И. Коротков, Ю. Н. Грищенко, Д. А. Роговин стали крупными специалистами и организаторами сварочного производства.

В августе 1952 г. заведующим кафедрой был избран К. В. Багрянский. С его приходом расширились и укрепились связи кафедры с ИЭС им. Е. О. Патона, Киевским политехническим институтом, а также многими предприятиями города и страны. При содействии академика Б. Е. Патона был построен сварочный корпус. Это позволило уже в 1960-х годах заметно улучшить подготовку специалистов, а кафедре стать одной из ведущих в Украине среди кафедр сварочного профиля. Вместе с К. В. Багрянским работали талантливые педагоги и ученые: канд. техн. наук, доц. З. А. Добротина, Д. С. Кассов, Г. С. Кузьмин, преподаватели П. Ф. Лаврик, А. А. Фильчаков, В. А. Муратов, В. Т. Сопин.

С 1968 г. была начата подготовка инженеров-сварщиков по новой специальности — «Металлургия и процессы сварочного производства».

В 1960-е годы значительное развитие получила научная деятельность кафедры. В эти годы был успешно применен процесс сварки никеля под керамическим флюсом на заводе «Большевик», г. Киев (руководитель работы — канд. техн. наук, доц. Г. С. Кузьмин). Под руководством канд. техн. наук, доц. Д. С. Кассова разработан способ сварки и наплавки медных сплавов под керамическим флюсом. В. Я. Зусиным и А. Д. Корнеевым был разработан способ сварки алюминия под слоем флюса. Был внедрен процесс наплавки под керамическим флюсом при восстановлении прокатных валков и деталей оборудования на металлургических заводах в г. Рустави (Грузия), им. Ильича и «Азовсталь» в г. Мариуполе, Енакиевском металлургическом заводе, горно-обогатительном комбинате в г. Усть-Каменогорске (Казахстан). Доцент А. А. Фильчаков руководил разработкой и внедрением новых марок электродов на заводе «Азовмаш», канд. техн. наук, доц. К. А. Олейниченко разработала методику количественного определения вредных выделений при сварке.

За период 1955–1980 г.г. на кафедре подготовлено и защищено 30 кандидатских диссертаций и одна докторская диссертация, подготовлен учебник «Теория сварочных процессов» (К. В. Багрянский, З. А. Добротина, К. К. Хренов), издано учебное пособие «Расчет и проектирование сварных конструкций» (А. Н. Серенко, М. Н. Крумбольц, К. В. Багрянский), монографии «Сварка никеля и его сплавов» (К. В. Багрянский, Г. С. Кузьмин) и «Керамические флюсы для сварки и наплавки» (К. В. Багрянский).

В 1971 г. при кафедре была организована отраслевая научно-исследовательская лаборатория (ОНИЛ) наплавки.

С 1973 по 1979 гг. кафедрой возглавлял канд. техн. наук, проф. А. Н. Серенко. В этот период проводились исследования статической и динамической прочности сварных соединений и конструкций, были начаты работы по исследованию однопроходной сварки сталей толщиной 40 мм и более с программированием процесса. Результаты исследований обобщены в кандидатских диссертациях В. А. Шаферовского и А. Скипчика (Польша), а также нашли практическое применение на «Азовмаше» и судостроительном заводе «Залив».

В 1980 г. кафедру возглавил канд. техн. наук, доцент Л. К. Лещинский. Совместно с отраслевой лабораторией наплавки были разработаны новые керамические флюсы и порошковые проволоки для электродуговой наплавки прокатных валков и деталей металлургического оборудования. Проведены исследования процессов наплавки и сварки ленточным электродом под флюсом. Результаты исследований внедрены на машиностроительных и металлургических предприятиях, обобщены в кандидатских диссертациях Ю. В. Белоусова, В. И. Щетининой, В. Н. Матвиенко, В. П. Лаврика, А. В. Зареченского. Активно велись работы по совершенствованию оборудования для автоматизации процессов наплавки и управлению качеством наплавленного металла, результаты которых отражены в докторской диссертации С. В. Гулакова. Получили широкое развитие научные исследования в области плазменного упрочнения изделий, результаты которых приведены в монографии «Плазменное поверхностное упрочнение» (Л. К. Лещинский, С. С. Самотугин, И. И. Пирч, В. И. Комар).

С 1985 г. кафедру «Оборудование и технология сварочного производства» возглавляет д-р техн. наук, проф., почетный доктор ДГМА В. А. Роянов. С его участием расширена и укреплена материальная база, в учебный процесс включены дисциплины по роботизации сварочного производства, в учебном процессе используются вычислительная техника и новые информационные технологии. В рамках НИР разработаны порошковые проволоки для электродуговой металлизации, внедренные на Киевском объединении «Киевтрактордеталь», авторемонтных предприятиях Полтавы, Ташкента и др. городов. Результаты исследований обобщены в кандидатской диссертации Е. В. Войцеховского и докторской В. А. Роянова. Ведется активная работа по внедрению в учебный процесс элементов Болонского процесса обучения, разработаны и изданы методические пособия по самостоятель-



Сотрудники кафедры

ной работе студентов, совершенствуются учебные планы. Активизировалась работа по подготовке и изданию учебников и учебных пособий с грифом МОН Украины.

За период с 1978 по 2016 гг. на кафедре защитили докторские диссертации С. В. Гулаков, В. А. Роянов, Л. К. Лещинский, А. Д. Размышляев, С. С. Самотугин, В. И. Щетинина, В. Н. Матвиенко, а А. Н. Серенко было присвоено ученое звание профессора. Открыта докторантура, в которой завершают работы над докторскими диссертациями два докторанта. При кафедре действует Специализированный совет по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальности 05.03.06 «Сварка, родственные процессы и технологии».

За последние годы подготовлены и изданы учебные пособия с грифом МОН Украины: «Сварка. Введение в специальность» (А. Н. Серенко, В. А. Роянов), «Возникновение дефектов при сварке и родственных процессах», «Дефекты та якість при зварюванні та споріднених процесах» (В. А. Роянов, В. Я. Зусин, С. С. Самотугин), «Сварка и наплавка алюминия и его сплавов (В. Я. Зусин, В. А. Серенко), «Ремонт машин с применением сварки и родственных технологий» (В. А. Роянов, Г. Г. Псарас, В. К. Рубайло), «Дефекты, контроль и управление качеством при сварке и родственных технологиях» (В. А. Роянов, В. Я. Зусин, С. С. Самотугин, И. В. Захарова) и монография «Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке» (А. Д. Размышляев).

За 70 лет коллективом кафедры подготовлено около 6000 специалистов с высшим образованием, в том числе для стран Европы, Азии, Африки и Латинской Америки, 46 кандидатов наук, подготовлено и защищено 9 докторских диссертаций, опубликовано более 35 учебников и монографий, 800 научных статей, свыше 300 разработок защищены авторскими свидетельствами и патентами.

Успешно защитили докторские диссертации выпускники кафедры А. Д. Чепурной, Т. Г. Кравцов, В. Я. Зусин, В. И. Щетинина, В. Н. Кальянов. Многие выпускники стали известными специалистами в области

сварочного производства и возглавили промышленные предприятия Украины, России и других стран. Среди них д-р экон. наук, председатель правления ОАО «Азовмаш» А. В. Савчук; д-р техн. наук, А. Д. Чепурной, генеральный директор ЗАО «Запорожтрансформатор» Л. П. Хаджинов, генеральный директор ОАО «Пожзащита» К. Х. Казмириди и многие другие.

В настоящее время на кафедре работают четыре профессора, три доктора технических наук, шесть доцентов. ВАКом Министерства образования и науки Украины в 2016 г. кафедра аккредитована по IV уровню подготовки специалистов по специальности: «Оборудование и технология сварочного производства».

Специалисты кафедры принимают участие в работе Международной ассоциации «Сварка». Наряду с традиционным сотрудничеством с кафедрами сварки вузов Киева, Тбилиси, Минска, Могилева и других городов налажены связи с вузами и организациями дальнего зарубежья — Институтом сварки в г. Гливице (Польша), Мишкольским университетом (Венгрия), Харбинским технологическим институтом (Китай) и др.

Свое 70-летие кафедра «Оборудование и технология сварочного производства» встречает в активной, творческой работе по совершенствованию подготовки специалистов и магистров для народного хозяйства страны, развитию исследований в области сварки и родственных процессов и технологий.

В. А. Роянов, д-р. техн. наук

УПРАВЛЕНИЕ ФОРМИРОВАНИЕМ ЗОНЫ ПРОПЛАВЛЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ

В. П. ИВАНОВ, Е. В. ЛАВРОВА

ГВУЗ «Приазовский гос. техн. ун-т». 87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.

E-mail: pstu.edu.oitzv@gmail.com

Исследовано влияние параметров режима наплавки на формирование зоны проплавления и определены способы управления и стабилизации процесса формообразования сварочной ванны. Разработаны модели формирования зоны проплавления для неподвижного и движущегося электродов. Расчетные зависимости определяли статистической обработкой результатов измерения параметров зон проплавления макрошлифов, полученных электродуговой наплавкой под флюсом для различных диаметров электрода и применяемых диапазонов скоростей подачи (силы тока) в зависимости от времени горения дуги и скорости ее перемещения. Полученные математические модели формирования зоны проплавления при электродуговой наплавке под флюсом использованы для разработки программного обеспечения и системы управления наплавочным оборудованием. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: сварочная ванна, зона проплавления, математическая модель, управление процессом формирования сварочной ванны

Современное сварочное производство требует разработки адекватных моделей процессов, происходящих в сварочной ванне, средств автоматизированного проектирования, инженерного анализа и управления процессами наплавки (CAD–CAE–CAM).

Управление формированием сварочной ванны позволяет обеспечить качество сварного (наплавленного) шва при изменении параметров технологического процесса. В настоящее время разработаны технологии сварки и наплавки как проволочными [1, 2], так и ленточными электродами [3, 4], в которых повышение эффективности обеспечивается не стабилизацией параметров режима, а их изменением по определенным функциональным зависимостям.

При нанесении восстановительных и защитных слоев основное внимание уделяется формированию наплавленного слоя, в то время как основной функцией зоны проплавления является надежное сцепление слоев для сохранения общей работоспособности наплавленного изделия или инструмента. Увеличение зоны проплавления приводит не только к повышению себестоимости наплавки, но и к снижению рабочих свойств наплавленного слоя за счет его перегрева и увеличения доли основного металла в наплавленном.

Размеры зон наплавки и проплавления находятся в прямо пропорциональной зависимости от скорости подачи электрода при заданном типе и материале электрода, а также от условий его плавления [5, 6]. Управление формированием этих зон требует четкого понимания механизма и последовательности их образования и их взаимного влияния. Протекание этих процессов в жидкой фазе

обуславливает необходимость определения временных и скоростных характеристик движения фронта плавления как основу для построения математических моделей формирования шва.

Целью работы является исследование процесса формирования зоны проплавления при электродуговой наплавке под флюсом, определение эффективных способов управления параметрами этой зоны, а также создание технологии, оборудования и систем управления для реализации такой технологии.

В соответствии с поставленной задачей изучали динамику формирования зоны проплавления при наплавке неподвижным электродом под флюсами АН-60 и АН-348А пластин из малоуглеродистой стали (350×240×30 мм) на стальной подложке. Наплавку проводили проволочным электродом Св-08А (используемые диаметры проволоки и параметры режима наплавки приведены в таблице). Время горения дуги фиксировали с помощью таймера (от 5 до 10 образцов на каждом исследуемом интервале). После наплавки провели порезку образцов абразивным кругом таким образом, чтобы линия реза проходила по оси симметрии наплавленной точки. Шлифы обрабатывались 20%-ным раствором азотной кислоты для выявления зоны проплавления. На рис. 1 представлены образцы макрошлифов поперечных сечений швов при наплавке электродом 4 мм. После статистической обработки результатов замеров параметров зоны проплавления построены аппроксимационные полиномиальные зависимости ее развития при наплавке электродами различных диаметров и времени горения дуги (рис. 2).

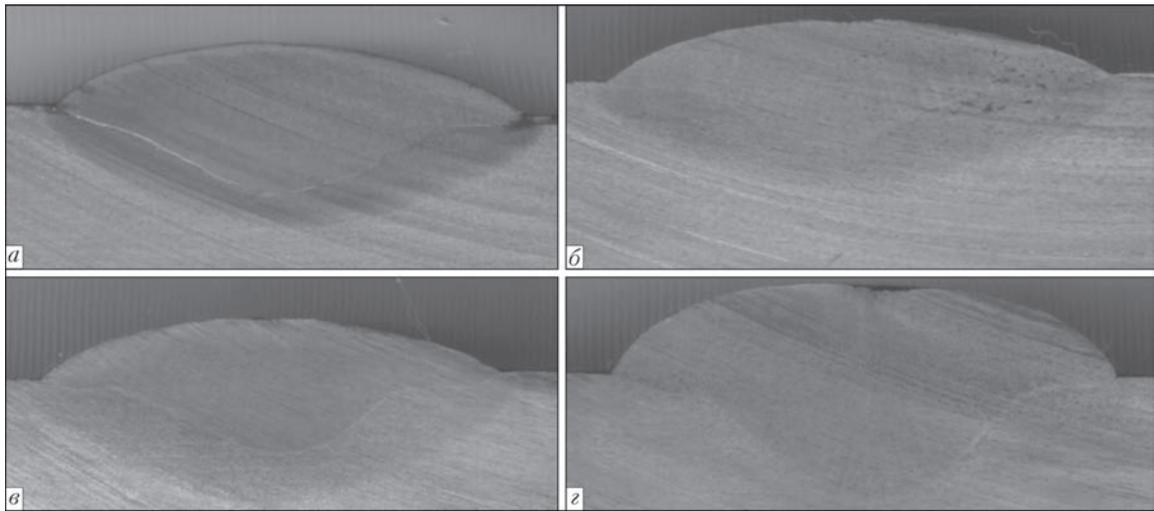


Рис. 1. Поперечные сечения наплавленных образцов при разном времени горения дуги, с: а — 2; б — 5; в — 7; з — 10 ($d_3 = 4$ мм; $I_H = 600 \dots 650$ А, $v_H = 33 \cdot 10^{-3}$ м/с, $U_d = 30 \dots 32$ В)

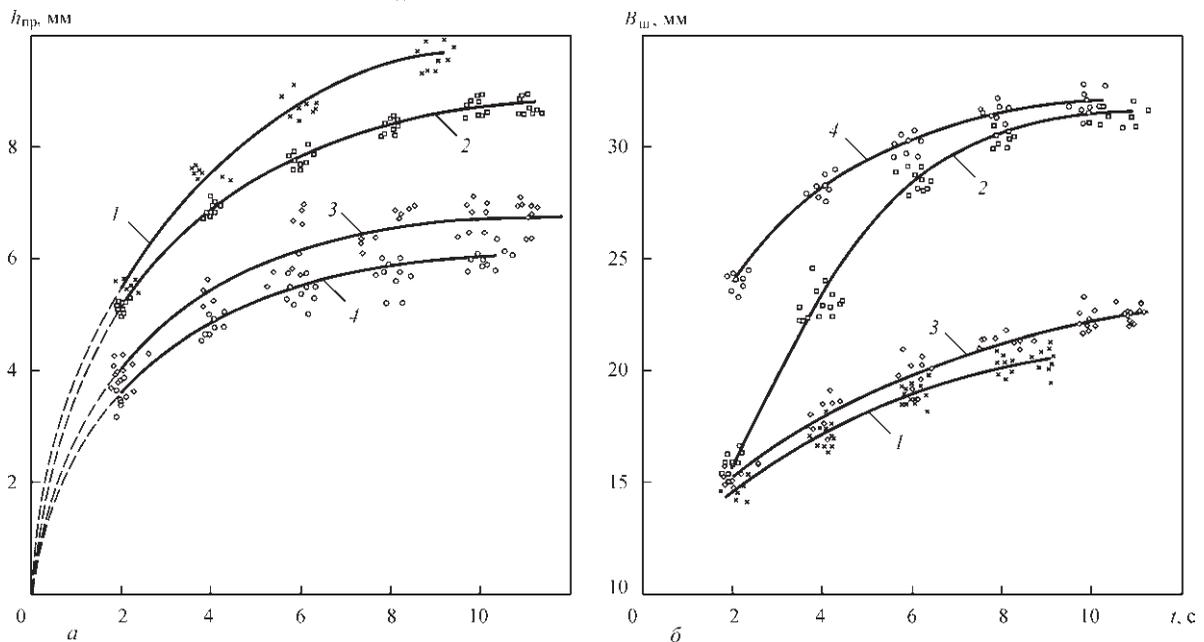


Рис. 2. Зависимость глубины зоны проплавления (а) и ширины шва (б) от времени горения дуги t : 1 — $d_3 = 3$ мм, $I_H = 550$ А, $U_d = 30$ В; 2 — $d_3 = 4$ мм, $I_H = 650$ А, $U_d = 32$ В; 3 — $d_3 = 4$ мм, $I_H = 550$ А, $U_d = 30$ В; 4 — $d_3 = 5$ мм, $I_H = 550$ А, $U_d = 30$ В

Обработку экспериментальных данных проводили методом множественного регрессионного анализа с отсеиванием переменных на уровне значимости $\alpha = 0,03$ при значении коэффициента корреляции $R = 0,96 \dots 0,97$. По результатам значений величин среднего отклонения выбраны полиномы третьей степени, показавшие достаточно хо-

рошую сходимость с результатами исследований. Дифференцированием данных функциональных зависимостей по времени получены модели изменения скорости роста зоны проплавления до ее кристаллизации в пределах используемого массива исходных данных. Исследование моделей роста зоны проплавления в каждом исследуемом интервале времени показало, что они могут быть обобщены функцией вида:

$$\bar{V}_i(\bar{x}) = [\varepsilon_1 \bar{x}^2 + \varepsilon_2 \exp(\bar{x}) + \frac{\varepsilon_3}{\exp(\bar{x})} + \varepsilon_4 \bar{x} + \varepsilon_5]^{-1},$$

где $\bar{V}_i(\bar{x})$ — относительная скорость роста зоны проплавления для i -го интервала; \bar{x} — относительная координата точки фронта плавления; ε_i — коэффициенты, представляющие собой функ-

Диапазоны изменения параметров режима наплавки

d_3 , мм	Параметры режима наплавки			
	I_H , А	$v_H \cdot 10^3$, м/с	l , мм	U_d , В
1,6	180...300	22...50	20	26...30
2,0	210...390	22...46	25	26...30
3,0	280...550	14...40	30	28...32
3,5	300...600	15...36	30	30...34
4,0	400...700	15...32	40	30...34
5,0	500...800	15...28	45	30...36

Примечание. l — вылет электрода.

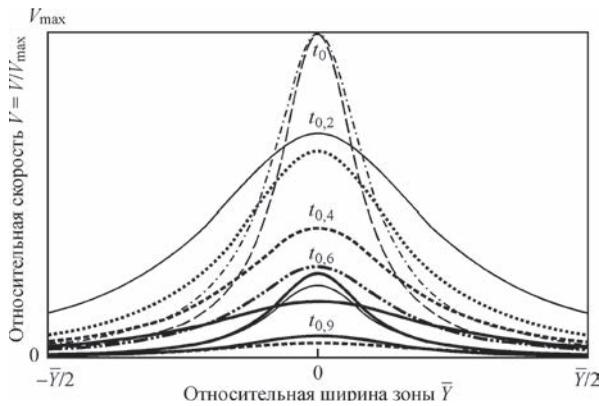


Рис. 3. Зависимости изменения относительной скорости движения фронта плавления основного металла: t_i — интервал времени формирования зоны проплавления, где i — доля цикла формирования

циональные зависимости от технологических параметров, где в качестве основных независимых переменных выступают скорость подачи электрода и его диаметр.

На рис. 3 представлены графики зависимостей относительной скорости движения фронта плавления (согласно зависимости, приведенной выше) в цикле его формирования, разбитого на 10 равных интервалов времени. На рис. 4 приведено сопоставление расчетных контуров зоны проплавления с данными измерения макрошлифов для фиксированных значений времени их формирования. Анализ полученных зависимостей показывает, что по истечении 60...80 % времени роста зоны проплавления профиль скоростей по сечению ванны выравнивается, и границы зоны проплавления увеличиваются во всех направлениях более равномерно, в то время как абсолютное значение скорости уменьшается до нуля. Это подтверждается и уменьшением величины расхождения между расчетными и экспериментальными данными в этом интервале времени (см. рис. 4). Сравнение профилей зоны проплавления показывает достаточно хорошую сходимость расчетных и экспериментальных данных, за исключением границы сплавления, что связано с отсутствием учета в модели преобладающих в этой зоне силовых факторов [7].

Распространение результатов расчета для неподвижного электрода на случаи, когда скорость его перемещения не равна нулю, предполагает ис-

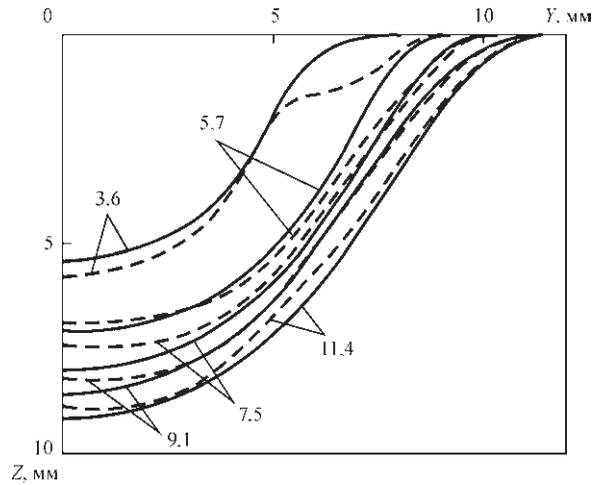


Рис. 4. Расчетные (сплошная кривая) и экспериментальные (штриховая) контуры сварочной ванны: $d_3 = 4$ мм, $I_H = 650...700$ А, $v_n = 42 \cdot 10^{-3}$ м/с, $U_d = 30...32$ В

пользование функциональной зависимости, связывающей время действия неподвижного источника в точке O со скоростью его движения. В случае перемещения электрода максимум проплавления находится на определенном расстоянии от оси электрода, поэтому максимальная глубина проплавления не совпадает с максимальным усилением, сумма которых и составляет высоту шва h после его кристаллизации. Это редко учитывается в расчетных схемах, поскольку передняя стенка сварочной ванны представляется как часть окружности с центром на торце электрода не только для неподвижного, но и для подвижного источника. Таким образом, параметром, определяющим степень асимметрии сварочной ванны, является значение скорости сварки, которое может служить основным входным параметром при решении задач анализа на недетерминированных моделях.

В качестве расчетной схемы для подвижного электрода (рис. 5) использовали схему перемещения квазистационарной зоны проплавления с радиусом R_0 , движущейся со скоростью $v_{св}$ и фиксируемой в моменты t_i (с шагом Δ) [8].

Текущее положение определяется точкой O' , в которой формируется стационарная зона проплавления радиусом r_i . Шаг Δ_i определяет время t' , за которое фронт плавления достигают области, ограниченной радиусом R_0 . Предполагается, что по истечении шага по времени t' начинается

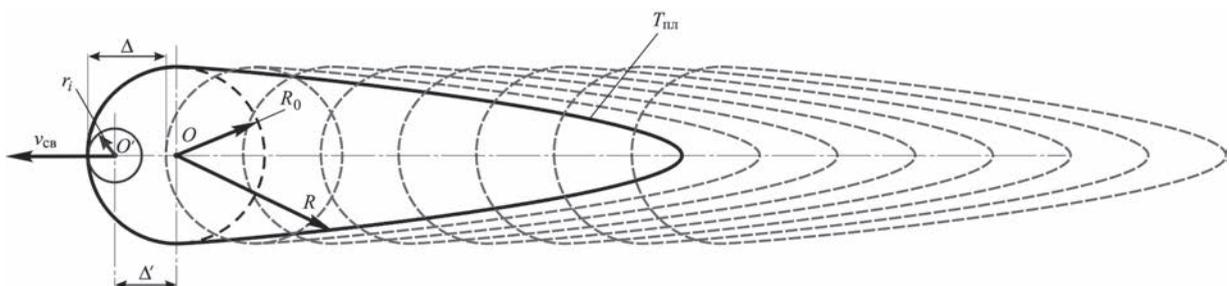


Рис. 5. Расчетная схема для определения размеров сварочной ванны в случае перемещения электрода со скоростью сварки

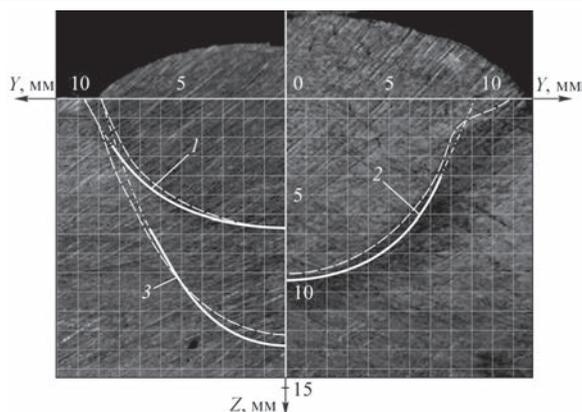


Рис. 6. Зависимость формы проплавления от скорости подачи (мм/с) проволочного электрода диаметром 4 мм: 1 — 25; 2 — 33; 3 — 44

кристаллизация сварочной ванны данного контура, ограниченного изотермой $T_{пл}$, и источник перемещается на шаг Δ . В качестве условия оптимизации процесса использовалось условие $\Delta' = \Delta$, т.е. в данном случае обеспечивается условие максимальной зоны проплавления при данной мощности источника тепла. В этом случае обеспечивается минимальный расход энергии при заданных параметрах шва, т.е. для уменьшения размеров глубины проплавления и доли участия основного металла оптимизационное условие выглядит следующим образом: $\Delta' = \beta\Delta$, где β — коэффициент, зависящий от технологических условий [8].

Обобщение результатов исследований для случая движущегося электрода позволяет сделать вывод, что эффективного управления формированием зоны проплавления при электродуговой наплавке можно достичь за счет изменения двух параметров — скорости подачи электрода и скорости перемещения дуги. Так, на рис. 6 представлена зависимость глубины зоны проплавления от скорости подачи v_0 при автоматической электродуговой наплавке проволочным электродом ($v_{св} =$

$= 15$ м/ч). Для сравнения приведены макрошлифы для значений силы тока, А: 550 (1), 680 (2) и 750 (3) (зона проплавления выделена штриховой линией). По приведенным данным можно сделать вывод, что ширина зоны проплавления практически не зависит от v_0 , некоторое ее уменьшение, по-видимому, связано с изменением размера эффективной зоны нагрева при увеличении скорости подачи (силы тока) за счет сжатия столба дуги и углубления ее в основной металл.

Разработанные модели позволяют количественно определять влияние изменения скорости подачи электрода по определенному закону на формирование зоны проплавления. В этом случае функция изменения скорости v_s используется в качестве аргумента системы уравнений для расчета скорости движения фронта плавления. Данная методика послужила основой для создания САЕ-модуля проектирования технологического процесса наплавки (рис. 7), обеспечивающего оптимизацию параметров режима с учетом варианта технологии и применяемых сварочных материалов. В состав модуля входит блок расчета параметров наплавленного слоя переменного химического состава при расплавлении в общей ванне двух электродов различного химического состава. При этом производится расчет скоростей подачи электродов исходя из заданного закона изменения концентрации легирующих элементов на участке перехода в случае квазистационарного состояния ванны.

Разработана система управления процессом наплавки (рис. 8), использующая расчетные значения параметров скорости подачи и перемещения электрода для формирования управляющих сигналов на приводы оборудования наплавочной установки (рис. 9). Система управления представляет собой программно реализованную схему фазоимпульсного управления тиристорами. Кнопка-

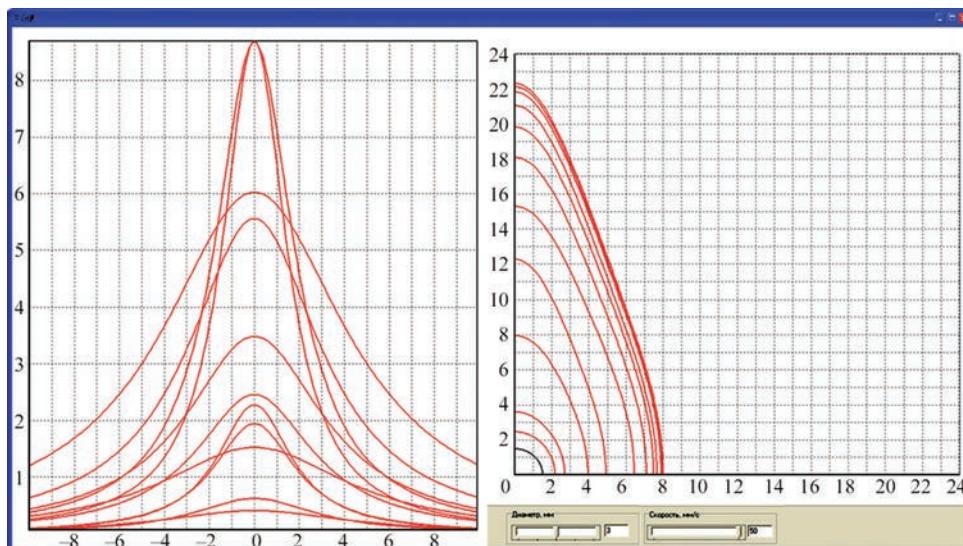


Рис. 7. Модуль расчета параметров зоны проплавления



Рис. 8. Блок-схема системы управления процессом наплавки

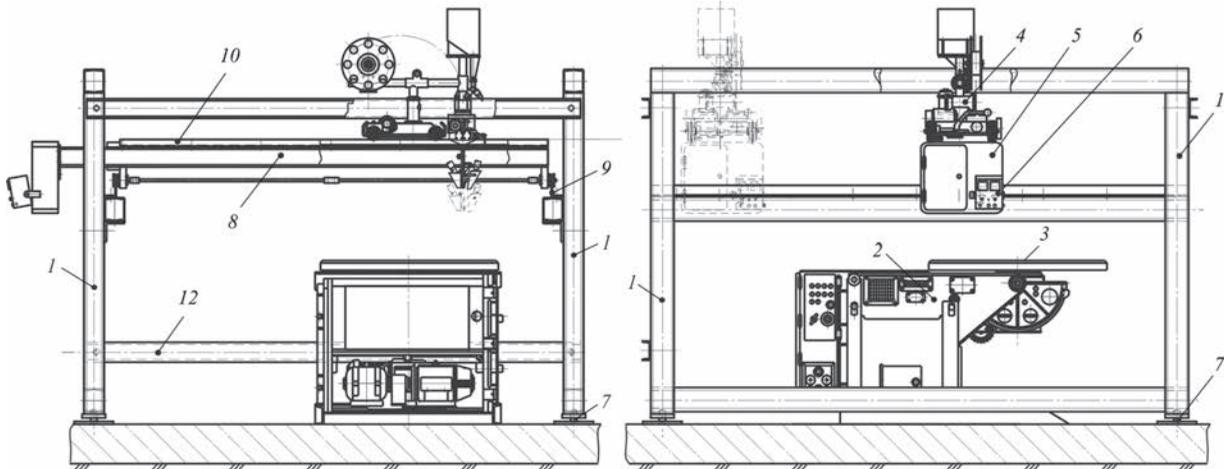


Рис. 9. Схема установки для наплавки

ми «больше–меньше» можно управлять моментом включения тиристоров. Запись состояния системы управления происходит в энергонезависимую память процессора и при последующих включениях аппарата происходит считывание из памяти последнего записанного состояния. Двигатели подачи и перемещения электрода и изделия управляются ШИМ, причем временная задержка включения двигателей также осуществляется программно, а торможение при выключении происходит с помощью реле.

Стенд для наплавки имеет блочно-модульную конструкцию (см. рис. 9). Каркас стенда состоит из четырех колонн 1 на регулируемых опорах 7 и шести продольных балок 12, причем средние балки имеют разъемное соединение с колоннами (на болтах) и могут быть установлены с определенным шагом по высоте относительно наплавляемого изделия. На этих балках установлены направляющие 9 для перемещения вдоль стенда рамы 8 со сварочным трактором 4. Балки рамы выходят за габариты каркаса стенда, поскольку на них установлено оборудование для управления процессом наплавки — шкаф 5 и съемный пульт управления 6, который соединен со шкафом и манипулятором 2 и с планшайбой 3 гибкими кабелями.

Все конструктивные элементы каркаса, а также балки рамы имеют одинаковое сечение коробчатой конструкции, сваренной из двух гнутых швел-

леров. Устойчивость каркасу придают поперечные связи, изготовленные из швеллеров.

Поскольку поперечные связи являются съемными, а направляющие передвижной рамы могут быть удлинены, размеры каркаса могут быть легко изменены в зависимости от размеров наплавляемых изделий. Поперечное перемещение осуществляется приводом сварочного трактора. Для этого на раме 8 установлены направляющие 10.

Выводы

1. Проведены исследования влияния параметров режима наплавки на развитие зоны проплавления при электродуговой наплавке под флюсом для неподвижной и движущейся дуги. Установлено, что зависимости изменения скоростей плавления для всего интервала ее роста могут быть выражены обобщенной моделью (формула). Для случая движущегося со скоростью сварки электрода расчет по разработанной модели производится с условием перемещения стационарной зоны проплавления, фиксируемой в моменты t_i с шагом Δ по координате перемещения.

2. На основании результатов исследований разработаны математические модели динамики зоны проплавления. В качестве исходных параметров приняты скорость подачи и скорость перемещения электрода. Разработаны программное обеспе-

чение, оборудование и система управления, позволяющие обеспечить управление формированием наплавленного слоя при изменении параметров технологического процесса наплавки.

1. Патон Б. Е. Анализ технических и технологических возможностей импульсной подачи электродной проволоки в процессах дуговой сварки и наплавки / Б. Е. Патон, В. А. Лебедев // Сварочное производство. – 2002. – № 2. – С. 24–31.
2. Шаферовский В. А. Способ электродуговой сварки толстолистового металла под флюсом с программированием параметров режима / В. А. Шаферовский, А. Н. Серенко // Сварка и родственные процессы в промышленности. Доклады 2-го научно-технического семинара (17 апреля 2007 г., г. Киев, Украина). – К.: Екотехнологія, 2007. – С. 8–11.
3. Ivanov V. P. Improving the Efficiency of Strip Cladding by the Control of Electrode Metal Transfer / V. P. Ivanov, E. V. Lavrova // Applied Mechanics and Materials. – 2014. – Vol. 682. – P. 266–269.
4. Иванов В. П. Исследование процесса управляемого механического переноса при наплавке двумя ленточными электродами / В. П. Иванов, Е. В. Лаврова, Ю. А. Степнова // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. Збірник наукових праць. – Краматорськ: Донбас. держ. машинобуд. академія. – 2015. – № 3(18Е) – С. 102–107.
5. Kiyohara M. Melting characteristics of a wire electrode in the MIG-welding of aluminium / M. Kiyohara, H. Y. Yamamoto, S. Harada // Arc physics and weld pool behaviour. – London, 1979. – Paper 26. – P. 165–175.
6. Killing R. Günstige Strom-spannungsreiche beim MIG-/MAG-impulslicht-bogenschweißen von Stahl und Aluminium unter verschiedenen Schutz Gasen / R. Killing // DVS Bericht. – 1991. – № 131. – S. 15–21.
7. Lu S. Marangoni convection and welding penetration in A-TIG welding / S. Lu, F. Hidetoshi, H. Sugiyama [et al.] // Transactions of JWRI. – 2003. – Vol. 32, № 2. – P. 79–82.
8. Иванов В. П. Повышение эффективности процесса электродуговой наплавки управлением гидродинамической сварочной ванны / В. П. Иванов // Вісник Призовського державного технічного університету. Серія: Технічні науки: Збірник наукових праць. – Мариуполь: ГВУЗ «Призов. держ. техн. ун-т». – 2013. – № 26 – С. 150–160.

Поступила в редакцию 11.05.2016

XV МЕЖДУНАРОДНЫЙ ПРОМЫШЛЕННЫЙ ФОРУМ – 2016

МЕЖДУНАРОДНЫЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННЫЕ ВЫСТАВКИ

22–25 НОЯБРЯ



МЕТАЛЛО-ОБРАБОТКА
ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



УКРАИНА ITEX
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



УКРАИНА ITEX
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



УКРАИНА ITEX
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



СВАРКА И ПИЩЕВА
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



АВТОМАТИЗАЦИЯ
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



ЭНЕРГЕТИКА
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



ЛОГИСТИКА
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



СТАНДАРТЫ, СТАНДАРТЫ, ПРИБОРЫ
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ



УГЛЕКОКСЕЛЕНАТЫ
ПРОМЫШЛЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЕ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННОЕ




ОРГАНИЗАТОР:
Международный выставочный центр

Генеральный
информационный партнер:



Технический
партнер:





Международный выставочный центр
Украина, 02660, Киев
Броварской пр-т, 15
М "Левобережная"

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

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ЭЛЕКТРОДНОЙ ЛЕНТЫ НА ПРОПЛАВЛЕНИЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА

В. Н. МАТВИЕНКО, Л. К. ЛЕЩИНСКИЙ, В. А. МАЗУР

ГВУЗ «Приазовский гос. техн. ун-т». 87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.
E-mail: matviyenkovn@mail.ru

Приведены результаты исследования влияния состава и теплофизических свойств расплавленного металла сварочной ванны на эффективность проплавления при наплавке ленточным электродом под флюсом. В результате обработки и анализа полученных экспериментальных и расчетных данных показано, что в условиях формирования состава сварочной ванны, близкого к составу ленточного электрода, уменьшение площади проплавления коррелирует с понижением энтальпии расплава при замене ленты Св-08кп лентой Св-12Х18Н10. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: плавление металла, сварочная ванна, теплофизические свойства, энтальпия, температура плавления, наплавка, ленточный электрод, площадь проплавления

Решение задачи повышения эффективности и улучшения технико-экономических характеристик дуговой сварки и наплавки предусматривает в качестве одного из направлений изучение процесса нагрева металла и образования сварочной ванны с учетом теплофизических свойств сварочных материалов. При наплавке ленточным электродом состав и свойства расплавленного металла сварочной ванны определяются намного большей долей электродного металла и значительно меньшей долей основного [1, 2]. В то же время, при сохранении неизменными сечения ленточного электрода и линейной (отнесенной к ширине ленты) плотности тока доля электродного металла в расплаве ванны определяется степенью распределенности источника теплоты и, как следует из экспериментальных данных (рис. 1), зависит от

геометрии ленты. Это согласуется с исследованиями макрошлифов поперечного сечения наплавленных валиков (рис. 2), а также с расчетной формой и размерами зоны проплавления при ширине ленты от 30 до 60 мм (рис. 3). Расчетные данные получены с использованием математической модели процесса нагрева основного металла, основанной на решении нелинейного дифференциального уравнения теплопроводности с учетом температурной зависимости теплофизических свойств материала [3].

При наплавке на сталь Ст.3 ленточным электродом Св-12Х18Н10 сечением 60×0,5 мм доля

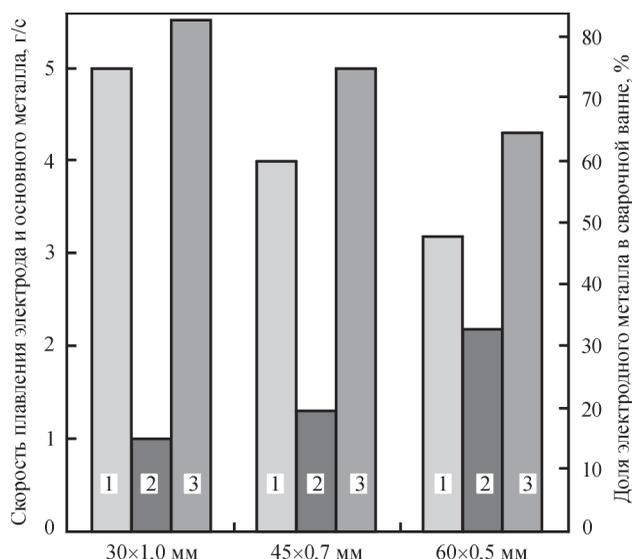


Рис. 1. Массовая скорость плавления (г/с) электродного (1) и основного (2) металла, доля электродного металла в составе сварочной ванны (3) при наплавке ленточными электродами разных сечений

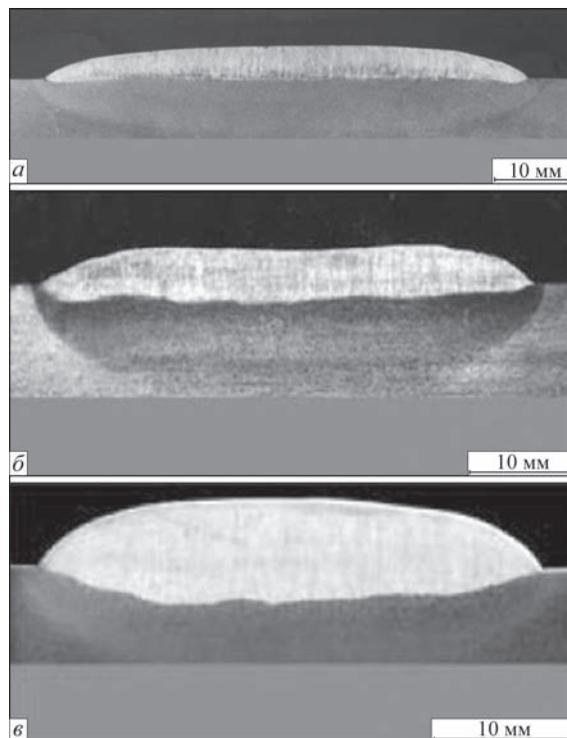


Рис. 2. Макроструктура поперечного сечения валиков при наплавке ленточными электродами сечениями 60×0,5 мм (а), 45×0,7 мм (б), 30×1,0 мм (в) из стали 12Х18Н10

Влияние состава и теплофизических свойств расплава ванны на относительную величину площади проплавления

При наплавке лентой	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$T_{пл}^i / T_{пл}^{ст}$	$\Delta H, \text{Дж/г}$	$\Delta H^i / \Delta H^{ст}$	$\Delta H, \text{Дж/г}$	$\Delta H^i / \Delta H^{ст}$	Изменение площади проплавления
			расчетные данные		экспериментальные		
Св-08кп	1530	1,0	1130	1,0	1450	1,0	1,0
Св-12Х18Н10	1420	0,93	930	0,82	1200	0,82	0,80/0,82
70Cu–30Ni	1240	0,81	710	0,62	–	–	–/0,60

Примечания. 1. $T_{пл}^i / T_{пл}^{ст}$, $\Delta H^i / \Delta H^{ст}$ – отношение температуры плавления и энтальпии расплава данного материала к температуре плавления и энтальпии стали 08кп. 2. Перед косой – определение площади проплавления по макрошлифам (рис. 4), после – результаты обработки данных работы [7].

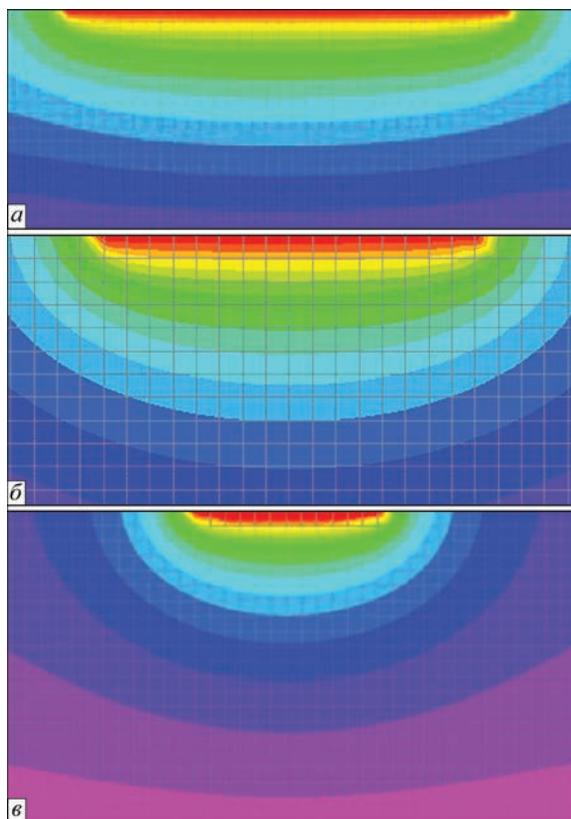


Рис. 3. Модели теплового поля в плоскости, перпендикулярной наплавляемой поверхности, для тех же ленточных электродов, что и на рис. 2

электродного металла в ванне достигает 83...85 % (см. рис. 1). Столь высокая доля электродного металла дает основание предположить, что состав расплава сварочной ванны близок к составу ленточного электрода. В то же время проведенные исследования показали, что при неизменном режиме наплавки площадь проплавления при использовании ленточного электрода Св-12Х18Н10 уменьша-

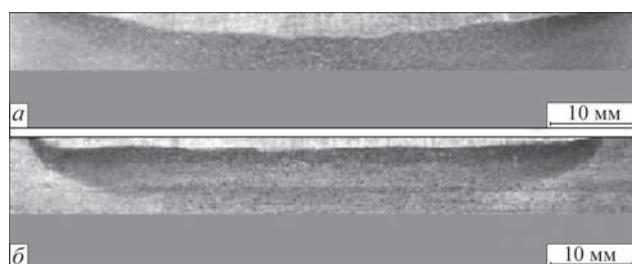


Рис. 4. Макрошлифы поперечного сечения зоны проплавления при наплавке ленточными электродами сечением 60×0,5 мм из сталей 08кп (а) и 12Х18Н10 (б)

ется по сравнению с наплавкой ленточным электродом Св-08кп. Такое влияние состава сварочной ванны на геометрию зоны проплавления связано с теплопередачей конвекцией [4]. Математическое моделирование и экспериментальные исследования позволяют оценить влияние конвективных потоков расплавленного металла в ванне на форму и размеры зоны проплавления. При этом в качестве переменного фактора рассматриваются свойства металла [5]. Количественная оценка доли конвективной теплопередачи в общем балансе тепла, введенного в изделие, подтверждает ее значимость [6].

Теплопередача конвекцией зависит от теплофизических свойств расплавленного металла ванны и прежде всего от энтальпии ΔH , а также от температуры, определяющей текучесть расплава ванны. Для оценки влияния энтальпии расплава на эффективность проплавления основного металла при наплавке ленточным электродом анализировали значения ΔH (полученные как экспериментальным [4], так и расчетным путем [7, 8]), характеризующие свойства расплавленного металла в широком диапазоне — от температуры сварочной ванны (1550...1750 °С) до температуры капельного переноса (1900...2300 °С).

Проведенный анализ показал (таблица), что несмотря на отличие абсолютных значений соотношение энтальпии сталей 12Х18Н10 и 08кп изменяется в небольших пределах. В то же время, при определении площади проплавления по макрошлифам (рис. 4), а также по результатам обработки данных, полученных в работе [7], установлено, что в случае применения ленточного электрода Св-12Х18Н10 вместо Св-08кп степень уменьшения площади проплавления коррелирует со снижением энтальпии ΔH . При использовании ленточного электрода из медно-никелевого сплава 70Cu–30Ni (как показала обработка данных) доля электродного металла в ванне достигает 92...94 %, а энтальпия расплава ванны значительно ниже, чем для стали 12Х18Н10, тем более по сравнению со сталью 08кп. При этом степень снижения энтальпии сплава 70Cu–30Ni по сравнению с ее значением для стали 08кп ($\Delta H^i / \Delta H^{ст}$) также коррелирует с уменьшением площади проплавления.

Вывод

При разработке технологии наплавки ленточным электродом, когда состав сварочной ванны в основном определяется составом применяемой ленты, необходимо учитывать влияние теплофизических свойств расплавленного металла ванны на эффективность проплавления.

1. Рябцев И. А. Высокопроизводительная широкослойная наплавка электродными проволоками и лентами / И. А. Рябцев // Автоматическая сварка. – 2005. – № 6. – С. 36–41.
2. Каленский В. К. Особенности и некоторые технологические характеристики процесса электрошлаковой наплавки одной электродной лентой / В. К. Каленский // Автоматическая сварка. – 1999. – № 3. – С. 16–21.
3. Матвиенко В. Н. Оценка формы и размеров сварочной ванны при наплавке комбинированным ленточным электродом / В. Н. Матвиенко, В. А. Мазур, Л. К. Лещинский // Автоматическая сварка. – 2015. – № 9. – С. 30–33.

4. Лаврик В. П. Влияние теплофизических свойств расплава ленточного электрода на характер проплавления металла при широкослойной наплавке / В. П. Лаврик, Л. К. Лещинский, И. И. Пирч // Сварочное производство. – 1985. – № 3. – С. 34–35.
5. Bahrami A. Modeling of transport phenomena in dissimilar welding of 2205 duplex stainless steel to 1018 carbon steel / A. Bahrami, D. K. Aidun // Trends in Welding Research 2012: Pros. of the 9th International conference. – ASM International, Chicago. – P. 916–921.
6. Дмитрик В. В. К эффективности использования расплава сварочной ванны / В. В. Дмитрик, В. В. Шевченко // Автоматическая сварка. – 2001. – № 4. – С. 25–27.
7. Oh Y. K. Low-Dilution Electroslag Cladding for Shipbuilding / Y. K. Oh, J. H. Davletian, S. J. Chen // Welding Journal. – 1990. – № 8. – P. 37–44.
8. Soderstrom E. J. Calorimetric Measurement of Droplet Temperature in GMAW / E. J. Soderstrom, K. M. Scott, P. F. Mendez // Welding Journal. – 2011. – № 4. – P. 77–84.

Поступила в редакцию 28.04.2016

**ВОСЬМАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ
«Математическое моделирование и
информационные технологии в сварке
и родственных процессах»**



Украина, Одесса, отель «Курортный» (www.inkurort.com)
19 – 23 сентября 2016 г.

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

Тематика конференции

Математическое моделирование:

- ♦ процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в сварочных дугах;
- ♦ тепловых, электромагнитных, гидродинамических и массообменных процессов, протекающих при сварке, наплавке и нанесении покрытий;
- ♦ напряженно-деформированного состояния сварных конструкций;
- ♦ кинетики твердофазных превращений в зоне термического влияния;
- ♦ кристаллизации металла сварного шва и образования химической неоднородности;
- ♦ формирования сварного шва, нагрева, плавления и переноса электродного металла;
- ♦ взаимодействия высококонцентрированных источников энергии со свариваемым металлом;

- ♦ влияния внешних воздействий (магнитного поля, модуляции тока, активирующих факторов и др.) на процесс сварки;
- ♦ идентификации дефектов при неразрушающих методах контроля сварных соединений.

Информационные технологии в сварке, наплавке и нанесении покрытий.

- ♦ банки данных «состав – микроструктура – свойства» в зоне термического влияния сварного соединения;
- ♦ базы данных свойств конструкционных материалов и защитных газов;
- ♦ информационно-расчетные системы для выбора сварочных материалов и параметров режимов сварки, наплавки, нанесения покрытий и других родственных процессов.

♦ Рабочие языки конференции — украинский, русский, английский.

♦ Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную карточку и направить ее в Оргкомитет до 24 июня 2016 г. К началу конференции будут изданы тезисы докладов.

Контрольные даты

Подача заявок на участие и тезисов докладов	до 24.06.2016 г.
Рассылка второго информационного сообщения и подтверждение участия	до 12.07.2016 г.
Оплата регистрационного взноса	до 20.09.2016 г.

Оргкомитет

Украина, 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича 11,
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, romanova@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/mmi2016>
www.patonpublishinghouse.com

Тезисы докладов высылаются на электронный адрес:
romanova@paton.kiev.ua или journal@paton.kiev.ua

ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ БАНДАЖИРОВАННЫХ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ НАПЛАВКЕ НА НИЗКОЙ ПОГОННОЙ ЭНЕРГИИ

С. В. ЩЕТИНИН

ГВУЗ «Приазовский гос. техн. ун-т». 87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.
E-mail: schetininSergey2012@yandex.ua

Повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков является актуальной задачей. В работе изучен механизм повышения трещиностойкости наплавленного металла с целью разработки процесса высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии опорных валков. Методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 установлено, что форма электрода и погонная энергия при наплавке значительно влияют на микроискажения кристаллической решетки, которые определяют микронапряжения. Последние приводят к интенсивному образованию и росту трещин, механизм зарождения которых связывают с дислокациями. Установленные закономерности подтверждены при измерении плотности дислокаций, которые измеряли по уширению рентгеновских линий. Минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения и плотность дислокаций обеспечиваются при наплавке проволокой и составным электродом с высокой скоростью и минимальным тепловложением. При повышении скорости наплавки и снижении погонной энергии увеличивается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации жидкого металла сварочной ванны, что обеспечивает измельчение микроструктуры, повышение трещиностойкости наплавленного металла. Предложен процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков, обеспечивающий повышение трещиностойкости и исключение поломок бандажей. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии, микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения, плотность дислокаций, сварочные напряжения, трещиностойкость, бандажированные опорные валки

Опорные валки, которые предотвращают прогиб и поломку рабочих валков, работают в условиях высоких удельных давлений, поэтому наплавка опорных валков не проводилась, особенно бандажированных опорных валков, которые изготавливаются путем посадки бандажа на ось с натягом. В результате в бандаже возникают напряжения, которые могут привести к поломке, поэтому повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков является важной научно-технической проблемой.

Эффективным способом повышения трещиностойкости является высокоскоростная наплавка на низкой погонной энергии, воздействие которой на структуру и свойства наплавленного металла исследовано недостаточно [1–8].

Цель исследований — изучение механизма повышения трещиностойкости наплавленного металла и разработка процесса высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков.

Форма электрода является одним из параметров технологического процесса наплавки, так как дуга, двигаясь по торцу электрода, концентрируется при наплавке проволокой и расконцентрируется при наплавке лентой, в зависимости от

расположения которой она движется вдоль продольной оси или поперек сварочной ванны. Движение дуги определяет тепловложение в ванне и при постоянном режиме наплавки скорость нагрева и охлаждения жидкого металла и околошовной зоны. Это изменяет условия кристаллизации ванны, диффузионные процессы, структурные и фазовые превращения [5, 6] и качество наплавленного металла. Однако влияние формы электрода на качество наплавленного металла исследовано недостаточно [7, 8].

Кроме того, общеизвестно, что при уменьшении погонной энергии вследствие увеличения скорости охлаждения повышается вероятность образования холодных трещин.

Однако Н. Н. Прохоров [5] отмечает, что значительное снижение погонной энергии сварки и соответствующее увеличение скорости охлаждения могут привести к снижению вероятности образования холодных трещин.

Как установлено, форма электрода и погонная энергия значительно влияют на движение дуги, термические циклы и скорость кристаллизации, которая с повышением скорости сварки возрастает: $v_{кр} = \cos \alpha_{св}$ (рис. 1). При наплавке с одинаковой погонной энергией перпендикулярной лентой скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации

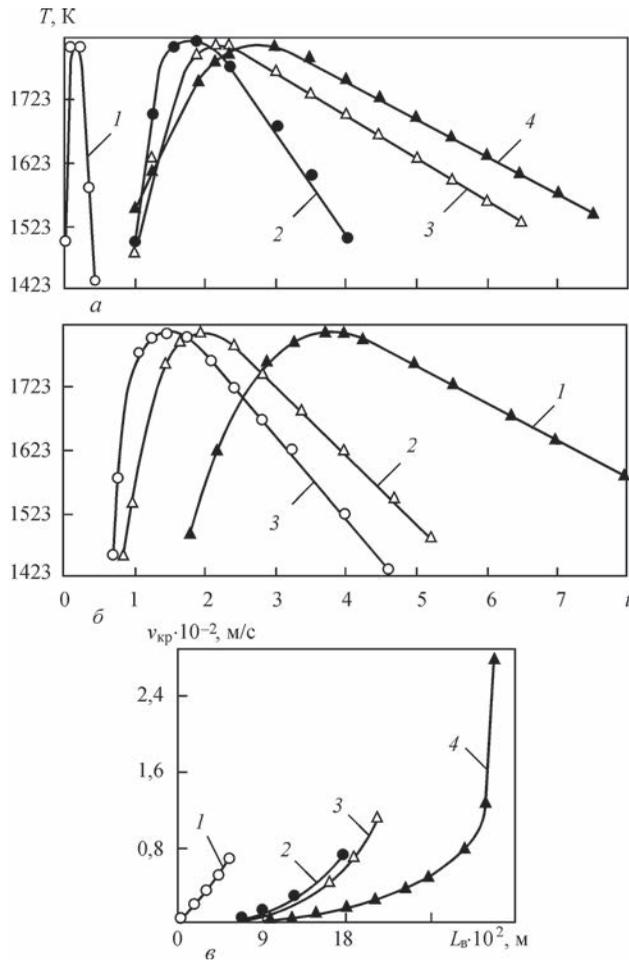


Рис. 1. Закономерность воздействия формы электрода (а, б) на термический цикл (а) и скорость кристаллизации жидкого металла сварочной ванны (б): 1 — перпендикулярная лента; 2 — продольная лента; 3 — проволока; 4 — составной электрод; и погонной энергии (1 — 3,6; 2 — 2,7; 3 — 1,8 МДж/м) на термический цикл (б), при составном электроде

максимальны. При наплавке продольной лентой в результате движения дуги вдоль сварочной ванны увеличивается тепловложение в боковые кромки ванны и снижается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации металла. При наплавке проволочным электродом скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации еще больше снижается вследствие концентрации и повышения эффективности тепловложения. Минимальная скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации обеспечивается при наплавке составным электродом в результате движения дуги по прямолинейным участкам ленты в области боковых кромок ванны. При постоянной погонной энергии скорость охлаждения уменьшается от 300 °/с при наплавке перпендикулярной лентой до 60 °/с при наплавке составным электродом.

С увеличением скорости сварки и уменьшением погонной энергии скорости нагрева и охлаждения возрастают (рис. 2). При этом значительно больше возрастает скорость нагрева — со 157 до 500 °/с. Скорость охлаждения возрастает с 53 до 120 °/с.

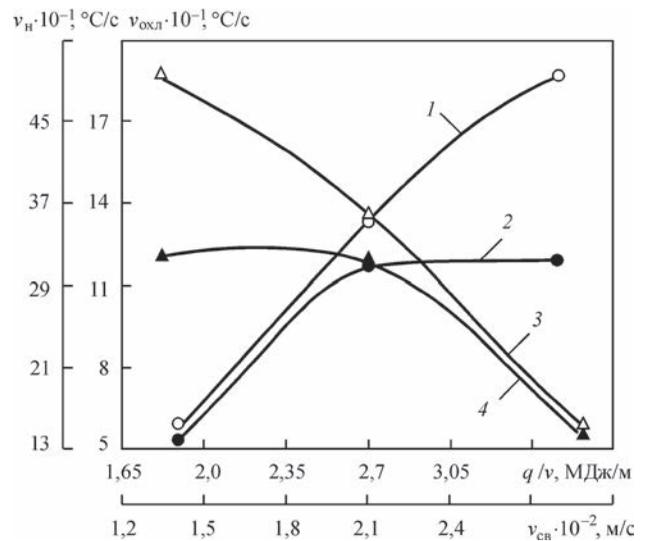


Рис. 2. Зависимость скорости нагрева (1, 3) и охлаждения (2, 4) металла от скорости сварки (1, 2) и погонной энергии (3, 4)

При высокоскоростной наплавке измельчается микроструктура наплавленного металла и околшовной зоны, что является следствием повышения скорости нагрева и охлаждения и увеличения количества центров кристаллизации, которые, располагаясь перед фронтом растущих столбчатых кристаллитов, подавляют их дальнейший рост. При нагреве перлит и феррит превращаются в аустенит. В результате увеличения скорости нагрева зерна аустенита не успевают вырасти и устойчивость аустенита снижается. При охлаждении распад неустойчивого мелкозернистого аустенита происходит в верхнем субкритическом интервале температур с образованием сорбита и перлита, что предотвращает образование трещин.

При повышении скорости сварки и уменьшении погонной энергии вследствие повышения скорости нагрева и охлаждения возрастает скорость кристаллизации (рис. 3), измельчается ми-

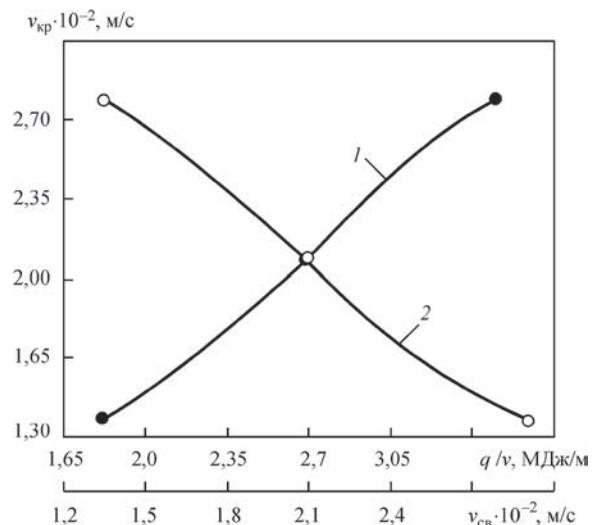


Рис. 3. Зависимость скорости кристаллизации жидкого металла сварочной ванны от скорости сварки (1) и погонной энергии (2)

кросструктура и повышается трещиностойкость наплавленного металла.

Одновременно с измельчением микроструктуры при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии снижаются сварочные напряжения, природа образования которых полностью не установлена.

В результате тепловложения в процессе наплавки металл подвергается воздействию термомодеформационного цикла, который определяет микроискажения кристаллической решетки и микронапряжения. Термомодеформационный цикл приводит к развитию собственных деформаций и микронапряжений в наплавленном металле, которые определяются микроискажениями кристаллической решетки [9]:

$$\sigma = E \frac{\Delta a}{a}, \text{ МПа}, \quad (1)$$

где E — модуль упругости, $19,68 \cdot 10^4$ МПа; $\Delta a/a$ — микроискажения кристаллической решетки.

Микроискажения кристаллической решетки определяли при пятислойной наплавке на пластины размером $(30 \times 300 \times 400) \cdot 10^{-3}$ м проволокой Св 08А диаметром $4 \cdot 10^{-3}$ м, лентой 08кп (таблица) размером $(0,5 \times 45) \cdot 10^{-3}$ м, расположенной в продольном и перпендикулярном направлениях, и составным электродом. Наплавку проводили под керамическим флюсом ЖСН-5 на характерных для каждого способа оптимальных режимах: проволочным электродом — при токе $I = 650 \dots 750$ А, напряжении на дуге $U = 31 \dots 33$ В и скорости наплавки $v_{\text{н}} = (0,56, 0,83 \text{ и } 1,1) \cdot 10^{-2}$ м/с, продольной и перпендикулярной лентой — $I = 450 \dots 550$ А, $U = 29 \dots 31$ В, $v_{\text{н}} = (0,33, 0,5 \text{ и } 0,67) \cdot 10^{-2}$ м/с, составным электродом — $I = 1950 \dots 2050$ А, $U = 29 \dots 31$ В, $v_{\text{н}} = (1,4, 2,1, 2,8) \cdot 10^{-2}$ м/с. Погонная энергия для каждого способа наплавки изменялась в пределах $q_{\text{п}}/v = 1,8, 2,7 \text{ и } 3,6$ МДж/м.

Для регулирования качества наплавленного металла проведены исследования влияния формы электрода и погонной энергии на структурные и фазовые превращения путем измерения микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций, микроструктуры, микротвердости наплавленного металла и околошовной зоны. Исследования величины микроискажений кристаллической решетки проводили методом рентгеноструктурного анализа на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3.

При электродуговой наплавке под действием теплового возбуждения в наплавленном металле возникают вакансии [5], так как энергия активации возникновения вакансий меньше энергии образования межузельных атомов. В зоне возникновения вакансий нарушается статическое

равновесие сил межатомного взаимодействия, что приводит к смещению соседних атомов из их равновесных положений и микроискажениям кристаллической решетки.

Как установлено, форма электрода и погонная энергия значительно влияют на микроискажения кристаллической решетки (рис. 4, а). При наплавке перпендикулярной лентой с низкой скоростью, вследствие большого тепловложения избыточные вакансии пересыщают металл [5], и микроискажения кристаллической решетки максимальны. При наплавке продольной лентой, вследствие уменьшения тепловложения микроискажения кристаллической решетки снижаются. При наплавке проволокой с более высокой скоростью микроискажения кристаллической решетки еще меньше. Минимальные микроискажения кристаллической решетки обеспечиваются при наплавке составным электродом с высокой скоростью и минимальным тепловложением.

Изменение погонной энергии при наплавке лентой, расположенной перпендикулярно и вдоль направления наплавки, не влияет на микроискажения кристаллической решетки вследствие пересыщения металла вакансиями. Повышение скорости наплавки проволочным и составным электродом влияет на микроискажения кристаллической решетки, которые с увеличением скорости наплавки и снижением погонной энергии уменьшаются. Минимальные микроискажения кристаллической решетки обеспечиваются при наплавке составным электродом со скоростью $2,1 \cdot 10^{-2}$ м/с вследствие снижения тепловложения и возникновения вакансий Шоттки.

В соответствии с влиянием формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки, при наплавке перпендикулярной лентой, в наплавленном металле возникают максимальные микронапряжения (рис. 4, б). При наплавке продольной лентой микронапряжения уменьшаются. При наплавке проволочным электродом микронапряжения становятся еще меньше. Наиболее значительно снижаются микронапряжения при наплавке составным электродом на низких погонных энергиях, так как при уменьшении тепловложения и ускоренном охлаждении снижается уровень пластической деформации [10], что предотвращает разрушение.

Микронапряжения приводят к интенсивному образованию и росту трещин [5,6], механизм зарождения которых связывают с дислокациями [11]. Изучение влияния формы электрода и погонной энергии на плотность дислокаций проводили по уширению рентгеновских линий [12]:

$$\rho = 3,46 \cdot 10^{19} \beta_{211}^2, \text{ (рад)} \cdot \text{м}^{-2}. \quad (2)$$

Химический состав наплавочных материалов, мас. % (ГОСТ 2246–80, ГОСТ-503–81, ГОСТ 1050–88)

Материал	C	Mn	Si	Cr	S	P
Проволока Св08А	≤ 0,1	0,35...0,6	≤ 0,03	≤ 0,12	0,025	0,030
Лента 08кп	0,05...0,12	0,25...0,5	≤ 0,03	≤ 0,1		

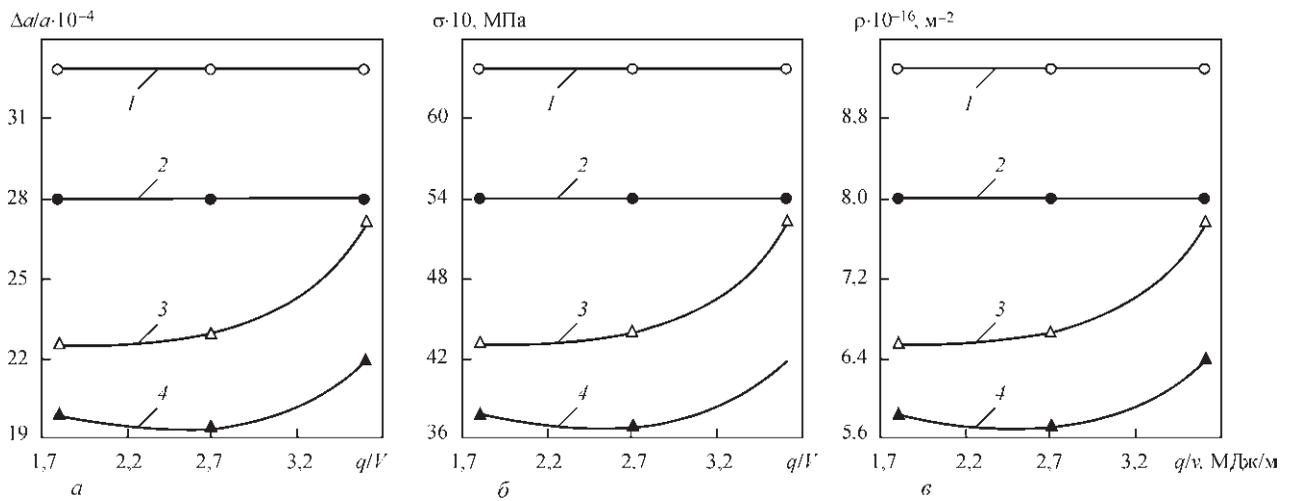


Рис. 4. Закономерность воздействия формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки (а), микронапряжения (б) и плотность дислокаций (в) в наплавленном металле: 1 — перпендикулярная лента; 2 — продольная лента; 3 — проволока; 4 — составной электрод

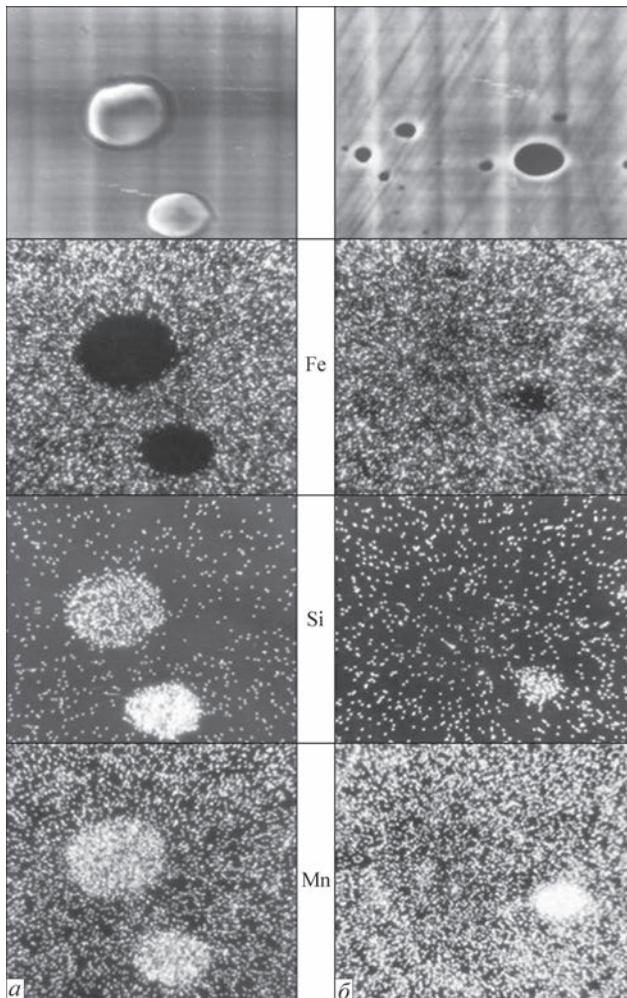


Рис. 5. Неметаллические включения размером более 3 мкм ($\times 1500$ с умен. 1/2 (а), менее микрометра ($\times 4000$ с умен. 1/2 (б), в рентгеновских спектрограммах распределения

В результате установлено, что максимальная плотность дислокаций характерна для наплавки перпендикулярной лентой и уменьшается при наплавке продольной лентой (рис. 4, в). При наплавке проволочным и особенно составным электродом на малых погонных энергиях плотность дислокаций снижается. Это соответствует влиянию формы электрода и погонной энергии на микроискажения кристаллической решетки, так как источником дислокаций являются совокупность вакансий и неметаллические включения.

Для объяснения установленного изменения плотности дислокаций проведена оценка степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями и определение их химического состава.

Оценка степени загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями проводилась на оптическом микроскопе «Vertivol» при увеличении 500 линейным методом. Подсчет индекса загрязненности проводился как отношение суммарной длины включений ко всей длине подсчета, определение химического состава неметаллических включений – методом рентгено-спектрального анализа на растровом электронном микроскопе РЭМ-100У и методом лазерного микроанализатора LMA-10.

Исследования на оптическом микроскопе при увеличении 400, 500 и растровом электронном микроскопе при увеличении 1000 позволили установить, что в наплавленном металле имеются неметаллические включения, которые можно под-

разделить на два вида: единичные сферические светящиеся, размеры которых более 3 мкм (рис. 5, а) и большое количество сферических непрозрачных, размеры которых менее 1 мкм (рис. 5, б).

Степень загрязненности наплавленного металла с повышением скорости наплавки снижается вследствие интенсивных конвективных потоков и скорости движения жидкого металла. Основными неметаллическими включениями являются марганец и кремний (рис. 5). Установленное влияние формы электрода и погонной энергии на степень загрязненности наплавленного металла неметаллическими включениями хорошо согласуется с их действием на плотность дислокаций.

На основании установленной закономерности действия формы электрода и погонной энергии на плотность дислокаций можно сделать вывод, что форма электрода и погонная энергия вследствие влияния на движение дуги, термические циклы и скорость кристаллизации действуют на трещиностойкость наплавленного металла.

Как установлено, при повышении скорости нагрева и охлаждения возрастает дисперсность микроструктуры (рис. 6) и трещиностойкость наплавленного металла. При наплавке продольной лентой микроструктура наплавленного металла крупнозернистая и неоднородная (рис. 6, а). При наплавке перпендикулярной лентой микроструктура незначительно измельчается, оставаясь крупнозернистой (рис. 6, б). Наплавка проволочным и составным электродом приводит к измельчению микроструктуры (рис. 6, в, г), которая представляет собой ферритноцементитную смесь и является мелкодисперсной и однородной.

Аналогично измельчается микроструктура наплавленного металла и околошовной зоны при высокоскоростной наплавке, что является следствием повышения скорости нагрева и охлаждения и увеличения количества центров кристаллизации, которые, располагаясь перед фронтом растущих столбчатых кристаллитов, подавляют их дальнейший рост.

В результате увеличения скорости нагрева зерна аустенита не успевают вырасти и устойчивость аустенита снижается. При охлаждении распад неустойчивого мелкозернистого аустенита происходит в верхнем субкритическом интервале температур с образованием сорбита и перлита, что предотвращает образование трещин. В результате минимальных микроискажений кристаллической решетки, микронапряжений, плотности дислокаций и мелкодисперсной, однородной структуры повышается трещиностойкость.

При электродуговой наплавке бандажированных опорных валков стана 3000 с большой погонной энергией бандаж поломался.

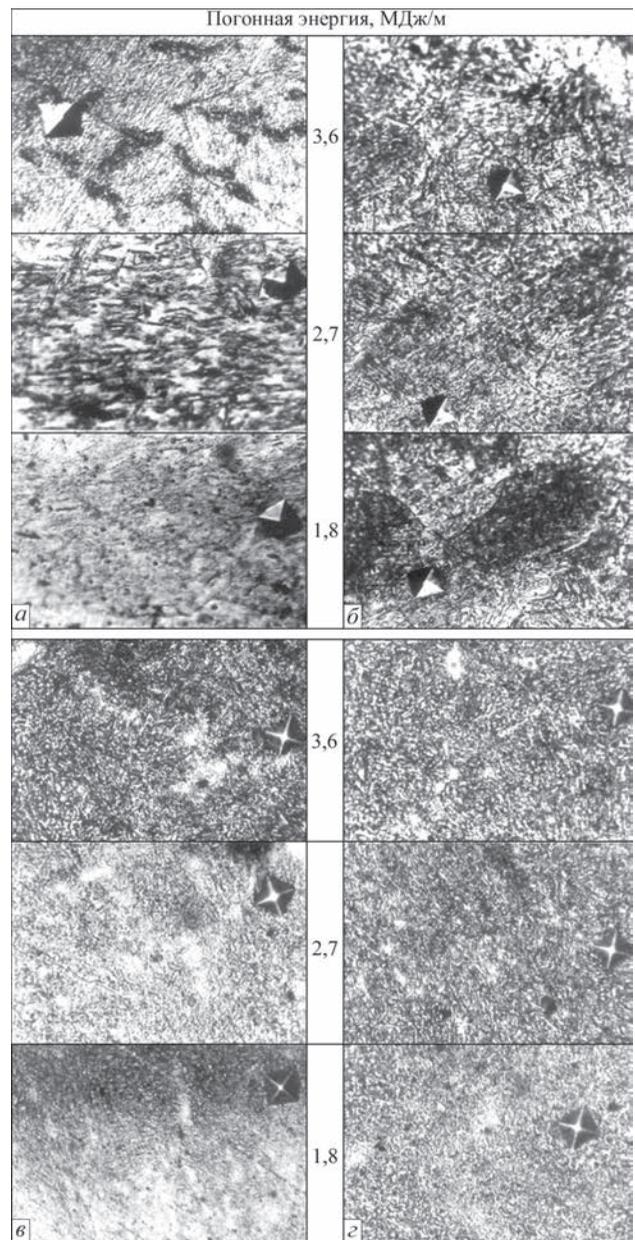


Рис. 6. Микроструктура ($\times 300$) металла, наплавленного продольной (а), перпендикулярной (б) лентой, проволочным (в) и составным (г) электродами с различной погонной энергией

Для повышения трещиностойкости и износостойкости бандажированных опорных валков разработан энергосберегающий способ высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии [13]. Высокоскоростную наплавку бандажированных опорных валков стана 3000, который состоит из оси и бандаж из стали 90ХФ, проводили с предварительным и сопутствующим подогревом до 300...350 °С. В начале наплавливали буферный слой низкоуглеродистой проволокой Св-08Г2С диаметром 5 мм под флюсом АН-60, затем износостойкий слой, наплавку которого проводили порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМС диаметром 3,6 мм под флюсом АН-26П с погонной энергией 1,1 МДж/м на режиме: ток 750...800 А, напряжение на дуге 30...32 В, скорость наплавки

75 м/ч. После наплавки проводили термическую обработку и замедленное охлаждение. При высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков бандаж не поломался, что подтверждает эффективность процесса.

Разработанный энергосберегающий процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков обеспечивает минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения, плотность дислокаций и сварочные напряжения, мелкодисперсную однородную структуру, высокую трещиностойкость и исключение поломок бандажей.

Выводы

1. Установлен механизм повышения трещиностойкости наплавленного металла при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии за счет снижения микроискажений кристаллической решетки, микронапряжений, плотности дислокаций и сварочных напряжений. Минимальные микроискажения кристаллической решетки, микронапряжения и плотность дислокаций обеспечиваются при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии проволокой и составным электродом.

2. При повышении скорости наплавки и снижении погонной энергии увеличивается скорость нагрева, охлаждения и кристаллизации жидкого металла сварочной ванны, что обеспечивает измельчение микроструктуры и повышение трещиностойкости.

3. Разработан процесс высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии бандажированных опорных валков, который обеспечивает

снижение сварочных напряжений, измельчение микроструктуры, повышение трещиностойкости и отсутствие поломок бандажей.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – М.: Металлургия, 1961. – 250 с.
2. Фрумин И. И. Применение дисперсионно-твердеющей стали для наплавки валков обжимного прокатного стана / И. И. Фрумин, А. М. Резницкий // Автоматическая сварка. – 1975. – № 9. – С. 55–57.
3. Рябцев И. А. Наплавка деталей машин и механизмов / И. А. Рябцев. – К.: Екотехнологія, 2004. – 160 с.
4. Тылкин М. А. Повышение долговечности деталей металлургического оборудования / М. А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1975. – 347 с.
5. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металле при сварке / Н. Н. Прохоров. – М.: Металлургия, 1976. – 600 с.
6. Шоршоров М. Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. – М.: Наука, 1972. – 228 с.
7. Савицкий А. М. Влияние скорости сварки и длительности периодического охлаждения на формирование структуры сварных соединений закаляющихся сталей при дуговой сварке с термоциклированием / А. М. Савицкий, М. М. Савицкий, Д. П. Новикова // Автоматическая сварка. – 2004. – № 8. – С. 41–45.
8. Мусияченко В. Ф. Сопrotивляемость образованию холодных трещин тавровых соединений высокопрочной стали при однопроходной сварке в защитном газе / В. Ф. Мусияченко, Л. И. Миходуй, В. Д. Поздняков // Сварочное производство. – 1990. – № 2. – С. 13–15.
9. Горелик С. С. Рентгеноструктурный и электроннооптический анализ / С. С. Горелик, Л. Н. Расторгуев, Ю. А. Скаков. – М.: Металлургия, 1970. – 368 с.
10. Влияние термомодеформационного цикла на технологическую прочность при наплавке бронзы на серый чугун / М. И. Мясин, В. М. Сагалевич, В. Н. Турьгин [и др.] // Сварочное производство. – 1988. – № 3. – С. 10–11.
11. Финкель В. М. Физика разрушения / В. М. Финкель. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
12. Иванов А. Н. Сравнительное определение плотности дислокаций в полукристаллах по ширине рентгеновских линий и электронномикроскопически / А. Н. Иванов, Ю. О. Меженный, А. Е. Остров // Заводская лаборатория. – 1987. – № 2. – С. 43–48.
13. Пат. 65092 Україна, МКВ В 23 К 9/04. Спосіб відновлення і зміцнення циліндричних деталей / В. С. Бойко, С. В. Щетинін, В. В. Кліманчук. – Опубл. 15.03.2004; Бюл. № 3.

Поступила в редакцию 02.02.2016

Колеса для высокоскоростных поездов

В следующем году китайская компания «Masteel» начнет серийное производство колес для высокоскоростных поездов. До сих пор все колеса для таких поездов импортировались в Китай. В настоящее время «Masteel» тестирует два типа колес: для движения со скоростью до 250 и 350 км/ч. Оба типа уже прошли более 200 тыс. км со скоростью, превышающей 300 км/ч. Все тестовые прогоны составляют 600 тыс. км. Компания объявила, что введение колес местного производства приведет к существенному снижению цен на них не только на китайском рынке, но и на экспорт, который входит в планы «Masteel». В течение первых четырех месяцев текущего года компания продала 32400 т железнодорожных колес.

В конце этого года, как ожидается, начнется тестирование первой оси для высокоскоростных поездов, которые также намеревается производить «Masteel». По данным China Daily строительство первого завода, который должен ежегодно производить 40 000 осей для разных типов поездов, началось в апреле.



<http://www.azovpromstal.com/news/one/>

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. А. ЗАДЕРИЙ, И. С. ГАХ, О. П. КАРАСЕВСКАЯ

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

²Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины. 03680, г. Киев-142, б-р Академика Вернадского, 36.
E-mail: Karas@imp.kiev.ua

На основе исследований особенностей температурно-скоростных параметров кристаллизации металла сварочной ванны при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов установлены особенности их влияния на обеспечение монокристаллической структуры. Исследования выполняли на монокристаллических образцах промышленного жаропрочного никелевого сплава ЖС26 с использованием методов термометрии расплава жидкой ванны в процессе кристаллизации металла шва при остывании. Структуры изучали с привлечением методов микрорентгеноспектрального анализа, оптической и электронной металлографии, рентгеновской дифрактометрии. Предложена расчетно-экспериментальная методика определения температурно-скоростных параметров кристаллизации металла шва, показан характер их изменения по фронту кристаллизации сварочной ванны и установлена взаимосвязь с режимами сварки. Определен диапазон значений параметров, при которых имеет место образование в шве зерен случайной кристаллографической ориентации. Показана возможность управления структурным совершенством металла шва за счет оптимизации температурно-скоростных параметров кристаллизации. Библиогр. 24, рис. 10, табл. 4

Ключевые слова: монокристалл, жаропрочный никелевый сплав, температурно-скоростные условия, температурный градиент, кристаллографическая ориентация, сварной шов, ориентация преимущественного роста кристалла, направление максимального температурного градиента, зерна случайной ориентации

Одним из основных факторов, определяющих эксплуатационные характеристики монокристаллов таких жаропрочных никелевых сплавов (ЖНС), как жаропрочность, пластичность, сопротивление усталости и др. [1–11] является степень совершенства структуры. Качество монокристаллической структуры определяется следующими кристаллографическими и структурными показателями: кристаллографической ориентацией и степенью разориентации элементов структуры, параметрами структурных составляющих, отсутствием зерен с отличающейся кристаллографической ориентацией от исходного металла.

В работах показано [12–15], что показателями совершенства структуры сварных соединений монокристаллов ЖНС являются:

- ориентационная согласованность кристаллографической структуры металла шва, зоны термического влияния и основного металла (с отклонением не более 5°);

- отсутствие зерен случайной кристаллографической ориентации в металле шва, которые считаются основным дефектом монокристаллов.

Получение таких швов (рис. 1, 2) возможно при выполнении следующих условий:

- поверхность сплавления и направление сварки не должны отклоняться от кристаллографической ориентации (001) более чем на 3°;

- отклонение направления максимального температурного градиента от кристаллографической ориентации преимущественного роста <100> по фронту кристаллизации сварочной ванны не более 15°.

Технологически обеспечение выполнения первого условия осуществляется за счет кристаллографически ориентированной подготовки элементов сварного соединения, второго – управлением формой сварочной ванны на стадии ее кристаллизации. Наиболее благоприятные исходные

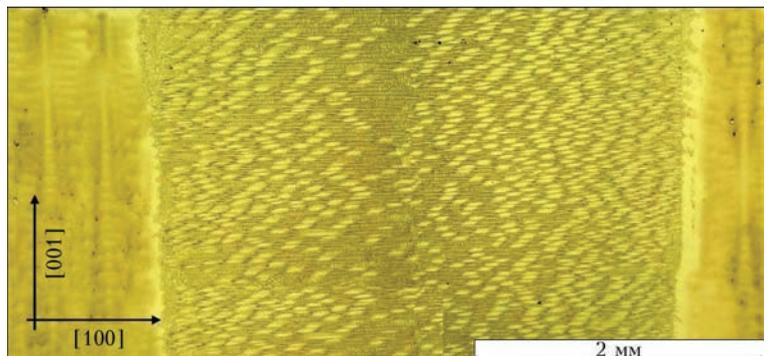


Рис. 1. Микроструктура монокристаллического сварного соединения сплава ЖС32, полученного при управлении ориентационными параметрами кристаллизации металла шва

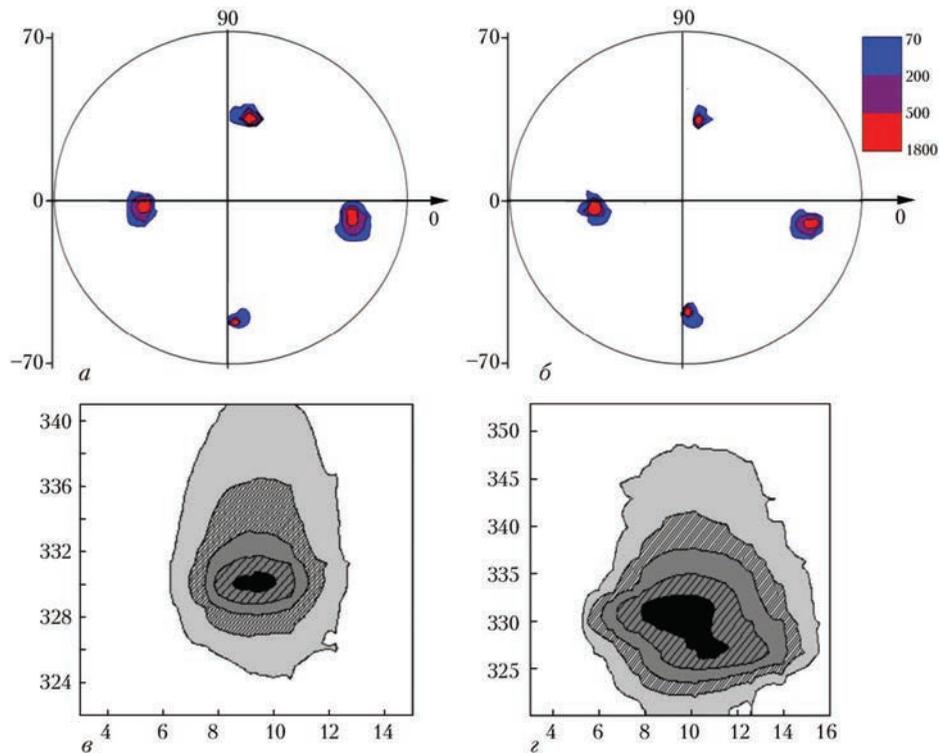


Рис. 2. Полусные фигуры $\{220\}$ (*a, б*) и распределение $I_{q\perp}$ отражения (200) (*в, з*) в различных зонах сварного соединения, полученного при управлении ориентационными параметрами кристаллизации металла шва: *a, в* — основной металл; *б, з* — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

ориентационные условия получения швов с совершенной монокристаллической структурой обеспечиваются при совпадении кромок стыка с кристаллографической плоскостью $\{001\}$ (рис. 1) — симметричное строение соединения. На практике такие исходные условия не всегда могут быть обеспечены, например, при ремонтных операциях либо сварке конструкций сложной формы, а также при выполнении многопроходных швов.

В соединениях с исходной ориентацией поверхности сплавления, близкой к $\{111\}$, в металле шва может возникать до 80 % зерен случайной ориентации. При неблагоприятной геометрии сварочной ванны в соединениях с симметричным кристаллографическим строением процент зерен может составлять 4...10 %. Поэтому получение сварных швов, отвечающих изложенным выше критериям качества на монокристаллах несимметричной кристаллографической ориентации затруднительно. Для ее решения исходили из известного положения теории кристаллизации, а именно, что качество ростовых монокристаллов определяется главным образом кристаллографией исходной заготовки (затравки) и температурно-скоростными условиями кристаллизации. Известно [8–11], что оптимальные параметры структуры в ростовых монокристаллах литейных ЖНС достигаются при выполнении температурно-скоростных и ориентационных условий направленной кристаллизации, главные из которых оцениваются величиной и направлением макси-

мального температурного градиента G по фронту кристаллизации, скоростью кристаллизации R , их соотношением G/R и кристаллографической ориентацией «стартовой» затравки.

При выращивании монокристаллов данные параметры определяют кинетику кристаллизации на фронте затвердевания и оказывают доминирующее влияние на формирование структурных и кристаллографических параметров монокристаллической отливки (степень совершенства монокристаллической структуры, дисперсность дендритной структуры, морфологию и размер вторых фаз). Отношение G/R определяет тип, совершенство структуры и склонность к образованию зерен случайной ориентации (ЗСО), а произведение $G \times R$ — дисперсность структурных составляющих. При выращивании монокристаллов ЖНС оптимальные величины указанных факторов установлены и достигаются за счет конструктивных особенностей оборудования и технологических параметров жидкометаллического охладителя, нагревателя и самого процесса.

При сварке такая оптимизация возможна за счет выбора распределения мощности источника нагрева, а также скорости и схемы процесса формирования сварного соединения. Но если при выращивании монокристаллов закономерности влияния технологических параметров на величину изменения указанных выше температурно-скоростных условий формирования хорошо изучены [8–11], то такие данные при сварке в ли-

температурных источниках крайне ограничены, особенно для обоснования рекомендаций по управлению формированием структурой металла сварных швов. Такое положение объясняется в основном методическими трудностями, связанными со скоротечностью и неравновесностью процесса кристаллизации ванны, малым объемом и временем ее существования, высоким уровнем и градиентом температур, переменной скоростью и направлением роста кристаллитов по фронту сварочной ванны. В малочисленных публикациях приводятся только интегральные значения уровня температурного градиента и средняя скорость кристаллизации [16–19]. При этом результаты получены преимущественно расчетным методом, не раскрыта связь теплофизических факторов (**G**, **R**) кристаллизации с кристаллографическими и структурными параметрами металла шва и технологическими условиями формирования соединения.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния температурно-скоростных и ориентационных условий кристаллизации металла сварочной ванны на совершенство монокристаллической структуры, склонность к образованию ЗСО, параметров структуры металла шва, определение диапазона значений температурно-скоростных условий образования ЗСО при ЭЛС промышленных жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической структурой.

Для изучения кинетики температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации при формировании структуры металла шва была разработана специальная методика с использованием локальной термометрии расплава жидкой ванны и металла шва при ЭЛС. Предложенные конструкция образца и схема эксперимента (рис. 3, 4) позволяют оценивать температурные параметры в определенно выбранной области сварочной ванны с тем, чтобы установить взаимосвязь с характеристиками структуры металла шва для данного участка.

Исследования выполняли на образцах промышленного ЖНС с монокристаллической структурой ЖС26 и ЖС32 (табл. 1) толщиной 2,5 мм. Эксперименты по сварке проводили в диапазоне скоростей 12...90 м/ч. Значения других параметров режима выбирали исходя из условий полного

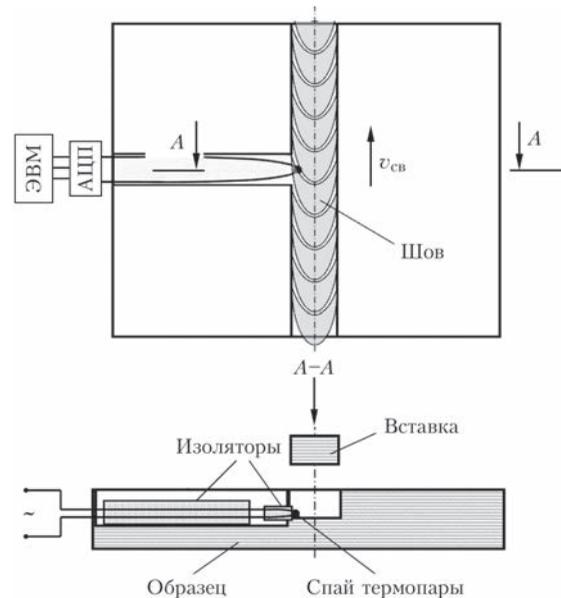


Рис. 3. Схема термометрии процесса кристаллизации металла шва и конструкция образца

провара и формирования швов с параллельными поверхностями сплавления.

Использовали термопары W–Re₅–W–Re₂₀ диаметром 0,2 мм. Спай термопары диаметром до 0,8 мм, выполненный ЭЛС, покрывали порошком окиси алюминия со связующим веществом. Это обеспечивало получение тонкого диэлектрического слоя, исключающего шунтирование сигнала и не оказывающего влияния на точность измерения и инерционность термопары. Для записи экспериментальных данных использовался комплект оборудования, который включал аналогово-цифровой преобразователь ЕР-9018Р, соответствующее программное обеспечение и ЭВМ. Регистрацию показателей термопар проводили с частотой 10 Гц.

В результате обработки полученных термокинетических кривых оценивали основные параметры термического цикла сварки — максимальную температуру, время существования расплава сварочной ванны и нахождения металла шва в определенном температурном интервале, скорость его нагрева и охлаждения. Исследование структурных изменений в зависимости от температурно-временных условий формирования шва проводили на микрошлифах сварных соединений с использованием методов микрорентгеноспектрального анализа, металлографии и рентгеновской дифрактометрии.

Таблица 1. Химический состав исследуемых ЖНС [11]

Сплав	Средние значения, мас. %											
	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al	Nb	V	Re	Ta	B
ЖС26	0,15	5,0	9,0	5...15	0,5...5,0	0,2...4	4,5...8,0	1,6	1,0	–	–	0,01...0,30
ЖС32	0,15	5,0	9,3	2...10	0,5...5,0	–	4,5...8,0	1,5...5,0	–	4,0	4,0	0,01...0,30

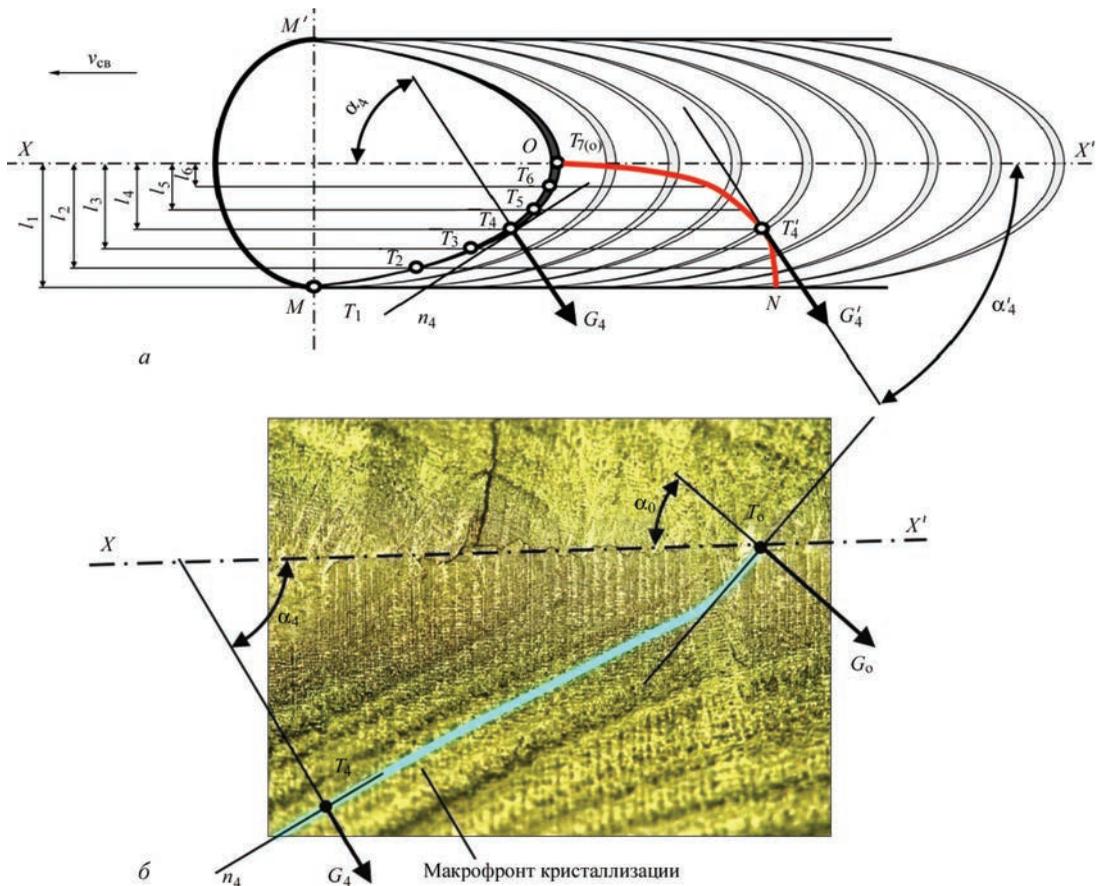


Рис. 4. Схема сварочной ванны (а) для оценки угла α отклонения направления максимального температурного градиента \mathbf{G} по макрофронт кристаллизации МОМ' сварочной ванны (б); ON — кривая изменения направления максимального температурного градиента на макрофронте кристаллизации по сечению шва (XX' — ось шва)

Оценивали следующие показатели структуры швов: междендритное расстояние λ ; дисперсность и морфологию γ' -фазы, эвтектических составляющих γ - γ' -фаз и карбидных выделений; плотность и распределение дислокаций; наличие и характер ЗСО.

Скорость кристаллизации \mathbf{R} и характер ее изменения по фронту сварочной ванны МО, согласно представленной на рис. 3 схеме оценивали с шагом 0,2...0,3 мм с применением известной зависимости [18]:

$$\mathbf{R} = v_{\text{св}} \cos \alpha, \quad (1)$$

где \mathbf{R} — скорость кристаллизации; $v_{\text{св}}$ — скорость сварки; α — угол между направлением максимального температурного градиента и осью шва (рис. 4).

Температурный градиент \mathbf{G} по фронту кристаллизации определяли исходя из соотношения Бруди–Флемингса:

$$\lambda = A \mathbf{G}^m \mathbf{R}^n, \quad (2)$$

где λ — величина междендритного расстояния, коэффициент A пропорционален интервалу кристаллизации ΔT , а показатели степени при $m = n = 0,32$ отражают расстояние между осями дендритов I-го порядка λ для ЖНС [5, 11]. Данное соотношение при предварительном определении скорости кристаллизации и коэффициента A позволяет

оценить температурный градиент \mathbf{G} по фронту кристаллизации и установить связь между температурно-скоростными условиями и структурным совершенством формирующегося металла шва, с одной стороны, и технологическими параметрами режима сварки, с другой.

Значение коэффициента A для исследованного диапазона режимов ЭЛС определяли расчетно-экспериментальным методом согласно зависимости (2). При этом скорость охлаждения $\mathbf{G} \times \mathbf{R}$ определяли через тангенс угла наклона линейного участка термограммы вблизи точки перегиба T_{L-S} , а замер междендритного расстояния λ проводили на шлифах в месте расположения термпары.

Микроструктура металла швов, полученных на монокристаллических образцах при полном проплавлении с ориентацией поверхности сплавления, далекой от высокой симметрии $\{110\}$, $\{115\}$ и $\{111\}$, характеризуется во всех случаях дендритной формой фазовых составляющих. Отмечается наличие как объемов материала с наследуемой ориентацией исходного монокристалла, так и зерен случайной ориентации (рис. 5). Анализ параметров дисперсности дендритной структуры металла швов в диапазоне скоростей сварки 12...90 м/ч показал, что при ЭЛС обеспечивается высокая скорость отвода тепла от фронта кристал-

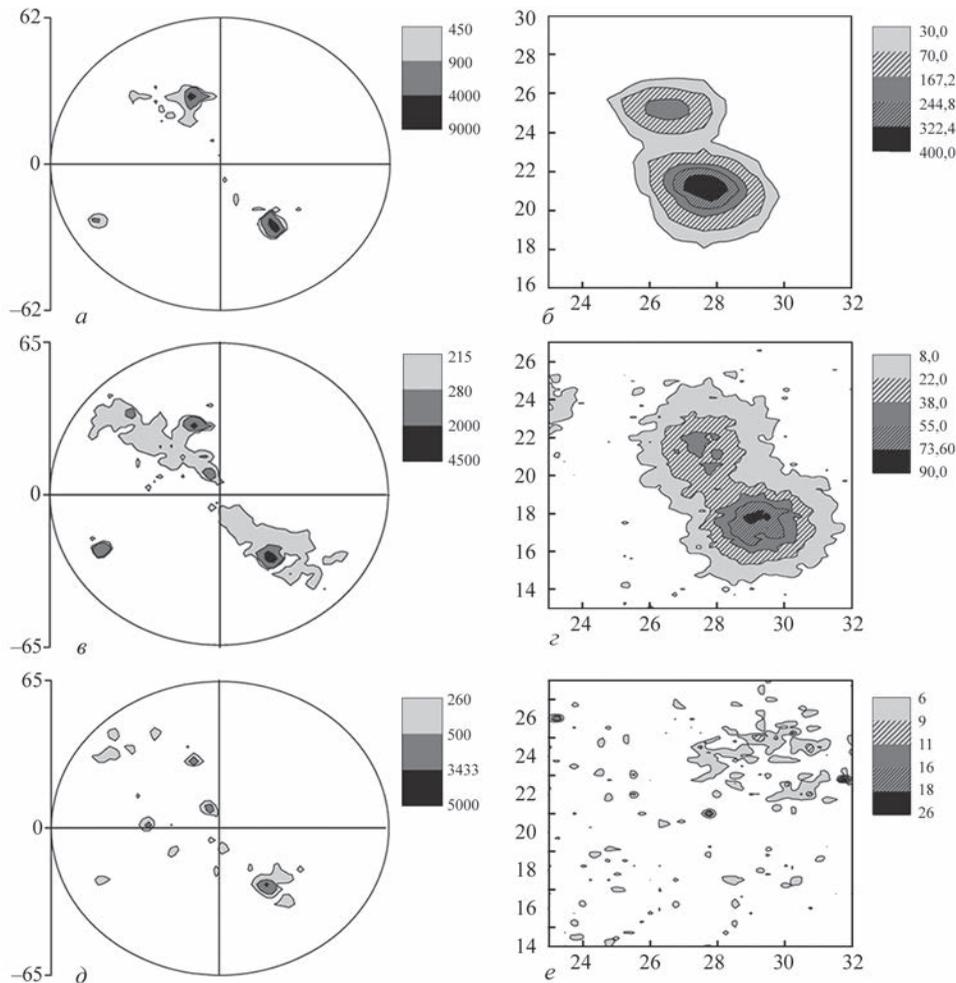


Рис. 5. Полусные фигуры {220} и распределение $I_{q_{\perp}}$ отражения (022) в различных зонах сварного соединения несимметричной кристаллографической ориентации: а, б — основного металла; в, з — шов у линии сплавления; д, е — ось шва

лизации (рис. 6) и создаются условия для формирования высокодисперсной ячеисто-дендритной структуры. Минимальные значения $\lambda = 3 \dots 12$ мкм в зависимости от режима сварки наблюдается в зоне сплавления, где имеет место максимальный температурный градиент. При приближении к оси шва величина λ возрастает до значений $\lambda = 25 \dots 55$ мкм, что соответствует снижению скорости охлаждения $G \times R$ (табл. 2). Особенностью структуры металла сварных швов является наличие узкой зоны у линии сплавления (ЛС), которая характеризуется четким наследованием кристаллографической ориентации основного металла, что подтверждается результатами рентгенографических (см. рис. 5) и металлографических (рис. 7) исследований. Данная зона представляет собой участок эпитаксиального роста шириной

0,1...0,5 мм, в котором отсутствуют зерна случайной ориентации (см. рис. 5, в, з). Распределение интенсивности рентгеновского отражения $I_{q_{\perp}}$ относительно плавное, близкое к исходному металлу. Изоинтенсивные линии имеют вид плавных эллипсоподобных кривых (см. рис. 5, з), что отвечает монокристаллическому состоянию металла с равномерным распределением краевых дислокаций [20–24].

Наличие такой зоны с четким наследованием исходной кристаллографической ориентации указывает на возможность формирования моно-

Таблица 2. Зависимость параметров дендритной структуры λ сплава ЖС26 от скорости ЭЛС

$v_{св}$, м/ч	λ металла шва у ЛС, мкм	λ металла шва по его оси, мкм
90	3,4	33,3
53	3,3	25,0
17	12,5	56,3

Примечание. Основной металл $\lambda = 200 \dots 230$ мкм.

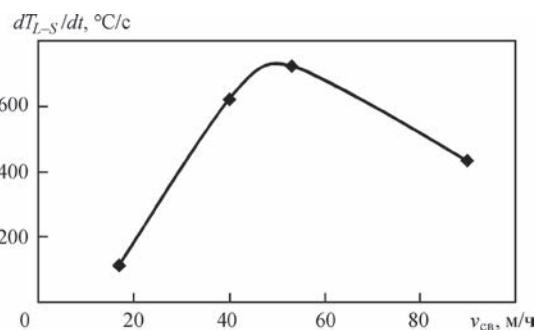


Рис. 6. Зависимость темпа охлаждения по фронту кристаллизации от скорости ЭЛС сплава ЖС26 толщиной 2,5 мм

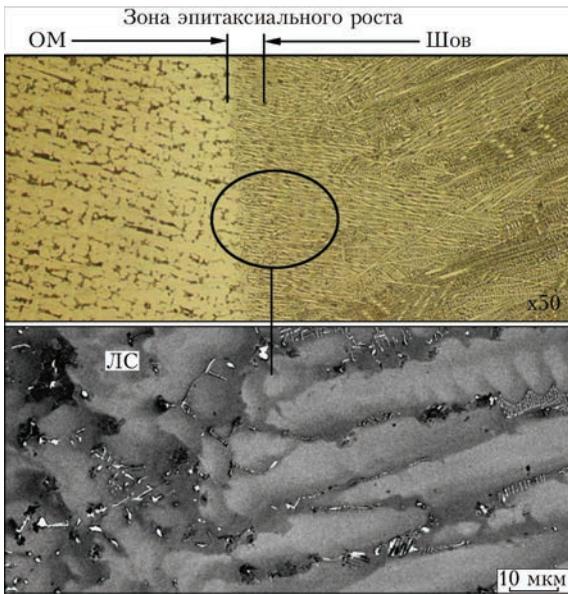


Рис. 7. Микроструктура металла соединения сплава ЖС26 несимметричной кристаллографической ориентации (ЛС — линия сплавления; ОМ — основной металл)

кристаллического шва в любых ориентационных условиях.

Полученные экспериментальные результаты (рис. 8) подтверждают известное теоретическое положение [18], что термические условия по фронту кристаллизации по мере прорастания дендритов от линии сплавления к оси шва изменяются. Температурный градиент G имеет максимальные значения у линии сплавления и уменьшается к оси шва, а скорость кристаллизации R при этом изменяется от минимальной — у границы сплавления, до максимальной — у оси шва. При таких термических условиях кристаллизации металла шва в узкой зоне у линии сплавления обеспечивается высокая устойчивость направленного роста дендритов и максимальное до $\lambda \sim 3$ мкм измельчение дендритной структуры.

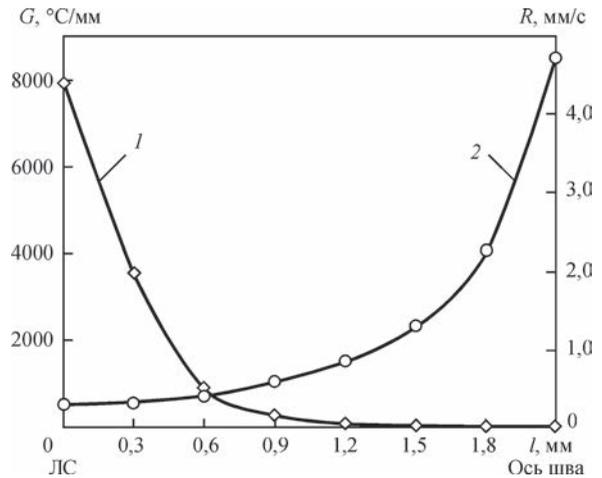


Рис. 8. Изменение температурно-скоростных условий направленной кристаллизации по фронту затвердевания сварочной ванны при скорости сварки 17 м/ч: 1 — величина максимального температурного градиента G ; 2 — скорость роста кристаллита R

В результате измельчения структурных составляющих монокристаллов при оптимизации параметров ЭЛС значительно снижается структурная и ликвационная неоднородность [11], а главное — повышается устойчивость направленной кристаллизации по фронту роста кристаллов. Анализ результатов исследований структуры и температурно-временных и ориентационных параметров кристаллизации на разных участках фронта затвердевания (табл. 3) позволяет сделать вывод, что нарушение совершенства монокристаллического строения, которое чаще всего проявляется в образовании зерен случайной ориентации, происходит на участках, где величина отношения G/R ниже допустимого уровня, который зависит от величины углового отклонения направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$ по фронту кристаллизации (табл. 4).

Таблица 3. Температурно-скоростные параметры кристаллизации металла шва по фронту затвердевания сварочной ванны при скорости сварки 53 м/ч, полученные расчетно-экспериментальным путем

Номер точки	l , мм	R , мм/с	G , °C/мм	$G \times R$, °C/с	G/R , с·°C/мм ²
1	ЛС	1,28	139074	178015	108652
2	ЛС +0,3	2,0	48828	97656	24414
3	ЛС +0,6	2,6	591	1537	227
4	ЛС +0,9	3,3	219	722	66
5	ЛС +1,2	3,8	161	612	42
6	ЛС +1,5	4,5	97	437	22
7	ЛС + 1,8 (ось шва)	11,09	29	321	2,6

Примечание. l — расстояние от линии сплавления.

Таблица 4. Допустимые отклонения ϕ направления максимального температурного градиента G от ориентации преимущественного роста кристалла $\langle 001 \rangle$ по фронту затвердевания сварочной ванны в зависимости от величины G/R

ϕ , град	0...5	10...15	20	25	30	35	40...45
G/R , с·°C/мм ²	0,2...0,23	1,2...1,5	230	1500	$19 \cdot 10^3$	$25 \cdot 10^3$	$(62...68) \cdot 10^3$

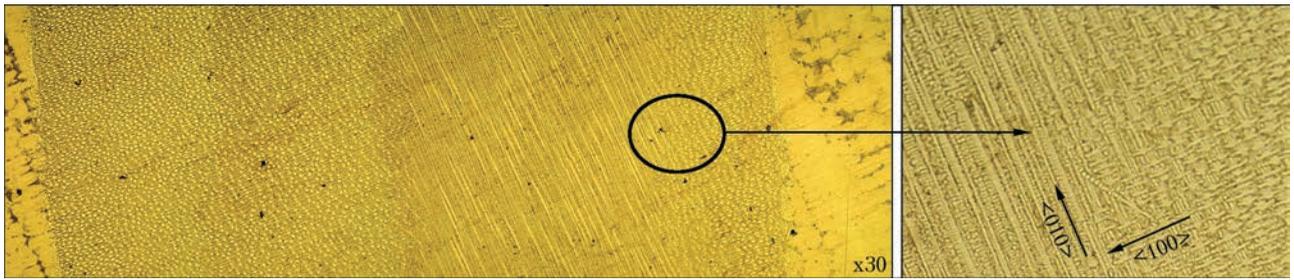


Рис. 9. Микроструктура металла шва с исходной несимметричной кристаллографической ориентацией сварного соединения, выполненного с управлением температурно-скоростными параметрами кристаллизации сварочной ванны

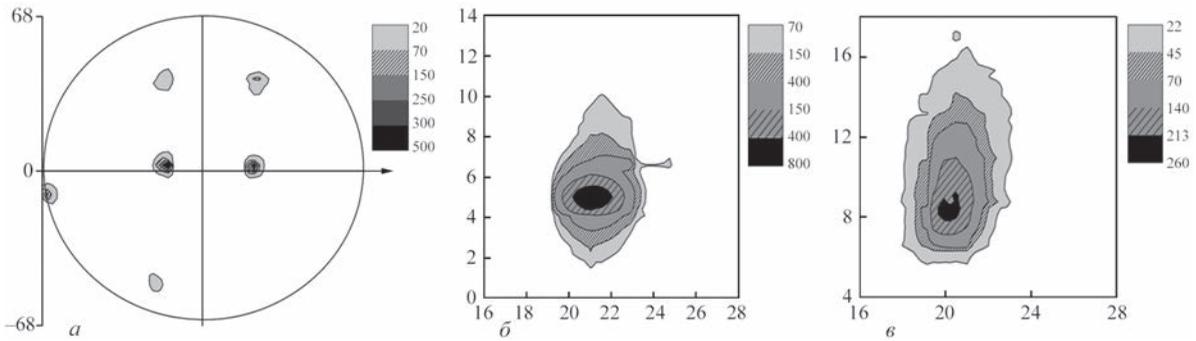


Рис. 10. Полусные фигуры $\{311\}$ свариваемого металла (а) и распределение Iq_{\perp} отражения (311) (б, в) в различных зонах сварного соединения несимметричной кристаллографической ориентации, выполненного с управлением температурно-скоростными параметрами кристаллизации сварочной ванны: б — основной металл; в — металл шва (численные значения по осям даны в градусах)

В рассмотренном диапазоне режимов сварки и толщин оптимальной скоростью можно считать 40...50 м/ч, при которых обеспечивается бездефектное формирование шва со сквозным проплавлением и поверхностями сплавления, близкими к параллельным. Некоторое несовпадение с общепринятым представлением о влиянии скорости сварки на формирование шва и его структуру можно объяснить характером распределения тепловложения, которое имеет место при таком проваре между расплавом сварочной ванны, зоной термического влияния и выносимой из канала проплавления энергией. При достижении температурно-скоростных параметров кристаллизации порядка $G/R = 65 \cdot 10^3 \text{ с} \cdot \text{°C}/\text{мм}^2$ значительно расширяется допустимый ориентационный диапазон и обеспечиваются условия для направленной кристаллизации металла шва при больших углах отклонения $\varphi \geq 45^\circ$ направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 001 \rangle$ по фронту затвердевания ванны.

Очевидно, при таких температурно-скоростных условиях зона концентрационного переохлаждения перед фронтом кристаллизации сужается до уровня, при котором термомеханические флуктуации не могут привести к зарождению новых центров кристаллизации [5]. Следует отметить, что результаты, представленные на рис. 8 и табл. 3, приводятся в качестве иллюстрации реализации предложенного методического подхода.

В работе исследования были выполнены на образцах разных кристаллографических ориентаций, режимов и условий сварки, по результатам которых получены выводы. На рис. 9, 10 показан один из результатов такого подхода. При сварке кристаллографически несимметричных образцов (рис. 10, а) сформирован шов с совершенной монокристаллической структурой (рис. 9, 10, в). Наблюдается только смена кристаллографического индекса ориентации металла шва с $\langle 001 \rangle$ на $\langle 010 \rangle$ в высокоградиентной зоне эпитаксиального роста. При этом зерна не образовались и в целом сформировался шов с монокристаллической структурой.

Таким образом показано, что за счет оптимизации температурно-скоростных параметров кристаллизации металла сварочной ванны посредством выбора режимов сварки возможно получение сварных соединений с совершенной монокристаллической структурой при большом ($\varphi \sim 45^\circ$) отклонении направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$. Такой подход позволит разработать и освоить в промышленности технологии сварки и ремонта монокристаллических изделий сложной формы.

Выводы

1. Предложена расчетно-экспериментальная методика оценки температурно-скоростных параметров кристаллизации по фронту затвердевания сварочной ванны при электронно-лучевой сварке.

2. Определен диапазон температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации сварочной ванны сплава ЖС26, при которых обеспечивается высокое совершенство монокристаллической структуры металла шва и отсутствие зерен случайной ориентации. Так, при отклонении ϕ направления максимального температурного градиента от ориентации преимущественного роста $\langle 100 \rangle$ порядка 5° направленная кристаллизация металла шва сохраняется при значениях $G/R \geq 0,2...0,23 \text{ c}^\circ\text{C}/\text{мм}^2$, а при отклонении $\phi \sim 45^\circ$ — $G/R \geq 62...68 \cdot 10^3 \text{ c}^\circ\text{C}/\text{мм}^2$.

3. Показана возможность управления формированием структурой металла шва при электронно-лучевой сварке монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов посредством оптимизации температурно-скоростных параметров процесса кристаллизации металла сварочной ванны, что позволяет получать соединения с совершенной монокристаллической структурой на конструкциях с кристаллографически ассиметричным строением соединения.

1. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических систем и промышленных энергоустановок; под ред. Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель; пер. с англ. [Кн. I]; под ред. Р. Е. Шалина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
2. Erickson G. L. DS and SX superalloys for industrial gas turbines / G. L. Erickson, K. Harris // Materials for Advanced Power Engineering Part II. Proc. of a Conf. Belgium, 3–6 okt. 1994. — Kluwer Academic Publishers, 1994. — P. 1055–1074.
3. Erickson G. L. A new third generation single crystal, casting superalloy / G. L. Erickson // Journal of Metals. — 1995. — 47, № 4. — P. 36–39.
4. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина. Научно-технический сборник к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина; под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
5. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов [и др.] — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
6. Строганов Г. Б. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин / Г. Б. Строганов, В. М. Чепкин. — М.: ОНТИ МАТИ, 2000. — С. 63–65.
7. Shah D. M. The Effect of Orientation, Temperature and Gamma Prime Size on the Yield Strength of a Single Crystal Nickel Base Superalloy / D. M. Shah, D. N. Duhl; In Superalloys 1984; ed. M. Gell et al. // The Metallurgical Society of AIME. — P. 105–114.
8. Строганов Г. Б. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин / Г. Б. Строганов, В. М. Чепкин. — М.: ОНТИ МАТИ, 2000. — 128 с.
9. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / С. Т. Кишкин, Г. Б. Строганов, А. В. Логунов. — М.: МИСИС, 2001. — 126 с.
10. Dong H. B. Simulation of equiaxed growth ahead of a advancing columnar front in directionally solidified Ni-base superalloys / H. B. Dong, X. L. Yang, P. D. Lee // Journal of materials science. — 2004. — 39. — P. 7207–7212.
11. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. — М.: МИСИС, 2001. — 632 с.
12. Влияние геометрии сварочной ванны на структуру металла швов монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, И. С. Гах, Б. А. Задерий [и др.] // Автоматическая сварка. — 2013. — № 5. — С. 46–51.
13. О природе зерен случайной ориентации в сварных швах монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, И. С. Гах [и др.] // Металлофизика и новейшие технологии. — 2013. — 35, № 10. — С. 1347–1357.
14. Склонность к образованию трещин и структурные изменения при ЭЛС монокристаллов жаропрочных никелевых суперсплавов / К. А. Ющенко, Б. А. Задерий, Е. П. Полищук [и др.] // Автоматическая сварка. — 2008 — № 2. — С. 10–19.
15. Гах І. С. Фізико-технологічні особливості електронно-променевого зварювання високонікелевих жароміцних сплавів з монокристалічною структурою: автореферат дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.03.06 «Зварювання та споріднені процеси і технології» / І. С. Гах. — Київ: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, 2011 р. — 20 с.
16. Рабкин Д. М. Дуговая сварка алюминия и его сплавов / Д. М. Рабкин, В. Г. Игнатъев, И. В. Довбищенко. — М.: Машиностроение, 1982. — 95 с.
17. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке / Н. Н. Рыкалин. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
18. Теоретические основы сварки / В. В. Фролов, В. А. Винокуров, В. Н. Волченко [и др.]; под ред. В. В. Фролова. — М.: Высшая школа, 1988. — 559 с.
19. Оценка температуры в канале проплавления при ЭЛС разнородных металлов / Е. С. Соломатова, Д. Н. Трушников, В. Я. Беленький [и др.] // Современные проблемы науки и образования. — 2014. — № 2. — С. 21–26.
20. Панин В. Е. Структурные уровни деформации твердых тел / В. Е. Панин, В. А. Лихачев, Ю. В. Гриняев. — Новосибирск: Наука, 1985. — 226 с.
21. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации / В. А. Лихачев, В. Е. Панин, Е. Э. Засимчук [и др.]; отв. ред. В. В. Немошкленко; АН УССР, Ин-т металлофизики. — К.: Наукова думка, 1989. — 319 с.
22. Малыгин Г. А. Самоорганизация дислокаций и локализация скольжения в пластически деформируемых кристаллах / Г. А. Малыгин // Физика твердого тела. — 1995. — Т. 37. — Вып. 1. — С. 3–42.
23. Сарафанов Г. Ф. К теории образования неоднородных дислокационных структур / Г. Ф. Сарафанов // Физика металлов и металловедение. — 1998. — Т. 85. — Вып. 3. — С. 46–53.
24. Конева Н. А. Физическая природа стадийности пластической деформации / Н. А. Конева, Э. В. Козлов. — Известия вузов. Физика. — 1990. — № 2. — С. 89–106.

Поступила в редакцию 17.05.2016

ExpoWELDING 2016

18–20 октября 2016 г.

г. Сосновице, Польша

Экспо Силезия и Институт сварки Польши
проводят очередную сварочную выставку ExpoWELDING 2016

<http://exposilesia.pl>

ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ С АУСТЕНИТНЫМ АЗОТСОДЕРЖАЩИМ МЕТАЛЛОМ ШВА*

В. П. ЕЛАГИН, В. Н. ЛИПОДАЕВ, Г. Н. ГОРДАНЬ

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

Рассмотрены особенности развития при высокотемпературном нагреве структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления аустенитного шва с перлитной сталью. Показано, что одним из факторов влияния высокого содержания никеля в шве и низкой погонной энергии сварки на снижение ширины ферритной прослойки является уменьшение перегрева и деградации карбидов в металле ЗТВ. Однако эти изменения не предотвращают пленочные выделения карбидов и охрупчивание металла между зоной сплавления и ЗТВ. Легирование аустенитного металла шва азотом, образование более стабильных, чем карбиды, нитридных частиц и измельчение зерен способствуют повышению стабильности структуры, торможению развития карбидных реакций и более равномерному распределению карбидов в зоне сплавления с перлитной сталью, что повышает свойства сварных соединений разнородных сталей. Библ. 14, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения разнородных сталей, зона сплавления, структурная неоднородность, диффузия углерода, аустенитный шов, никель, азот, обезуглероженная зона, науглероженная зона, зона термического влияния

При изготовлении и ремонте нефтехимического, нефтеперерабатывающего, энергетического и др. технологического оборудования применяются сварные соединения из разнородных аустенитных и перлитных сталей, которые эксплуатируются при высоких (выше 350 °С) температурах. К соединениям из разнородных сталей относят и соединения теплоустойчивых легированных сталей с аустенитным швом, выполняемым при невозможности проведения послесварочной термообработки. Сварка таких сталей осуществляется с применением аустенитных материалов с высоким (более 13 %) содержанием никеля. При этом предусматривается соблюдение соответствия содержания никеля в металле шва уровню легирования перлитной стали и температуре эксплуатации. Несоблюдение этого условия приводит к развитию структурной неоднородности в зоне сплавления перлитной стали и аустенитного шва вследствие диффузионного перераспределения углерода. Такая зона сплавления считается нестабильной [1].

Характерными признаками структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления является наличие прослоек — науглероженной с высокой твердостью в переходном слое аустенитного шва и ферритной с низкой твердостью в зоне термического влияния (ЗТВ) перлитной стали. Диффузии углерода способствует градиент его термо-

динамического потенциала между аустенитным швом и перлитной сталью [1–3]. В аустенитном шве он имеет более низкие значения вследствие наличия сильных карбидообразующих элементов, таких как хром, молибден, ванадий и т.п., которые связывают углерод в карбиды. В перлитной стали более высокое значение потенциала вызвано наличием нестабильных карбидов и свободного углерода в твердом растворе.

Перемещение углерода в нестабильной зоне сплавления осуществляется по механизму как атомной, так и реактивной диффузии [2]. При атомной диффузии свободный углерод перемещается в твердом растворе металла в направлении к более сильному карбидообразующему элементу. Реактивная диффузия происходит в результате карбидных реакций, которые протекают с диссоциацией менее стабильных карбидов, диффузией углерода к зоне сплавления и образованием более легированных карбидов. Распаду карбидов в ЗТВ способствует снижение содержания углерода в твердом растворе и высокая температура сварочного нагрева при сварке [4] или при эксплуатации [3]. О характере влияния погонной энергии сварки на ширину ферритной прослойки единого мнения нет. В работе [1] показано, что снижение погонной энергии сварки способствует ее увеличению, а в работе [5], наоборот, ее снижению при уменьшении плотности мощности лазерной обработки.

Применение высоконикелевых сварочных материалов является наиболее эффективным способом снижения структурной неоднородности [1–3].

* По материалам доклада, представленного на Международной конференции «Дуговая сварка. Материалы и качество», 31 мая – 3 июня 2016 г., г. Волгоград.

Влияние никеля объясняют повышением термодинамической активности и снижением растворимости углерода в аустените [1].

Однако при нестабильной зоне сплавления высокое содержание никеля в шве, даже в количестве, характерном для никелевых сплавов, полностью не предотвращает диффузию углерода и образование структурной неоднородности. Это было установлено в зоне сплавления с низкоуглеродистой сталью [6], в которой углерод находится в составе нестабильного цементита или с теплоустойчивой легированной сталью со структурой мартенсита в металле ЗТВ [4]. Приведенный обзор свидетельствует о том, что к настоящему времени не полностью раскрыт механизм образования структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления разнородных сталей и влияние на нее никеля.

Известно положительное влияние легирования аустенитного шва азотом на снижение диффузии углерода в зоне сплавления его с перлитной сталью [7]. Азот, также, как и никель, способствует повышению термодинамической активности углерода [8]. При этом азот может входить в состав карбидов, изменяя их состав и стабильность, а также образовывать нитриды с такими элементами, как титан, ниобий, хром и др., которые являются более стабильными, чем карбиды [9, 10]. Это, видимо, будет оказывать влияние на реактивную диффузию углерода. Исследования влияния легирования азотом аустенитного шва на развитие обезуглероженной прослойки в перлитной стали ранее не проводились. Учитывая положительное влияние азота на свойства аустенитного металла шва [11] и сварных соединений разнородных сталей [12], такие исследования представляют научный и практический интерес.

Целью данной работы является сопоставление эффективности влияния легирования аустенитного шва азотом и никелем на развитие структурной неоднородности в нестабильной зоне сплавления с перлитной сталью.

Для проведения исследований наплавляли однослойные валики на пластину из стали 20 толщиной 22 мм механизированной сваркой в защитном газе аустенитными проволоками диаметром 1,2 мм с легированием типа 08X20H9Г7Т, 08X20H25M8Г8 и 08X25H40M7. Эти проволоки рекомендованы для сварки разнородных сталей в конструкциях, работающих при различных температурах [1]. В качестве защитного газа применяли аргон, CO_2 , N_2 и их смеси $\text{CO}_2 + (5...80)\%$ азота, что позволило получить в металле аустенитной наплавки содержание азота в количестве 0,04...0,06 мас. % и 0,12...0,39 мас. % соответственно. Наплавку выполняли с погонной энергией 4,1 и 7,9 кДж/см при следующих параметрах режима: $I_{\text{CB}} = 240...260$ А, $U_{\text{д}} = 24...26$ В, $v_{\text{CB}} = 16$ и 25 м/ч. Для развития структурной неоднородности сварные соединения подвергали печному нагреву при температуре 550 °С длительностью 1000, 1500 и 3000 ч.

Выбор температуры нагрева, равной 550 °С и углеродистой стали 20 в качестве основного металла, не содержащего активных карбидообразующих элементов, позволил получить структурную и фазовую нестабильность, приведшую к развитию структурной и механической неоднородности в зоне сплавления. Для выявления структуры металла применяли металлографическое травление микрошлифов в 5%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Твердость металла измеряли с помощью прибора ПМТ-3А при нагрузке 0,2 Н, а распределение углерода определяли с помощью микроанализатора SX-50 фирмы «Самеса».

Исследования показали, что после длительного нагрева в зоне термического влияния перлитной стали всех вариантов наплавки, образуется ферритная прослойка. Она представляет собой четко выраженную прослойку с ферритной структурой, размер зерен в которой увеличивается по мере приближения к зоне сплавления (рис. 1). Ширина прослойки становится больше при более длительном нагреве и снижается при уменьшении погонной энергии сварки и повышении содержания ни-

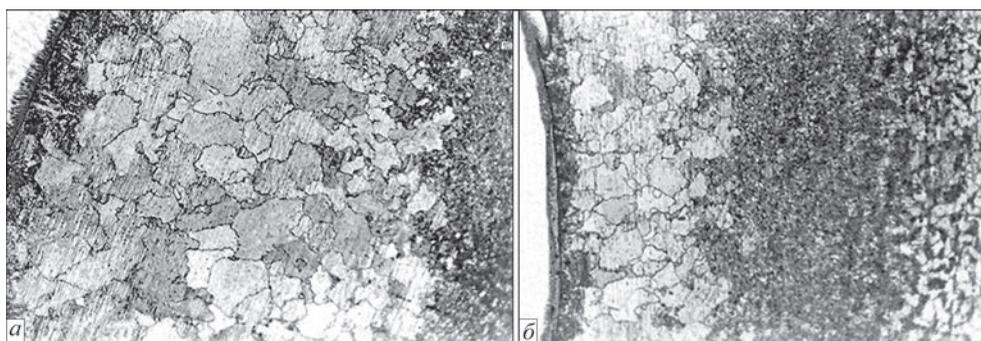


Рис. 1. Микроструктура ($\times 100$) металла ЗТВ с ферритной прослойкой стали 20 при однослойном наплавленном металле типа 08X25H40M7. Защитный газ — $\text{CO}_2 + 5\% \text{N}_2$. Погонная энергия: а — 7,9; б — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью 3000 ч

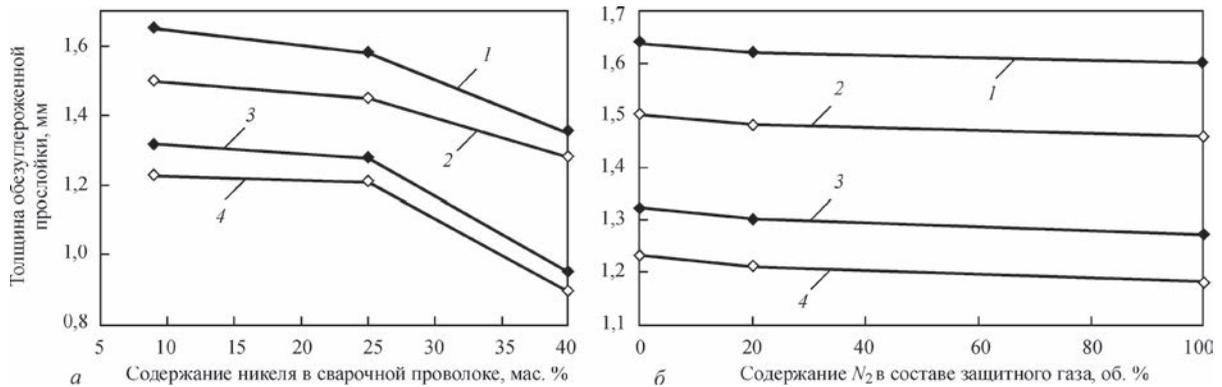


Рис. 2. Зависимость ширины ферритной прослойки в ЗТВ стали 20 с однослойной аустенитной наплавкой от содержания: а — никеля в сварочной проволоке; б — азота в защитном газе CO₂ + N₂. Погонная энергия наплавки: 1, 2 — 7,9; 3, 4 — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью: 1, 3 — 3000; 2, 4 — 1000 ч

кея в электроде и азота в составе защитного газа (рис. 2). Эффективность влияния этих показателей на ширину ферритной прослойки оценивали сопоставлением показателей точек кривых, приведенных на рис. 2.

Снижение погонной энергии сварки с 7,9 до 4,1 кДж/см при сварке проволокой с 9 и 25 мас. % никеля приводит к уменьшению ширины ферритной прослойки примерно на 18 и 20 % после нагрева длительностью 1000 и 3000 ч соответственно. При сварке проволокой с 40 мас. % никеля влияние погонной энергии становится более эффективным — ширина прослойки снижается примерно на 28 и 30 % после нагрева длительностью 1000 и 3000 ч соответственно.

При сварке с погонной энергией 7,9 кДж/см применение сварочных проволок с содержанием никеля 25 и 40 % снижает ширину обезуглероженной прослойки примерно на 3 и 15 % соответственно при длительности нагрева 1000 ч и примерно на 4 и 18 % соответственно при длительности нагрева 3000 ч. При снижении погонной энергии до 4,1 кДж/см влияние повышения содержания никеля до 25 и до 40 мас. % становится более эффективным — примерно 4 и 18 % соответственно при длительности нагрева 1000 ч и примерно 26 и 28 % соответственно при выдержке 3000 ч. Эти соотношения соблюдаются при любом составе защитного газа.

Легирование азотом уменьшает ширину ферритной прослойки примерно на 5 % при наплавке металла типа 08X20H9Г7Т и 08X20H25Г8М6 и на 3 % — металла типа 08X25H40М6 при любой погонной энергии сварки. Такое изменение обезуглероживания примерно одинаковое, как при массовой доле азота в шве 0,12 %, так и при 0,22 %, т. е. зависимости его ширины в соединениях стали 20 от количества азота в аустенитном металле в исследуемых пределах не обнаружено.

Таким образом, на снижение ширины ферритной прослойки уменьшение погонной энергии сварки оказывает более сильное влияние, чем по-

вышение содержания никеля до 40 мас. %. Влияние легирования металла шва азотом имеет такое же влияние на снижение ширины ферритной прослойки, как повышение содержания никеля до 25 %.

Ширина ферритной прослойки для всех исследуемых вариантов наплавки находится в пределах ЗТВ и пропорциональна ее ширине. Уменьшению ширины ЗТВ способствует не только снижение погонной энергии, но и повышение содержания никеля в сварочной проволоке. При увеличении массовой доли никеля с 9 до 25 % ширина ЗТВ уменьшается на 3...5 %, а до 40 % никеля — на 10...15 %. Наряду с этим изменяется и структура металла (рис. 3). Участок перегрева в околошовной зоне при сварке аустенитной проволокой с 9 % никеля имеет видманштеттовый феррит без карбидных выделений, который располагается внутри зерен аустенита (рис. 3, а). При сварке проволокой с 40 % никеля участок перегрева имеет структуру бейнита с участками перлита (рис. 3, б). Это свидетельствует о меньшей степени гомогенизации аустенита и наличии карбидов. Для подтверждения этого выявляли дополнительно размер аустенитного зерна на этом участке металлографическим травлением в водном растворе пикриновой кислоты с добавлением стирального порошка. Установлено, что величина зерна снижается с 3...4 до 5...6 размера. Такому изменению величины зерна соответствует изменение размеров ферритных зерен ферритной прослойки (рис. 4). Влияние повышения содержания никеля на изменение ширины ЗТВ в работе [13] объясняют снижением температуры кристаллизации металла сварочной ванны, а также температуры и длительности нагрева металла на участке перегрева.

Легирование азотом оказывает заметное влияние на структуру участка подплавления околошовной зоны, размеры и форму ферритных зерен, особенно первого ряда, обезуглероженной зоны (рис. 4).

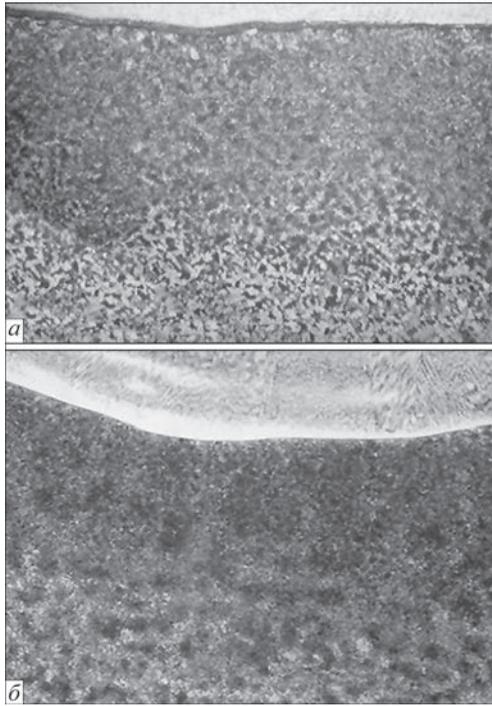


Рис. 3. Микроструктура ($\times 50$) металла ЗТВ стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа: *a* — 08X20H9Г7Т; *б* — 08X25H40M7 в состоянии после сварки

Участок подплавления обнаруживается в околошовной зоне всех исследуемых вариантов наплавов в виде промежуточной прослойки между обезуглероженной и науглероженной зонами. О подплавлении металла на этом участке свидетельствует наличие там легирующих элементов металла шва, содержание которых повышается в сторону зоны сплавления (рис. 5). Подплавленный участок оконтурен со стороны обезуглероженной зоны сопряженными с ним границами ферритных зерен первого ряда. Толщина его при наплавке с погонной энергией 7,8 кДж/см в аргоне равняется 0,02...0,1 мм, в CO_2 — 0,07...0,10 мм, в смеси $\text{CO}_2 + \text{N}_2$ — 0,1...0,15 мм. Снижение погон-

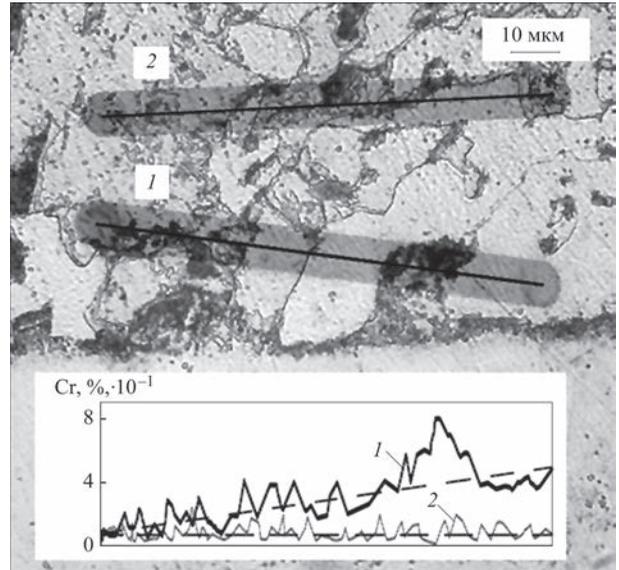


Рис. 5. Распределение хрома по следам 1 и 2 зонда микроанализатора в околошовной зоне стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H25M6

ной энергии до 4,1 кДж/см приводит к уменьшению ее толщины до 0,05...0,1 мм.

Структура подплавленного участка в околошовной зоне наплавов, выполненных в аргоне, ферритная, с узкими, вытянутыми преимущественно вдоль зоны сплавления мелкими зернами (рис. 4, б). Линейный микрорентгеноспектральный анализ показывает значительное снижение углерода на этом участке (выделено штриховкой на рис. 6, а), что свидетельствует о его обезуглероживании.

Ферритные зерна первого ряда очень крупные (2...3 номер по ГОСТ 5639–82). Образовались они, очевидно, за счет собирательной рекристаллизации в результате слияния зерен при растворении малостойких карбидов в условиях обезуглероживания. Границы между этими зернами и под-

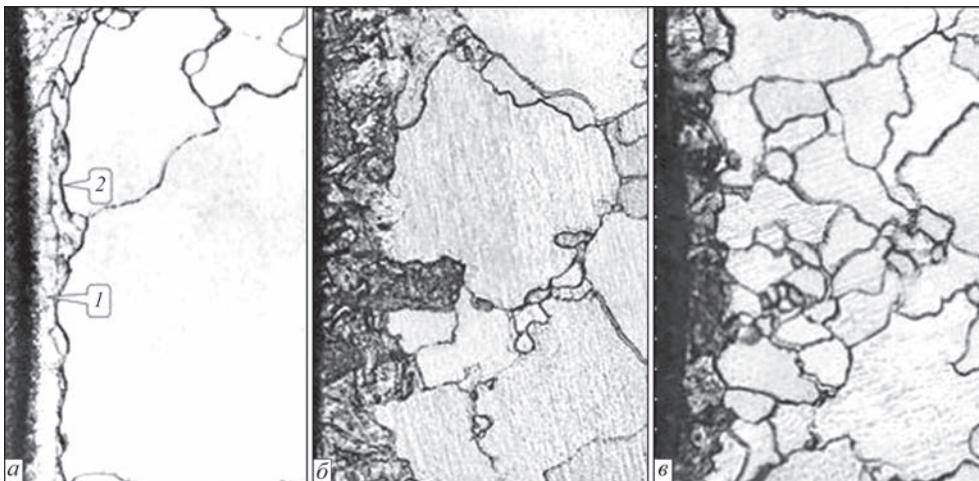


Рис. 4. Микроструктура ($\times 200$) металла участка подплавления и ферритной прослойки в ЗТВ стали 20 с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H9Г7Т. Защитный газ: *a* — Ar; *б, в* — $\text{CO}_2 + \text{N}_2$; погонная энергия: *a, б* — 7,9; *в* — 4,1 кДж/см. Нагрев при 550 °С длительностью 3000 ч (*1* — участок подплавления; *2* — границы ферритных зерен, смежных с подплавленным участком)

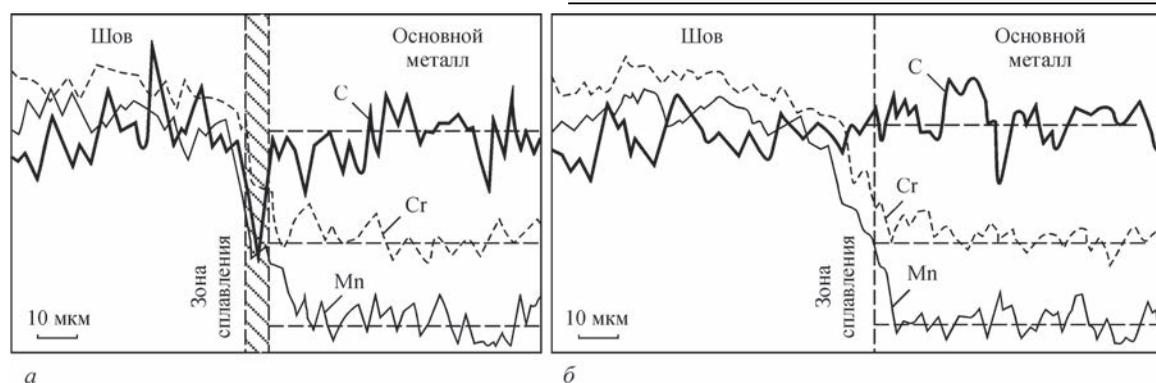


Рис. 6. Распределение углерода в зоне сплавления сварных соединений стали 15X5M с аустенитным наплавленным металлом типа 08X20H9Г7Т. Защитный газ: а — аргон; б — $\text{CO}_2 + \text{N}_2$. Нагрев 550°C длительностью 3000 ч

плавленному участку ориентированы преимущественно вдоль зоны сплавления. Эти границы интенсивно растравливаются по всей длине при металлографическом травлении и имеют высокое содержание углерода (1,1...1,8 мас. %). Это свидетельствует, очевидно, о пленочном выделении там более легированных карбидов. Твердость металла подплавленного участка вблизи ферритных зерен равняется $HV0,2 - 118$, а вблизи темнотравящейся науглероженной зоны она повышается до $HV0,2 - 146$. В науглероженной зоне твердость металла равняется $HV0,2 - 360...667$.

На участке подплавления наплавов, выполненных в азотсодержащем защитном газе, по сравнению с наплавками, выполненными в аргоне, вместо ферритной структуры образуется структура сорбита отпуска (основное поле) с нитридными частицами и более мелкими зёрнами (рис. 4, б). Твердость металла с такой структурой более высокая — $HV0,2 - 160...180$, а смежных с ней ферритных зерен — $HV0,2 - 120...146$. В науглероженной зоне твердость металла снизилась до $HV0,2 - 280...445$. На кривой распределения углерода (рис. 6, б), полученной микрорентгеновским анализом, снижение углерода на участке подплавления отсутствует, при этом там зафиксировано множество мелких пиков, образованными, очевидно, карбонитридами. На участке переходного

слоя этой кривой карбидные пики имеют меньшую высоту и ширину, что указывает на снижение содержания углерода в карбидных частицах и их более равномерном распределении. В обезуглероженной прослойке величина ферритных зерен первого ряда, которые сопряжены с подплавленным участком, при этом снизилась более чем в 2 раза. Границы их более дезориентированы относительно зоны сплавления (рис. 4, б) и меньше растравливаются. Это свидетельствует о том, что процесс обезуглероживания и собирательной рекристаллизации получил меньшее развитие, а на границах отсутствуют пленочные выделения карбидов. Дезориентировка границ ферритных зерен первого ряда также обусловлена их смежностью с мелкими зёрнами подплавленного участка. Снижение плотности скопления карбидов на границах вызвано, очевидно, увеличением площади поверхностей, на которых сосредоточивается углерод, образованных дисперсными зёрнами и нитридными частицами.

При снижении погонной энергии сварки с 7,8 до 4,1 кДж/см структура металла подплавленного участка околошовной зоны всех исследуемых вариантов наплавов остается прежней, но величина зерен как в подплавленном участке, так и ферритных зерен первого ряда обезуглероженной прослойки становится еще меньше (рис. 4, в).

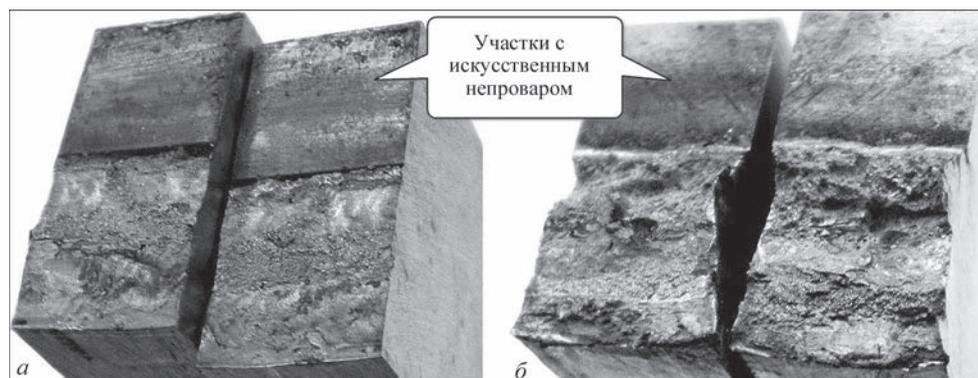


Рис. 7. Поверхности разрушения образцов с искусственным непроваром в зоне сплавления соединений стали 20 с аустенитным металлом шва типа: 08X25H40M7 (а) и 08X20H9Г7Т (б), выполненным в аргоне и в $\text{CO}_2 + 2\% \text{N}_2$ соответственно, после испытаний на статический загиб

Стойкость сварных соединений разнородных сталей против теплового охрупчивания оценивали по методике работы [14] испытанием на статический изгиб образцов с искусственным непроваром, играющим роль концентратора в зоне сплавления. Испытывали сварные соединения стали 20 с металлом шва типа 08X20H9Г7Т, выполненным в азотсодержащем газе $\text{CO}_2 + 2\% \text{N}_2$ и с металлом шва типа 08X25H40M7, выполненным в аргоне, в состоянии после нагрева при 550°C длительностью 3000 ч. Применение образцов с искусственным непроваром позволило локализовать деформацию при изгибе в зоне сплавления. Образцы сварных соединений, выполненных в азотсодержащем газе, выдерживают в 1,5...2 раза более высокую разрушающую нагрузку и имеют больший угол загиба ($50\text{...}80^\circ$), чем образцы сварных соединений, выполненных в аргоне ($5\text{...}15^\circ$). При этом в первом варианте сварного соединения разрушение образцов вязкое и отклоняется от зоны сплавления в основной металл, во втором варианте — хрупкое (рис. 7) по науглероженной зоне и границам ферритных зерен первого ряда, сопряженных с подплавленным участком зоны сплавления.

Выводы

1. При длительном высокотемпературном нагреве соединений разнородных сталей с аустенитным швом, нелегированным азотом, образуются в условиях структурной и фазовой нестабильности между зоной сплавления и зоной термического влияния пленочные выделения карбидов, что является одной из причин хрупкого разрушения.
2. Повышение содержания никеля в аустенитном шве и снижение погонной энергии сварки способствуют уменьшению при высокотемпературном нагреве ширины ферритной прослойки в ЗТВ перлитной стали, но не предотвращает образование пленочных выделений карбидов и охрупчивание металла.
3. Определяющим фактором влияния на уменьшение ширины ферритной прослойки повышенного содержания никеля в аустенитном шве и низкой погонной энергии сварки является снижение перегрева металла и степени деградации карбидов в ЗТВ.

4. Легирование аустенитного металла шва азотом, образование нитридных частиц и измельчение зерен способствует при длительном высокотемпературном нагреве повышению стабильности структуры, торможению развития карбидных реакций и снижению структурной неоднородности, а также более равномерному распределению карбидов в зоне сплавления с перлитной сталью, что снижает тепловое охрупчивание сварных соединений разнородных сталей.

1. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей / Ю. Н. Готальский. — К.: Техніка, 1981. — 184 с.
2. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей / В. Н. Земзин. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
3. Лившиц Л. С. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. — [2-е изд.], перераб. и доп. / Л. С. Лившиц, А. Н. Хакимов. — М.: Машиностроение, 1989. — 336 с.
4. Кириличев Н. В. Особенность структурной неоднородности в зоне сплавления многослойного аустенитного шва с перлитной сталью / Н. В. Кириличев, Ю. Н. Готальский // Автоматическая сварка. — 1980. — № 9. — С. 28–32.
5. Сафонов А. Н. Исследование структурных превращений в поверхностных слоях сварных соединений из низкоуглеродистых сталей после лазерной обработки и последующего нагрева / А. Н. Сафонов, Р. Д. Радченко, В. А. Чобанян // Сварочное производство. — 1993. — № 1. — С. 4–7.
6. Особенности хрупкого разрушения разнородного сварного соединения с высоконикелевым металлом шва / В. Н. Липодаев, В. В. Снисарь, М. В. Бельчук [и др.] // Автоматическая сварка. — 1991. — № 10. — С. 6–9.
7. Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью / В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев, В. П. Елагин [и др.] // Автоматическая сварка. — 1991. — № 2. — С. 10–14.
8. Криштал М. А. Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Криштал. — М.: Металлургия, 1972. — 400 с.
9. Минкевич А. К. Химико-термическая обработка / А. К. Минкевич. — М.: Машиностроение, 1968. — 491 с.
10. Лахтин Ю. М. Химико-термическая обработка металлов: уч. пособие для вузов / Ю. М. Лахтин, Б. Н. Арзамасов. — М.: Металлургия, 1985. — 256 с.
11. Житников Н. П. Влияние азота на структуру аустенитного металла шва / Н. П. Житников, И. А. Закс // Сварочное производство. — 1971. — № 8. — С. 5–9.
12. Механизированная сварка стали 15X5M без подогрева и термообработки / В. П. Елагин, В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев [и др.] // Автоматическая сварка. — 1995. — № 8. — С. 19–23.
13. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей / Э. Л. Макаров. — М. Машиностроение, 1981. — 247 с.
14. Бойкова К. И. Метод оценки склонности к хрупкому разрушению сварных соединений по критериям механики разрушения / К. И. Бойкова, А. И. Чижик, В. Н. Земзин // Автоматическая сварка. — 1975. — № 2. — С. 14.

Поступила в редакцию 15.05.2016

МИКРОСТРУКТУРА И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТНЫХ WC/SS316L ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО НАГРЕВА*

^{1,2}БО ЛИ, ЧЖИХОНГ ЛИ, ^{1,2}ЛИДЖИНГ ЯНГ, ^{1,2}ДЖИНХУА ЯО

¹Центр исследования технологий лазерной обработки и техники, Чжэцзянский технологический университет.
Чаоанг Род, 18, Ханчжоу, 310014, КНР

²Инновационный центр передового лазерного оборудования провинции Чжэцзян.
Чаоанг Род, 18, Ханчжоу, 310014, КНР. E-mail: laser@zjut.edu.cn

Метод газодинамического напыления с применением лазерного нагрева (ЛГДН) является новым разработанным методом напыления покрытий, который объединяет сверхзвуковую порошковую струю, формируемую путем газодинамического напыления, с синхронным лазерным нагревом зоны формирования покрытия (ЛГДН). Добавка тепловой энергии лазера в процесс газодинамического напыления вносит изменение в термодинамическое состояние напыляемых частиц и подложки, значительно снижая таким путем критические скорости напыляемых частиц, необходимые для эффективного формирования покрытия, что позволяет расширить перечень материалов, напыляемых способом ГДН. В работе, изложенной в этой статье, представлена возможность применения техники ЛГДН для нанесения композитных покрытий с металлической матрицей (КММ), таких как WC/SS316L. Цель этого исследования состоит в сравнении композитных покрытий, полученных методами обычного ГДН и ЛГДН. Формирование структуры, механизмы механической деформации, связь между функциональными свойствами были рассмотрены детально. Результаты экспериментов показали превосходство ЛГДН в сравнении с ГДН, поскольку в этом случае возможно повысить степень использования напыляемого материала, плотность покрытия, его когезионную прочность благодаря повышению пластичности частиц и основы путем лазерного нагрева. Было установлено, что метод ЛГДН пригоден для нанесения высокопрочных КММ покрытий, обладающих высоким качеством и представляющих высокий потенциал в области 3D-печати металлических изделий. Библиогр. 13, табл. 1, рис. 8.

Ключевые слова: газодинамическое напыление, лазерный нагрев, композитное покрытие с металлической матрицей, микроструктура, состав, износостойкость

Газодинамическое напыление (ГДН) — это быстро развивающаяся технология нанесения покрытий, в которой мелкие частицы порошка в твердом состоянии наносятся на подложку посредством высокоскоростного удара при температуре ниже точки плавления порошка [1–3]. В процессе ГДН мелкие частицы порошка (5...50 мкм) разгоняются до большой скорости в сверхзвуковой газовой струе и затем ударяются о подложку или об уже нанесенный слой для формирования покрытия. Основным преимуществом ГДН является низкое количество подводимого тепла по сравнению с традиционными способами нанесения высокотемпературных покрытий, такими как газотермическое напыление и лазерная наплавка. Единственным тепловложением в процессе ГДН является оптимальный нагрев газа, который может использоваться для увеличения локальной скорости рабочего газа, ускоряющей напыляемые частицы. В результате минимизируется, или устраняется, негативное воздействие высокотемпературного окис-

ления, испарения, расплавления, кристаллизации, остаточных напряжений, отслоений, газовыделений и других проблем, характерных для традиционных способов газотермического напыления и лазерной наплавки.

Устранение вредного воздействия высокой температуры на покрытие и подложку открывает значительные преимущества и новые возможности, что делает газодинамическое напыление многообещающим для многих промышленных применений. Однако для получения высоких скоростей частиц, которые необходимы для успешного нанесения покрытия методом ГДН, часто в качестве рабочего газа используют гелий, который является дорогим и дефицитным. Более того, для подогрева рабочего газа до температуры 900 °С с целью увеличения скорости его и частиц часто используют газонагреватель. Необходимость использования горячего гелия приводит к высоким производственным расходам, которые появляются в

* По материалам доклада, представленного на VII Международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке поверхностей», 14–18 сентября 2015, Одесса, Украина.

результате потребления энергии на нагрев газа и высокой цене на сам газ. Кроме того, нанесение покрытий из твердых материалов с высокой прочностью сцепления и плотностью при помощи ГДН является сложной задачей.

Очевидно, что разработка процесса, в котором можно было бы сохранить механизм нанесения без расплавления, типичный для газодинамического напыления, но сократить затраты и улучшить функциональность покрытия, была бы явным прогрессом. У. О'Нилом и др. был предложен процесс, который комбинирует газодинамическое напыление с лазерным нагревом (ЛГДН) [4–6]. В ЛГДН лазер используется для нагрева зоны нанесения ГДН с целью повышения пластичности как подложки, так и частиц порошка, позволяя частицам деформироваться и формировать покрытие при скоростях в половину меньше, чем ГДН. Исключение необходимости в высоких скоростях удара частиц позволяет использовать холодный или слегка подогретый азот вместо гелия с высокой температурой в качестве рабочего газа, таким образом сокращая величину производственных расходов более чем на порядок. Более того, способ ЛГДН значительно расширяет диапазон материалов частиц и подложек, которые могут быть использованы благодаря снижению критической скорости напыляемых частиц. ЛГДН использовали для нанесения покрытий из разнообразных материалов, таких как Cu, Ti, Stellite 6, Ni60, сплавы Al–Cu и Al–Si и т. д. [7–12].

Композиты с металлической матрицей (КММ), которые, как правило, состоят из твердых упрочняющих неметаллических материалов и металлической матрицы, относятся к полезному классу материалов для нанесения покрытий, которые обладают такими физическими свойствами, как плотность, тепло/электропроводность вместе с механическими свойствами, такими как прочность и износостойкость. На данный момент лазерная наплавка, газотермическое напыление и газодинамическое напыление являются наиболее широко распространенными способами создания покрытий КММ. Высокая температура, характерная для лазерной наплавки и газотермического напыления, может привести к пористости, микротрещинам, растворению, фазовым изменениям, высоким термическим напряжениям и т. д. Основной проблемой покрытий КММ, полученных газодинамическим напылением, является прочность сцепления, поскольку в качестве металлической матрицы часто выступают мягкие материалы, такие как Al, Cu, Ni, что приводит к слабым силам связи между металлической матрицей и упрочняющими частицами. В результате упрочняющие частицы склонны к выкрашиванию из по-

крытия в условиях реального применения, что может ухудшить рабочие характеристики покрытия.

Исходя из характеристик ЛГДН возможно нанесение при помощи этого способа покрытий из твердых материалов при более низкой скорости удара с получением высокой плотности покрытия и его когезионной прочности. Вместе с тем вредные черты способов получения высокотемпературных покрытий могут быть эффективно устранены благодаря относительно низкой температуре нанесения, характерной для ЛГДН. На данный момент большинство исследований, посвященных методике ЛГДН, сфокусированы на покрытиях из одного материала и редко включают покрытия КММ. Поэтому в данном исследовании в качестве процесса для нанесения композитного покрытия из нержавеющей стали, упрочненной карбидом вольфрама (WC/SS316L), на подложку из углеродистой стали выбрали ЛГДН для того, чтобы показать возможность использования этого способа при создании покрытий из композитов с твердой металлической матрицей. Для сравнения композитные покрытия были получены также при помощи газодинамического напыления при тех же условиях, но без применения лазерного нагрева. Микроструктуру, химический состав, когезионную прочность, плотность покрытия и износостойкость композитных покрытий исследовали при помощи растровой электронной микроскопии (РЭМ), оптической микроскопии (ОМ), рентгеноструктурного анализа (РС) и «pin-on-disc» машины для испытаний на износ.

Экспериментальная часть. *Сырьевые материалы.* В качестве сырьевого материала использовали промышленный порошок нержавеющей стали (SS316L) и порошок карбида вольфрама (WC) в состоянии поставки. Частицы порошков SS316L и WC имеют сферическую неправильную форму, как показано на рис. 1. Композитный порошок, состоящий из 30 об. % WC и 70 об. % SS316L, подвергали механическому измельчению в цилиндре, вращающемся со скоростью 200 оборотов в минуту на протяжении двух часов. Процесс размола в шаровой мельнице использовали для получения однородно перемешанного композитного порошка, пригодного для нанесения композитных покрытий с однородно распределенными упрочняющими частицами. Материалом подложки была углеродистая сталь, а образцы подложки имели размер 100×60×10 мм. Перед процессом нанесения поверхность подложки подвергали пескоструйной обработке и ультразвуковой очистке в спирте.

Схема ЛГДН и процесса нанесения покрытия. Принципиальная схема системы ЛГДН, используемой в этом исследовании, представлена на рис. 2,

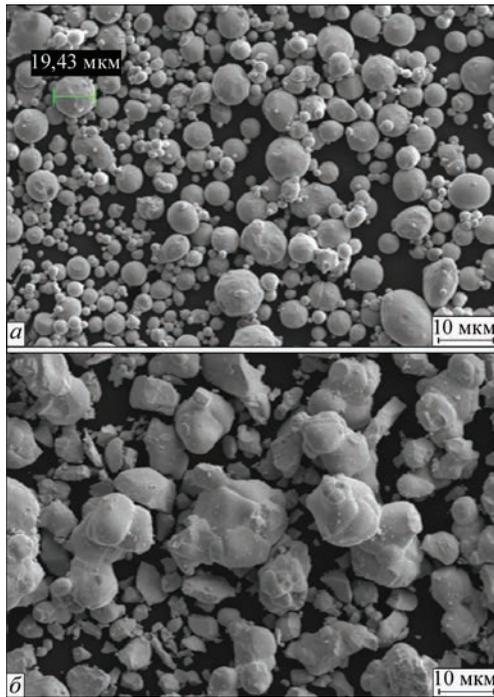


Рис. 1. Микроструктуры исходного сырья: *a* — SS316L; *б* — WC

a. Газ высокого давления подавали в сужающееся сопло двумя способами: один через газовый нагреватель, другой через порошковый питатель, в котором находился порошок. Струя порошка и струя газа высокого давления перемешивались и проходили через сопло, где частицы ускорялись до сверхзвуковой скорости. Частицы, обладающие высокой скоростью, сталкивались с подложкой в области, которая синхронно нагревалась при помощи диодного лазера (Laserline LDF 400-1000, Германия) с длиной волны 960...980 нм и максимальной мощности 4кВт. Для фокусировки лазера на поверхность подложки с диаметром лазерного пятна 5 мм были использованы комбинированные линзы. Высокоскоростной инфракрасный пирометр использовали для температурных измерений в реальном времени и контроля температуры зоны нанесения (далее указываемая как «температура нанесения») в процессе ЛГДН. Данные пирометра подаются через замкнутую систему обратной связи, которая меняет лазерную мощность необходимым образом для поддержания заданной температуры. Сопло, лазерная головка и пирометр были смонтированы с роботом (STAUBLI TX 90, Швейцария). Напыляющее сопло располагалось перпендикулярно основанию подложки. Лазерный пучок был направлен под углом 30° к нормали поверхности. Лазерная энергия и распределение мощности схематически представлены на рис. 2, *б*. В процессе нанесения подложка была неподвижной, а сопло, лазерная головка и пирометр двигались и контролировались роботом. Азот выступал в качестве рабочего газа. Значения

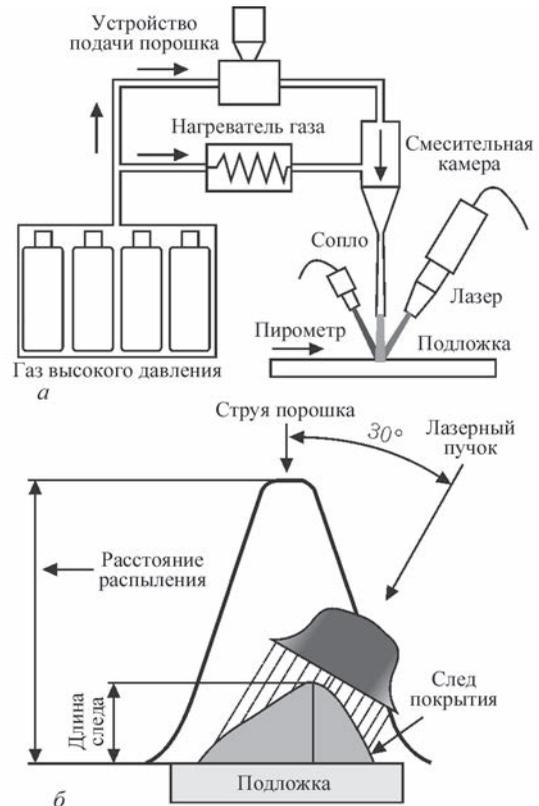


Рис. 2. Схематические изображения системы ЛГДН (*a*) и распространения лазерной энергии и порошка в процессе ЛГДН (*б*)

оптимальных технологических параметров, за исключением температуры, поддерживали постоянными: давление газа 2,5 МПа; скорость передвижения лазера 30 мм/с; скорость подачи порошка 40 г/мин; дистанция напыления 30 мм.

Характеристика покрытия. Образцы покрытия для проведения традиционных процедур металлографических исследований вырезали из поперечного сечения перпендикулярно поверхности покрытия при помощи электроэрозионной проволоочной резки. Для травления использовали водный раствор, состоящий из 45 мл HCl, 15 мл HNO₃ и 20 мл метанола. Анализ микроструктуры покрытия и межфазного сцепления был проведен с использованием изображений в отраженных электронах на ESM (SIGMA HV-01-043, Carl Zeiss) и оптическом микроскопе (OM, Axio Scope, Zeiss). Изображения электронного растрового микроскопа по сигналам вторичной электронной эмиссии были выполнены для максимизации контраста между частицами WC и матрицей из нержавеющей стали. Фазовый состав композитных покрытий изучали при помощи рентгеновского дифрактометра (XRD, D8 Advance, Bruker) с CuK_α-излучением (45 кВ, 40 мА, скорость сканирования 0,02 град/с. Испытание на износ по схеме «штифт–диск» выполняли на композитных покрытиях при комнатной температуре в условиях сухой смазки. В качестве штифта применяли керамический Si₃N₄ шарик диаметром 4 мм, который

имеет твердость $HV\ 2200$ ($HRC\ 90$). В качестве диска использовали образец для испытаний, который отполировали, очистили в ультразвуковой ванне и в конце высушили. Испытания проводили при нормальной нагрузке 500 г со скоростью вращения образца между контактными поверхностями 500 оборотов в минуту, продолжительность скольжения 60 мин.

Результаты и обсуждение. *Эффективность нанесения.* Эффективность нанесения (ЭН) композитных покрытий WC/SS316L при различной температуре сравнивали по толщине слоя покрытия. На рис. 3 показаны изображения, полученные ОМ. Как можно видеть, центральные отметки высоты нанесенных покрытий постепенно увеличиваются с повышением температуры. Пик высоты покрытия WC/SS316L, нанесенного без помощи лазера, составляет 734,04 мкм, тогда как его рост на 43 % (до 1050,91 мкм) наблюдается при достижении температуры нанесения 800 °С, что дает возможность повышения ЭН путем увеличения температуры нанесения.

Улучшение ЭН может быть отнесено за счет снижения критической скорости нанесения из-за повышения пластичности напыляемых частиц лазерным излучением. Одним из наиболее важных параметров процесса ГДН является критическая скорость напыления. Для каждого определенного материала существует критическая скорость напыления, которая должна быть достигнута. Только частицы, скорость которых превысила это значение, могут быть эффективно нанесены, что, в

свою очередь, позволяет получить желаемое покрытие. И наоборот, частицы, которые не достигли этого порога скорости, производят эрозию подложки. Теоретическое моделирование критической скорости напыления (v_{cr} м/с), предложенное Х. Ассади и др., может быть выражено следующей формулой [13]:

$$v_{cr} = 667 - 14\rho + 0,08T_m + 0,1\sigma_u - 0,4T_i$$

где ρ — плотность материала, г/см³; T_m — температура плавления, °С; σ_u — предел прочности, МПа; T_i — начальная температура частицы, °С.

Согласно формуле, предварительный нагрев частицы приведет к снижению критической скорости напыления, поскольку при росте температуры T_p предел прочности материала снижается. Как увеличение T_p , так и уменьшение σ_u будут способствовать снижению v_{cr} .

В данном исследовании напыляющее сопло располагалось перпендикулярно поверхности подложки, а лазерный пучок находился под углом 30° к нормали поверхности (рис. 2, б). Струя порошка и лазерный пучок частично пересекались друг с другом. Хотя напыляемые частицы двигались с высокой скоростью и имели ограниченное время для воздействия лазера, предполагается, что они будут достаточно нагреты лазером в полете до момента столкновения с подложкой благодаря высокой плотности мощности лазера и малому размеру частицы, что может снизить их критическую скорость. В результате, доля частиц, превышающих эту скорость, будет увеличиваться, что приведет к улучшению ЭН (рис. 3).

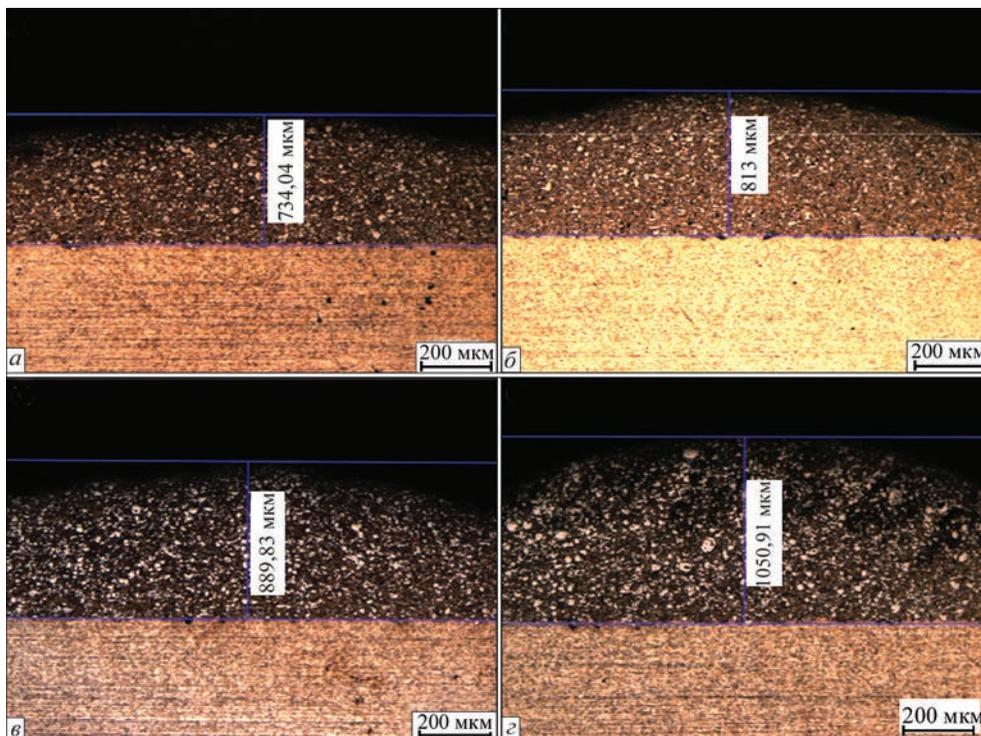


Рис. 3. Сравнение толщины покрытий, полученных при различной температуре нанесения: а — комнатная температура; б — 400; в — 600; з — 800 °С

Распределение и содержание упрочняющих частиц в композитных покрытиях. На рис. 4 видно, что частицы WC равномерно распределены во всех образцах покрытия. Поэтому в каждом образце наугад выбирали одну область и рассчитывали долю участка частиц WC в этих выделенных областях при помощи специального программного обеспечения для оценки зависимости содержания WC от температуры нанесения. Результаты расчетов представлены на рис. 4. Показано, что доля участков, состоящих из частиц WC в покрытии, полученном ГДН, составляет около 22,55 % и она немного увеличивается до 24,42 % при повышении температуры нанесения до 400 °С. При дальнейшем увеличении до 600 °С доля участков частиц WC значительно возрастает — до 28,55 %. Покрытие, нанесенное при 800 °С, имеет долю площади частиц WC около 29,29 %, что очень близко к объемной концентрации (30 %) частиц WC в исходном композитном порошке. Это указывает на то, что лазерный нагрев способствует эффективному нанесению частиц WC в композитных покрытиях.

Покрытия из КММ, таких как Al/AlN, Ni/Al₂O₃, Cu/Al₂O₃ и т. д., полученные ГДН, состоят в основном из чистой металлической матрицы и керамических упрочняющих частиц. В процессе ГДН упрочняющие частицы не могут деформироваться из-за высокой твердости и они должны быть внедрены в деформируемую металличе-

скую матрицу, чтобы сформировать композитное покрытие. Таким образом, способность к пластической деформации металлической матрицы играет решающую роль в формировании КММ покрытий. В данном исследовании, без применения лазера или с небольшим лазерным нагревом, порошок SS316L не был достаточно пластичен для включения твердых частиц, что привело к относительно низкому содержанию WC. В случае более сильного лазерного нагрева порошок SS316L легко деформируется и благодаря своей значительной пластичности способен захватывать частицы WC, что приводит к высокой их концентрации (рис. 4).

Плотность покрытия. Согласно предыдущим результатам можно было установить, что композитные покрытия, нанесенные при 800 °С, имеют относительно высокую ЭН и содержание частиц WC. Поэтому последующие сравнительные исследования в основном сфокусированы на данном образце и образце ГДН. На рис. 5 представлено сравнение плотности покрытий этих двух образцов. Из рис. 5, а можно видеть, что в покрытиях ГДН присутствует много пор и пустот, что указывает на плохую прочность сцепления между частицами порошка и низкую плотность этого покрытия. Более того, в покрытии, полученном ГДН, также можно наблюдать очевидные дырки, как показано на рис. 5, а. Появление таких дырок возможно из-за нарушения сцепления частиц WC и образования трещин. При применении лазерного

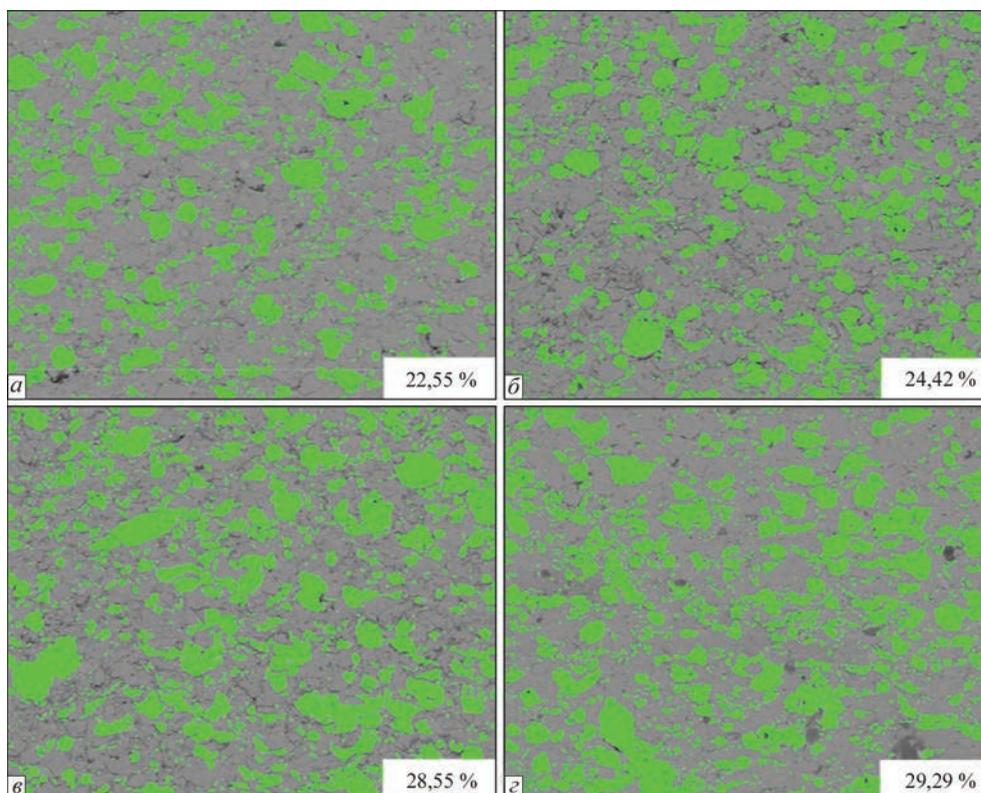


Рис. 4. Сравнение распределения и содержания WC в нанесенных покрытиях, полученных при различных температурах нанесения: а — комнатная температура; б — 400; в — 600; з — 800 °С

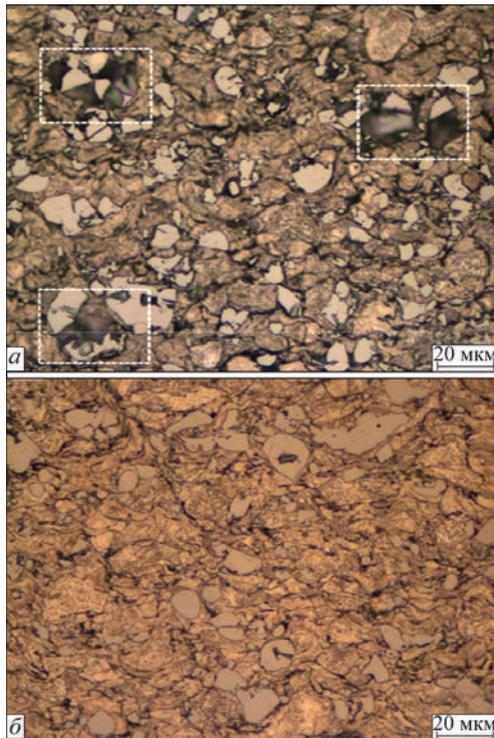


Рис. 5. Сравнение плотности покрытия, полученного ГДН (а) и ЛГДН (б)

нагрева можно получить улучшенную плотность нанесенного покрытия. Пустоты и поры практически не наблюдаются в полученном покрытии ЛГДН, также исчезают дыры. Эти результаты означают, что лазерное излучение имеет положительное влияние на плотность покрытия. М. Брей и др. провели сравнение пористости покрытий Ti, полученных при помощи ГДН, высокоскоростного газопламенного напыления (ВСГН) и ЛГДН [4]. Результаты показали, что уровень пористости покрытий ГДН и ВСГН составлял 3,1 и 5,4 % соответственно, тогда как пористость у покрытия ЛГДН была всего около 0,5 % и это дает возможность говорить, что плотность покрытий ЛГДН выше плотности покрытий ГДН и ВСГН.

Плохую плотность покрытия при ГДН в основном относят на счет ограниченной пластической деформации напыляемых частиц. В процессе

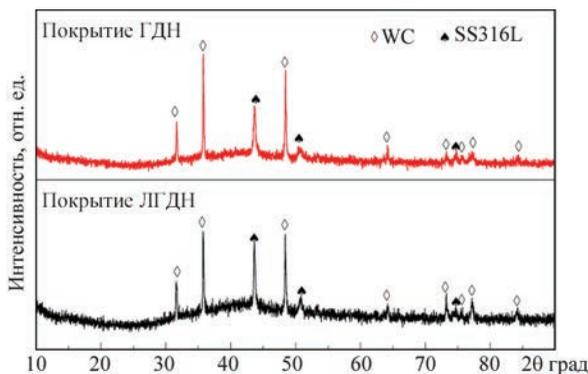


Рис. 6. Результаты рентгеноструктурного анализа композитных покрытий, выполненных ГДН и ЛГДН

ЛГДН синхронное лазерное излучение может эффективно пластифицировать напыляемые частицы, что в свою очередь приведет к их достаточной деформации. Достаточно деформированные частицы соединяются друг с другом, образуя тесный контакт, обеспечивая таким образом высокую плотность покрытия. Более того, из-за пластификации металлической матрицы твердые частицы WC не будут разрушаться и выпадать из композитного покрытия, поскольку они включены в металлическую матрицу, что гарантирует отсутствие дырок в покрытии ЛГДН.

Фазовый анализ. Влияние лазерного нагрева на фазовый состав композитного покрытия WC/SS316L проводили при помощи рентгеноструктурного анализа (РС). Результаты РС анализа композитных покрытий, полученных ГДН и ЛГДН, представлены на рис. 6. Установлено, что образцы покрытий, полученных с применением лазерного нагрева и без него, имеют идентичный фазовый состав, который состоит из SS316L и WC, означая, что ЛГДН сохраняет механизм нанесения в твердом состоянии как и ГДН, несмотря на то, что процесс включает лазерный нагрев. В процессе ЛГДН лазерную мощность тщательно контролируют для того, чтобы только пластифицировать напыляемые частицы и подложку, а не расплавить их. Частицы оставались твердыми во время полета и нанесения и подвергались лазерному излучению только в ограниченный период времени. Таким образом, химический и фазовый состав в покрытиях во время процесса ЛГДН по сравнению с ГДН не изменялись даже при работе с материалами с низкой температурой плавления, такими как Cu и Al. В наших предыдущих исследованиях было обнаружено, что окисление покрытий, полученных ЛГДН, является обычным фактом и его можно игнорировать при сравнении с медными покрытиями, полученными ГДН [9]. Относительно низкая температура нанесения в про-

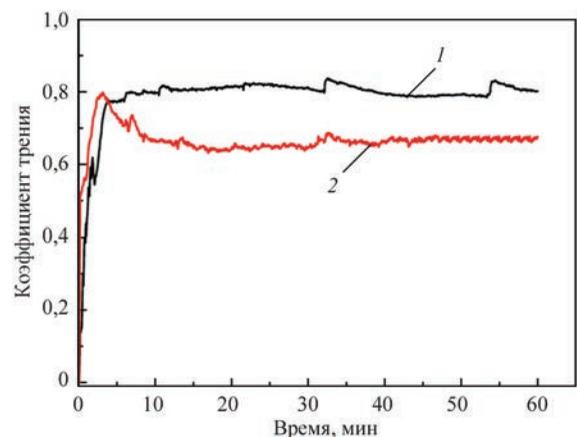


Рис. 7. Изменение коэффициента трения в зависимости от времени скольжения композитных покрытий WC/SS16L, полученных способами ГДН (1) и ЛГДН (2)

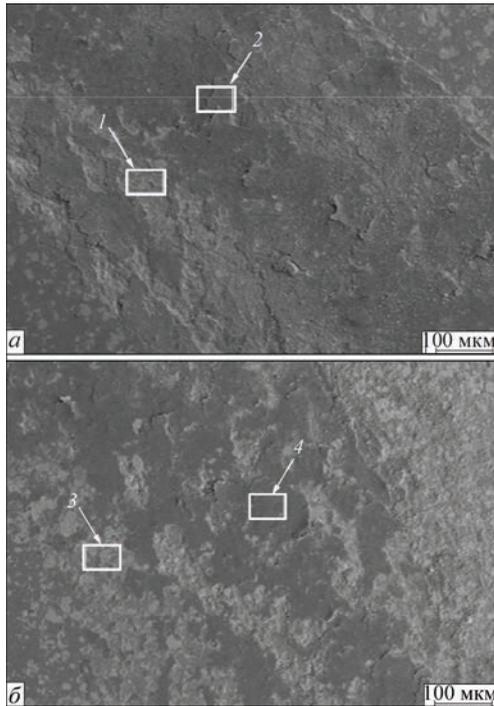


Рис. 8. Изображения изношенных поверхностей композитных покрытий WC/SS16L, полученных ГДН (а), и ЛГДН (б), полученных с помощью РЭМ

цессе ЛГДН может эффективно избежать высоких термических напряжений, окисления, фазовых переходов и роста зерна в нанесенных покрытиях, что делает ее технологией нанесения покрытий, превосходящей газотермическое напыление и лазерную наплавку.

Характеристики износостойкости. Была зарегистрирована динамика величины коэффициента трения на испытуемых образцах в процессе трения и ее колебания во время испытания, что представлено на рис. 7. Показано, что коэффициент трения образца, полученного при ЛГДН, меньше и более стабильный, чем тоже у ГДН образца. Средний коэффициент трения образца, полученного ЛГДН, составляет около 0,65 после 60 мин скольжения, тогда как у ГДН образца — около 0,8 при том же времени.

Для дальнейшего изучения характеристик износостойкости композитных покрытий WC/SS316L изношенные поверхности испытанных образцов были исследованы при помощи РЭМ. Результаты представлены на рис. 8. В обоих случаях на изношенных поверхностях можно наблюдать две характерные области, темную и светлую. Темная область более обширна в покрытии, полученном ГДН, чем в покрытии ЛГДН. В таблице представлены результаты анализа темной и светлой области в следе износа покрытий, полученных способами ЛГДН и ГДН. Показано, что темные области 2 и 4 имеют высокое содержание кислорода, и, наоборот, его низкое содержание обнаружено в светлых областях 1 и 3. Предполагается,

Результаты дисперсионной рентгеновской спектроскопии изношенных поверхностей композитных покрытий WC/SS16L, полученных ГДН и ЛГДН

Номер участка	O	Si	Cr	Fe	Ni	W
1	11,68	1,49	12,95	57,05	7,76	9,07
2	39,38	8,76	5,87	24,55	3,53	17,91
3	7,32	3,63	3,71	12,8	2,5	70,04
4	36,36	10,65	5,44	23,42	4,27	19,86

что окисление происходило в то время, когда образцы покрытий подвергали испытаниям на износ при трении скольжением, а темные области — это остатки процесса окисления при испытаниях. Чем больше остатков окисления в изношенной поверхности покрытия, полученного ГДН покрытия, тем большее количество тепла трения было образовано в ней при износе, что необходимо отнести на счет относительно высокого коэффициента трения, как показано на рис. 7. По результатам испытаний на износ можно резюмировать, что композитные покрытия WC/SS316L, полученные ЛГДН, имеют лучшие характеристики износостойкости, чем покрытия, полученные ГДН. Предполагается, что трение между контактными поверхностями было снижено за счет сопротивления абразивному истиранию твердых частиц WC неправильной формы. Лучшие свойства износостойкости покрытия WC/SS316L, полученного ЛГДН, являются результатом относительно высокого содержания WC частиц в составе покрытия и более высокой его когезионной прочности за счет межфазного сцепления между частицами WC и матрицей SS316L из-за благоприятного воздействия лазерного излучения.

Выводы

Нанесение композитных покрытий WC/SS316L на углеродистую сталь было успешно выполнено в диапазоне температур при помощи способа ЛГДН, который комбинирует газодинамическое напыление с лазерным нагревом. Эффективность нанесения покрытий ЛГДН-способом с ростом температуры нанесения увеличивается благодаря снижению критической скорости нанесения, что является результатом повышения пластичности напыляемых частиц путем лазерного нагрева. Содержание частиц WC и когезионная прочность покрытий также повышаются при увеличении температуры нанесения, что в свою очередь значительно улучшает характеристики износостойкости покрытия ЛГДН. Введение лазерного излучения в ГДН не приводит к изменениям в фазовом составе напыляемого покрытия в процессе ЛГДН благодаря относительно низкой температуре нанесения.

1. Cold spray technology, Elsevier / A. Papyrin, V. Kosarev, S. Klinkov [et al.]. – 2007. – P. 1–32.
2. Champagne V. K. The cold spray materials deposition process. Fundamentals and applications / V. K. Champagne – Woodhead publishing Limited. – 2007. – P. 11–41.
3. Maev R. G. Introduction to low pressure gas dynamic spray / R. G. Maev, V. Leshchynsky / Wiley-VCH, 2008, P. 1–10.
4. Bray M. The laser-assisted cold spray process and deposit characterization / M. Bray, A. Cockburn, W. O'Neill // Surface and Coating Technology. – 2011. – № 203. – P. 2851–2857.
5. High speed titanium coating by supersonic laser deposition / R. Lupoi, M. Sparkes, A. Cockburn [et al.] // Materials Letter. – 2011. – № 65. – P. 3205–3207.
6. Solid-state manufacturing of tungsten deposits onto molybdenum substrates with supersonic laser deposition / M. Jones, A. Cockburn, R. Lupoi [et al.] // Materials Letter. – 2014. – № 134. – P. 295–297.
7. Olakanmi E. O. Laser assisted cold-spray corrosion- and wear- resistant coatings: A review / E. O. Olakanmi, M. Doyoyo // Journal of Thermal Spray Technology. – 2014. – № 23. – P. 765–785.
8. Microstructural and mechanical evaluation of laser-assisted cold sprayed bio-ceramic coatings: potential use for biomedical applications / M. Tlotleng, E. Akinlabi, M. Shukla [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 2015. – № 24. – P. 423–435.
9. Beneficial effects of synchronous laser irradiation on the characteristics of cold-sprayed copper coatings / B. Li, L. J. Yang, Z. H. Li [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 2015. – № 24. – P. 836–847.
10. Beneficial effects of laser irradiation on the deposition process of diamond/Ni60 composite coating with cold spray / J. H. Yao, L. J. Yang, B. Li [et al.] // Applied Surface Science. – 2015. – № 330. – P. 300–308.
11. Simulation analysis of Stellite 6 particle impact on steel substrate in supersonic laser deposition process / F. Luo, A. Cockburn, D. B. Cai [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 2015. – № 24. – P. 378–393.
12. Performance comparison of Stellite 6 deposited on steel using supersonic laser deposition and laser cladding / F. Luo, A. Cockburn, R. Lupoi [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2012. – № 212. – P. 119–127.
13. Bonding mechanism in cold gas spray / H. Assadi, F. Gartner, H. Stoltenhoff [et al.] // Acta Materialia. – 2004. – № 51. – P. 4379–4394.

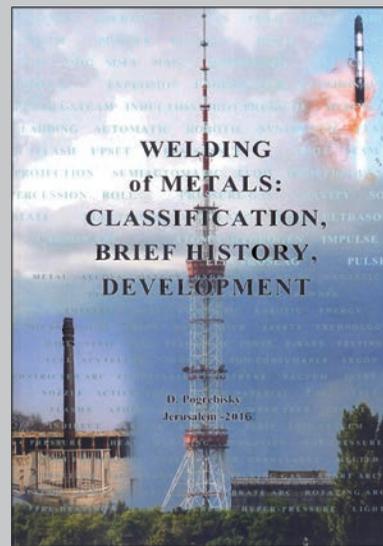
Поступила в редакцию 06.12.2015

NEW BOOK

Pogrebisky D. (2016) *Welding of Metals: Classification, Brief History, Development*, 380 pp., 250 pictures, a dozen tables, 205×290 mm, soft cover, Jerusalem, Israel.

The book price is \$175. In June, 2016 the former collaborator of Paton Welding Institute published in Jerusalem a new book. The book «Welding of Metals: Classification, Brief History, Development» gives a lot of information about metals welding processes, including not listed in American and European normative documents which author tries to lead to the complete match to each other. With the aim of international harmonization, a preliminary attempt was made to produce a unified classification of about 300 welding methods, basing on the abbreviations that are similar to adopted ones of the American Welding Society. At the same time the book author tried to build the impartial review of historical metals welding development against a background of general sciences and adjacent processes progress. Some comparative, economic and other considerations are given too — together with a rich illustrative material and large references.

The book may be useful for different welding specialists, industrial engineers, designers of precision metal structures and various electro-mechanical devices as well as for students of relevant specialties. The main purpose of the book is to contribute to general picture of welding development. There are mentioned much more than 300 welding methods that were developed in the former Russia, USSR, in USA, England, Germany, France, Sweden, Japan, Finland, Austria, China, Australia, Brazil, Switzerland and many other countries.



Orders for book please send to:
 POB 31445, Jerusalem 91313, Israel
 E-mail: davidpogrebis@gmail.com
 www.actualweld.com

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ СВАРКА КРУПНОГАБАРИТНОЙ СТАНИНЫ ПРЕССА

К. П. ШАПОВАЛОВ¹, В. А. БЕЛИНСКИЙ¹, А. Е. МЕРЗЛЯКОВ¹, С. Н. КОСИНОВ¹,
К. А. ЮЩЕНКО², И. И. ЛЫЧКО², С. М. КОЗУЛИН²

¹ПАО «Новокраматорский машиностроительный завод». 847305, г. Краматорск, ул. Орджоникидзе, 5.

E-mail: ztm@nkmz.donetsk.ua

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

Описан первый в мировой практике опыт производства сварно-кованой конструкции нижней станины ковочного пресса усилием 70/90 МН с толщиной свариваемых стыков в пределах 3000...3800 мм. Общая масса конструкции составляла 160...200 т. При изготовлении была применена технология электрошлаковой сварки плавящимся мундштуком. Роль кондуктора выполняла замкнутая коробчатая форма самих свариваемых заготовок с ребрами жесткости. Сварная заготовка подвергалась нормализации с отпуском и ультразвуковому контролю. Накопленный опыт выполнения швов сверхбольших сечений может быть использован при разработке методов расчета ожидаемых деформаций и технических приемов управления ими. Библиогр. 8, рис. 4.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, кузнечно-прессовое оборудование, сварно-кованая конструкция, нижняя станина пресса, сверхбольшие сечения, особенность производства

На протяжении более 60 лет ПАО «Новокраматорский машиностроительный завод» выпускает различное кузнечно-прессовое оборудование, у которого практически все несущие элементы выполнены в сварно-литом или сварно-кованом вариантах с применением электрошлаковой сварки (ЭШС). За это время было изготовлено и поставлено более 300 единиц мощных кузнечно-прессовых машин, которые сегодня успешно эксплуатируются в более чем 20 странах мира. В настоящее время производство ковочных гидравлических прессов усилием более 30 МН является важным перспективным направлением тяжелого машиностроения.

Одним из базовых элементов таких прессов является нижняя станина, средняя балка (рис. 1, а) которой изготавливается из стали 30Л в сварно-литом исполнении (общая масса 160...200 т, толщина свариваемых стыков находится в пределах $S = 3000...3800$ мм). Так, например, средняя балка нижней станины ковочного пресса усилием 70/90 МН представляет собой объемную конструкцию коробчатого типа массой 200 т, состоящую из двух литых заготовок, соединенных электрошлаковой сваркой плавящимся мундштуком (ЭШС ПМ). Сечение свариваемого стыка ($S \times H$) имеет размеры 3820×3130 мм (рис. 1, б).

Следует отметить, что до сих пор в мировой практике сварочного производства примеры сварки стальных заготовок с таким сечением шва не были известны. Кроме того, конструкция средней балки отличается от обычно встречающихся массивных заготовок с большой толщиной шва тем, что толщина стенки свариваемых кромок (δ) со-

ставляет всего 120 мм (рис. 1, б). Для ЭШС ПМ

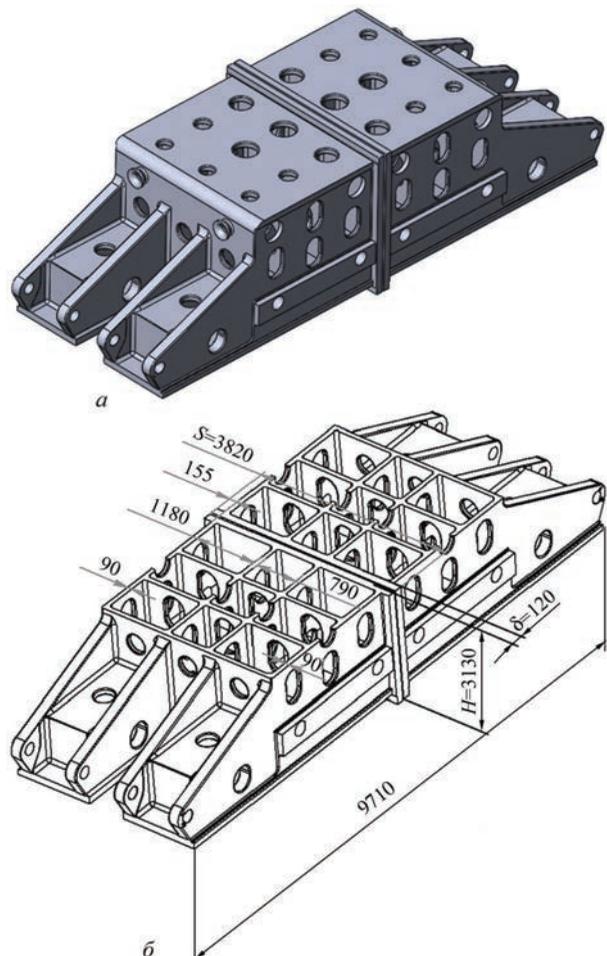


Рис. 1. Конструкция средней части станины ковочного гидравлического пресса усилием 70/90 МН: а — общий вид; б — структурная схема

жестких заготовок (ширина свариваемых элементов δ не меньше толщины шва S), величину и характер ожидаемых перемещений свариваемых кромок по длине шва H и изменение величины свариваемого зазора над шлаковой ванной можно прогнозировать с удовлетворительной степенью точности [1, 2]. Условия ЭШС ПМ гибких пластин, у которых отношение толщины шва к ширине заготовки больше единицы ($S/\delta > 1$) практически не исследованы. Поэтому довольно сложно определять условия закрепления (сборки) свариваемых деталей, обеспечивающие в допустимых пределах ожидаемые величину и характер сварочных деформаций, а также величину зазора на протяжении всего сварочного процесса. Анализ температурно-временных условий распространения тепловой энергии и формирования шва при ЭШС металла большой толщины [3, 4] показывает, что при сварке относительно тонких пластин нельзя заранее определить характер перемещения свариваемых кромок по ходу выполнения шва. Здесь возможно или чрезмерное уменьшение зазора, которое может вызвать короткое замыкание между кромками и плавящимися мундштуками, или наоборот — увеличение зазора до величины, при которой возможен выход кромок за пределы формирующих устройств. И то, и другое недопустимо, так как приведет к прекращению сварочного процесса. Неизвестны также характер влияния параметров режима и способы внешнего воздействия на свариваемые кромки, которые могли бы

обеспечить величину зазора и геометрические параметры гибких пластин в допустимых пределах. Для ограничения перемещения свариваемых кромок при дуговой сварке часто используют всякого рода приспособления (кондукторы, скобы и т. п.). Из-за больших габаритов заготовок, значительных масс и объемов одновременно кристаллизующегося металла шва, а также малой ширины свариваемых кромок, для случая ЭШС использовать эти приемы практически невозможно.

При ЭШС ПМ средней балки нижней станины роль кондуктора выполняла замкнутая коробчатая форма самих свариваемых заготовок, в которых перпендикулярно расположенные к плоскости свариваемых кромок ребра жесткости (рис. 1, б) будут препятствовать изменению величины зазора по высоте стыка выше допусковых пределов. Относительно формы зазора по толщине шва в промежутках между ребрами жесткости, на уровне максимального проплавления, можно ожидать некоторого выпучивания свариваемых кромок. Однако величина их должна быть незначительной по причине относительно медленного нагревания металла кромок на всю толщину до $500...600\text{ }^\circ\text{C}$ (термопластическое состояние) и воздействия кристаллизующегося шва, движущегося за зоной максимального нагрева кромок на расстоянии $15...30\text{ мм}$ со скоростью сварки.

Обычно применяемая на заводе технология и техника сборки массивных заготовок больших габаритов и толщины свариваемых кромок под

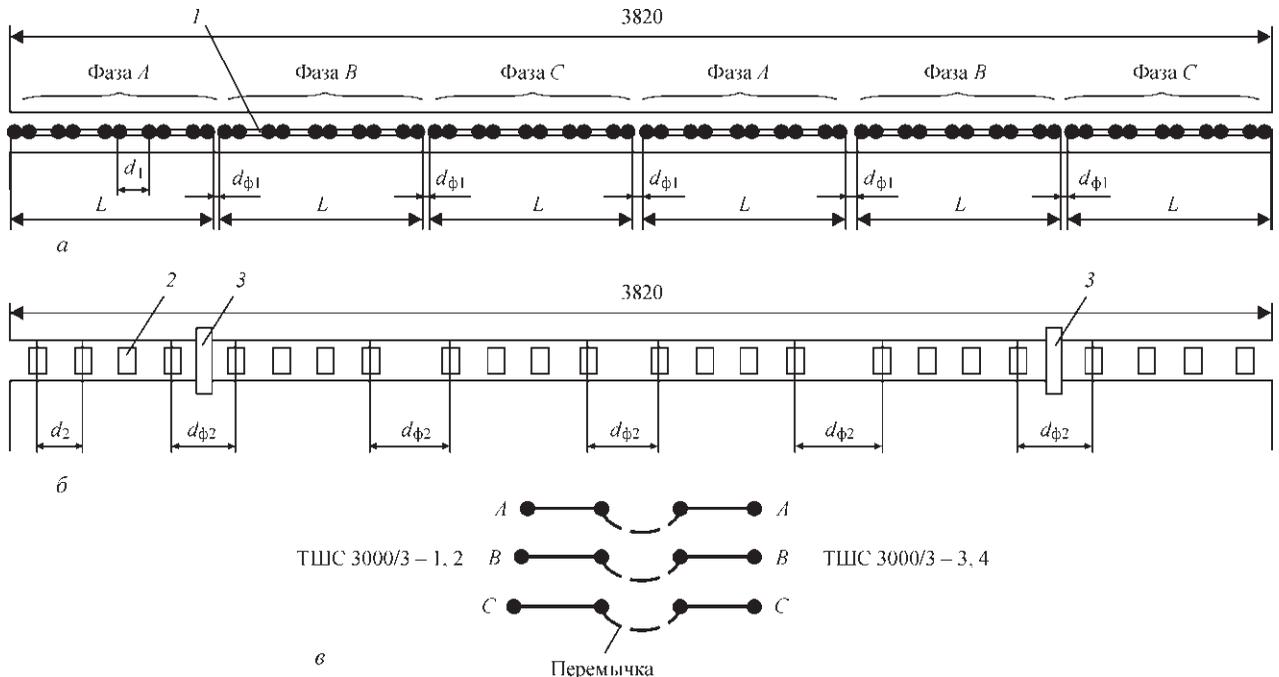


Рис. 2. Схемы установки пластин мундштуков в зазоре (а), скоб для установки плавящихся мундштуков (б) и соединения фаз для четырех источников питания (в); (1 — секция плавящегося мундштука; L — ширина одной секции (фазы) плавящегося мундштука; d_1 — расстояние между осями направляющих каналов; $d_{\phi 1}$ — расстояние (межфазное) между плавящимися мундштуками; 2 — скобы для крепления секций; 3 — скоба-перемычка; d_2 — расстояние между скобами для крепления секций; $d_{\phi 2}$ — межфазное расстояние для скоб)



Рис. 3. ЭШС средней части станины (а) и разогрев выводных планок за несколько минут до окончания процесса сварки (б): 1 — заготовка; 2, 3 — разогрев обратной стороны кромок в местах, соответствующих группам мундштуков и межфазным промежуткам; 4 — плавящиеся мундштуки

ЭШС ПМ включает следующие операции: сборку свариваемых заготовок между собой с определенным сборочным зазором, который фиксируется сборочными планками [5]; выставление в ямный стенд установки для ЭШС плавящимся мундштуком собранной под сварку заготовки [6]; наезд установки на собранную деталь; выдвижение в крайнее положение тележки со сварочными аппаратами; заведение в зазор один за другим плавящихся мундштуков, которые крепятся в струбцинах аппаратов АШ-110. Далее выполняются подготовительные работы: центрирование мундштуков в зазоре, прогонка проволоки в трубках мундштуков и т.п.

Из-за больших габаритов конструкции средней балки нижней станины технология ее сборки была отличной от стандартной. Сначала в ямный стенд установки выставляли одну половину балки. К начальным планкам заготовки приваривают скобы и на них укладывают пластину из стального проката — «дно кармана». Затем на выставленную заготовку наезжают установкой и в струбцины сварочных аппаратов АШ-110 закреп-

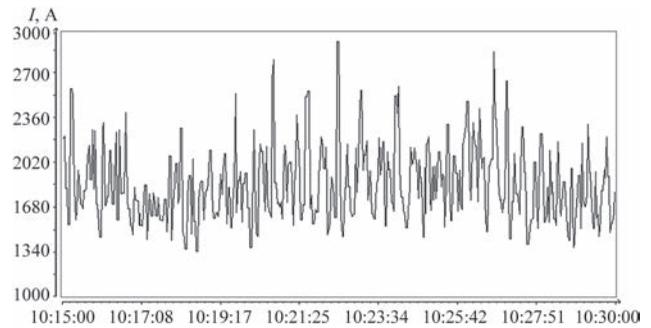


Рис. 4. Осциллограмма сварочного тока (длительность процесса 15 мин, фаза А, трансформаторы № 1, № 2 (рис. 2, в)

пляют плавящиеся мундштуки: 24 пластины плавящихся мундштуков, разбитых на 6 групп по 4 пластины в каждой (рис. 2). После установки всех мундштуков их положение относительно заготовки фиксировали приварными скобами для крепления секций (рис. 2, б, поз. 2), а затем пластины высвобождают из струбцин сварочных аппаратов. Для выставления второй половины средней балки нижней станины установку перемещают в крайнее положение. Формируют сборочный зазор: 36 мм внизу и 40 мм сверху стыка. После сборки свариваемых частей с заданным зазором к начальным планкам собранной детали домкратами плотно поджимают «дно кармана». Далее наезжают установкой на собранную заготовку и плавящиеся мундштуки снова закрепляют в струбцины сварочных аппаратов, а фиксирующие скобы срезают.

Шов с двух сторон формировали ползунами (рис. 3, а). Сборочный зазор на уровне выводных планок фиксируют двумя скобами — перемычками (рис. 2, б, поз. 3), приваренными к выводным планкам электродуговой сваркой. Скобы-перемычки размещают между первой и второй, а также между пятой и шестой группами мундштуков (рис. 2, б). Электрошлаковый процесс начал с «жидкого старта», во время сварки осуществляли мониторинг основных параметров режима сварки [7, 8] (рис. 4). Кроме того, по ходу сварки регулярно контролировали и поддерживали требуемую глубину шлаковой ванны с двух сторон шва, а также вели наблюдение за разогревом обратной стороны свариваемых кромок. Следует отметить, что температура нагрева обратной стороны кромок с момента выхода шва за пределы входного кармана (в промежутках между ребрами) составляла 550...650 °С и только при подходе шлаковой ванны на расстояние 250...300 мм до выходного кармана возросла до 900...1100 °С (рис. 3, б).

Незначительное увеличение зазора между кромками над зеркалом шлаковой ванны было зафиксировано на уровне 1200 мм шва — 42...43 мм. Увеличение зазора стало более заметным после сварки половины шва (произошел отрыв обеих скоб — перемычек, рис. 2, б, поз. 3)

– зазор на выводных планках составил 50 мм. При подходе шлаковой ванны на уровень 2500 мм от начала раскрытие зазора у ползунов достигло величины 55 мм и больше не менялось. Замыканий между мундштуками и кромками на протяжении сварки не зафиксировано. Весь процесс сварки осуществлен без нарушения заданных параметров режима и приемов техники выполнения шва. Затем сварную заготовку средней балки подвергли нормализации с отпуском и после УЗК отправили на дальнейшую механическую обработку.

Таким образом, впервые в мировой практике сварочного производства электрошлаковой сваркой плавящимся мундштуком выполнен шов сверхбольшого сечения размером $11,96 \cdot 10^3 \text{ мм}^2$ (толщина стыка $S = 3820 \text{ мм}$ при ширине свариваемых кромок $\delta = 120 \text{ мм}$).

Опыт выполнения швов сверхбольших сечений, полученных электрошлаковой сваркой плавящимся мундштуком для соединения гибких пластин, необходимо использовать при разработке научно обоснованных методов расчета ожидаемых деформаций и технических приемов управления ими.

За последние годы предприятием было изготовлено и поставлено для Южной Кореи, Китая,

Японии и Индии шесть гидравлических ковочных прессов мощностью 60...100 МН, базовые несущие элементы которых выполнены с применением описанных выше технологий ЭШС ПМ

1. Электрошлаковая сварка и наплавка; под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1980. – 511 с.
2. Сушук-Слюсаренко И. И. Метод получения точных размеров изделий при электрошлаковой сварке / И. И. Сушук-Слюсаренко. – К.: УкрНИИТИ, 1969. – 44 с.
3. Винокуров В. А. Сварочные деформации и напряжения / В. А. Винокуров. – М.: Машиностроение, 1968. – 236 с.
4. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций / В. И. Махненко. – К.: Наукова думка, 1976. – 320 с.
5. Сушук-Слюсаренко И. И. Техника выполнения электрошлаковой сварки / И. И. Сушук-Слюсаренко, И. И. Лычко. – К.: Наукова думка, 1974. – 90 с.
6. Новая установка для электрошлаковой сварки крупных элементов на АО «Ново-Краматорский машиностроительный завод» / В. А. Невидомский, С. Г. Красильников, А. Д. Панин [и др.] // Автоматическая сварка. – 2002. – № 2. – 50–53.
7. Способ изготовления крупногабаритных ковано-литых заготовок электрошлаковой сваркой / А. И. Волошин, К. П. Шаповалов, В. А. Белинский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 8. – С. 48–49.
8. Системы управления процессом и мониторинг режимов – важные факторы обеспечения качества при электрошлаковой сварке металла большой толщины / К. П. Шаповалов, С. Н. Литвиненко, С. Н. Косинов [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – № 12. – С. 41–44.

Поступила в редакцию 03.03.2016

IV Международная научно-техническая конференция «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ: ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ»

4–7 октября 2016 г.

г. Краматорск

Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА) проводит IV Международную научно-техническую конференцию «Сварка и родственные технологии: перспективы развития».

НАПРАВЛЕНИЯ РАБОТЫ КОНФЕРЕНЦИИ

- ◆ Прогрессивные технологии сварки, наплавки, пайки, резки, нанесения покрытий и обработки поверхностей
- ◆ Математическое, физическое, имитационное моделирование, компьютерные и информационные технологии в сварке и родственных процессах
 - ◆ Теория процессов сварки и наплавки
 - ◆ Физико-химические процессы при сварке и родственных процессах
 - ◆ Материаловедение в сварке и родственных процессах
- ◆ Перспективные конструкционные, сварочные и наплавочные материалы
 - ◆ Механизация и автоматизация в сварке и родственных процессах
 - ◆ Оборудование и источники питания в сварке и родственных процессах
 - ◆ Ресурс и надежность сварных конструкций
- ◆ Техническая диагностика и контроль качества в сварке и родственных технологиях
 - ◆ Энерго- и ресурсосбережение в сварке и родственных технологиях
 - ◆ Экологические проблемы процессов сварки и наплавки
 - ◆ Нормативная база сварочного производства
 - ◆ Сварочные и родственные технологии в медицине
 - ◆ Нанотехнологии, наноматериалы в сварочных и родственных процессах
 - ◆ Нейросетевые технологии в сварочных и родственных процессах
- ◆ Подготовка и повышение квалификации кадров для сварочного производства и смежных областей
 - ◆ История развития сварки и родственных процессов

Контакты: E-mail: sp@dgma.donetsk.ua; goldenmih@ukr.net; www.dgma.donetsk.ua

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ СВАРОЧНЫХ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ УСТОЙЧИВОСТИ ГОРЕНИЯ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

Н. М. МАХЛИН

ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины». 03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: electro@paton.kiev.ua

Рассмотрены вопросы повышения устойчивости сварочной дуги переменного тока при дуговой и плазменной сварке путем совершенствования сварочных источников питания. Отмечено, что из известных способов наибольшее распространение получили импульсное увеличение выходного напряжения источника питания при смене полярности тока дуги, применение индуктивно емкостных преобразователей, использование источников питания, обеспечивающих близкую к прямоугольной форму тока дуги. Показано, что наиболее эффективным является создание сварочных источников питания переменного тока, сочетающих два или несколько таких методов и имеющих в своем составе цепи или устройства, обеспечивающие возможность функционировать как в режиме первоначального возбуждения (зажигания) дуги, так и в режиме стабилизации процесса ее горения. Это достижимо, в частности, путем выполнения этих цепей или устройств в виде генераторов импульсов высокого или повышенного напряжения с двумя независимыми формирующими контурами. Приведены и описаны несколько вариантов схемотехнических решений усовершенствованных источников питания для дуговой сварки переменным током. Библиогр. 37, рис. 7.

Ключевые слова: дуговая и плазменная сварка, переменный ток, источники питания, первоначальное и повторные возбуждения дуги, фазовое регулирование, устойчивость дуги, электромагнитная совместимость, индуктивно-емкостные преобразователи

Дуговая и плазменная сварка переменным током по сравнению со сваркой постоянным током обладает рядом таких технологических преимуществ, как отсутствие магнитного дутья, возможность формирования шва с благоприятными геометрическими параметрами и профилем проплавления, а также получение более мелкозернистой структуры металла шва и зоны термического влияния, в том числе и на более производительных режимах, чем при сварке постоянным током. Сварка переменным током значительно экономичнее сварки постоянным током — сварочные источники питания переменного тока отличаются простотой построения и конструкции и в большинстве случаев их КПД и показатели надежности выше, чем у источников питания постоянного тока, а расходы на их эксплуатацию и обслуживание ощутимо ниже [1–6]. В силу этого переменный ток широко используется во многих отраслях промышленности для осуществления ручной дуговой сварки покрытыми электродами (ММАW), сварки под флюсом (SAW), ручной и механизированной сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов (TIG-AC) и других способов дуговой и плазменной сварки.

Наряду с известными преимуществами сварки переменным током присущи и определенные недостатки, основной из которых заключается в низкой устойчивости процесса горения дуги, что

особо характерно для синусоидальных сварочных токов промышленных частот и связано с ее периодическими погасаниями вследствие деионизации межэлектродного промежутка, возникающей при каждом изменении полярности тока дуги, т. е. вблизи его нулевых значений. Поэтому на протяжении многих десятилетий и до настоящего времени учеными и специалистами сварочного производства ведется поиск способов и средств повышения устойчивости сварочных дуг переменного тока [1, 2, 4, 5, 7–26], среди которых важное место занимает проблематика совершенствования сварочных источников питания.

Целью настоящей работы является рассмотрение и описание отдельных разработок, преимущественно выполненных в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, направленных на повышение устойчивости дуги переменного тока путем совершенствования построения и алгоритмов работы силовой части сварочных источников питания.

Особенности и примеры построения усовершенствованных сварочных источников питания переменного тока. Вопросы повышения устойчивости дуги при смене полярности сварочного тока путем совершенствования сварочных источников питания отражены в многочисленных монографиях, статьях и патентах. В этом направлении выполнены достаточно глубокие теоретические исследования, проведены обширные экспериментальные работы, разработаны и опробованы

различные способы совершенствования источников питания и технические решения, обеспечивающие реализацию этих способов [1–5, 7–21].

Проведенными исследованиями установлено, что одним из обязательных условий обеспечения повторных возбуждений дуги при смене полярности ее тока является выполнение требования $U_2 > U_3$, где U_2 — напряжение, прикладываемое к промежутку между сварочным электродом и свариваемым изделием в интервалы времени, соответствующие переходам тока дуги через нулевые значения; U_3 — значение амплитуды напряжения зажигания дуги в каждом полупериоде сварочного тока, называемом пиком зажигания [1, 2, 4, 5, 15]. Необходимо отметить, что выполнение этого требования путем повышения напряжения холостого хода $U_{x.x}$ источника питания затруднено условиями безопасности, согласно которым эффективное значение $U_{x.x}$ источников питания для дуговой сварки не должно превышать 80 В, а амплитудное значение 113 В. Также установлено, что длительность бестоковой паузы при смене полярности тока дуги определяется составом газа в межэлектродном промежутке и потенциалом его ионизации, а также скоростью изменения тока дуги dI_A/dt , которая для обеспечения устойчивого горения дуги должна быть более 10 кА/с. Чем больше dI_A/dt , тем короче длительность бестоковой паузы, больше время деионизации и ниже значение U_3 [1, 4, 5, 8]. С достаточной для практики точностью значение dI_A/dt может быть определено как

$$dI_A/dt \approx \Delta I_A/dt = I_{A0}\omega,$$

где I_{A0} — амплитудное значение тока дуги; ω — его угловая частота.

Из известных способов повышения устойчивости дуги переменного тока наиболее широкое распространение получили следующие:

- импульсное увеличение выходного напряжения источника питания при смене полярности тока дуги, в том числе с помощью применения специальных вольтодобавочных устройств импульсного действия — стабилизаторов горения дуги;
- применение индуктивно-емкостных преобразователей (ИЕП);
- использование источников питания, обеспечивающих форму тока дуги, близкую к прямоугольной;
- сочетание нескольких отмеченных способов.

Импульсное увеличение выходного напряжения источника питания при смене полярности тока дуги применяют, в частности, для совершенствования источников питания, построенных на основе однофазных сварочных трансформаторов с механическим или электрическим регулированием и предназначенных для использования на промышленной частоте 50 (60) Гц преимуще-

ственно при MMAW. Хотя производство и потребление таких источников питания постепенно сокращается, парк находящихся в эксплуатации сварочных трансформаторов весьма значителен и только в странах СНГ составляет многие сотни тысяч штук, поэтому задача расширения их технологических возможностей продолжает оставаться актуальной [27]. Все существующие технические решения по реализации способа импульсного увеличения выходного напряжения сварочных трансформаторов предполагают введение дополнительных блоков или цепей, обеспечивающих формирование импульсов напряжения, суммируемого при смене полярности тока дуги с напряжением вторичной обмотки сварочного трансформатора. При этом в состав этих дополнительных блоков или цепей обязательно входит или вспомогательный трансформатор ограниченной мощности, или дополнительная обмотка на магнитопроводе сварочного трансформатора [1, 2, 4, 5, 9, 15]. В результате импульсного возрастания выходного напряжения U_2 источника питания до значения $U_2 > U_3$ при смене полярности тока дуги обеспечиваются повторные возбуждения дуги. К недостаткам известных устройств, с помощью которых реализуется способ импульсного увеличения выходного напряжения источника питания, следует отнести необходимость некоторого усложнения и удорожания конструкции таких источников питания, отсутствие возможности осуществления бесконтактного первоначального возбуждения дуги, зависимость значений выходного напряжения источника питания от колебаний напряжения питающей сети. На рис. 1 приведена структурно-функциональная схема одного из вариантов построения усовершенствованного источника питания с импульсным увеличением выходного напряжения [28].

Источник питания для сварки переменным током содержит регулируемый (преимущественно механически или электромеханически) однофазный сварочный трансформатор $TV1$ с силовыми первичной I и вторичной II обмотками и дополнительной обмоткой III, а также возбудитель-стабилизатор.

В его состав входят биполярный источник постоянного тока I, блок управления (БУ) 2, цепь импульсной стабилизации, включающая конденсатор C1, обмотку III сварочного трансформатора $TV1$ и ключ на тиристорах $VS1$ и $VS3$, а также цепь генерации высоковольтных импульсов, образуемая конденсатором C2, первичной обмоткой I повышающего импульсного трансформатора $TV2$, вторичная обмотка II которого включена в сварочную цепь последовательно, и ключом на тиристорах $VS2$ и $VS4$. Конденсатор C3 предназначен для

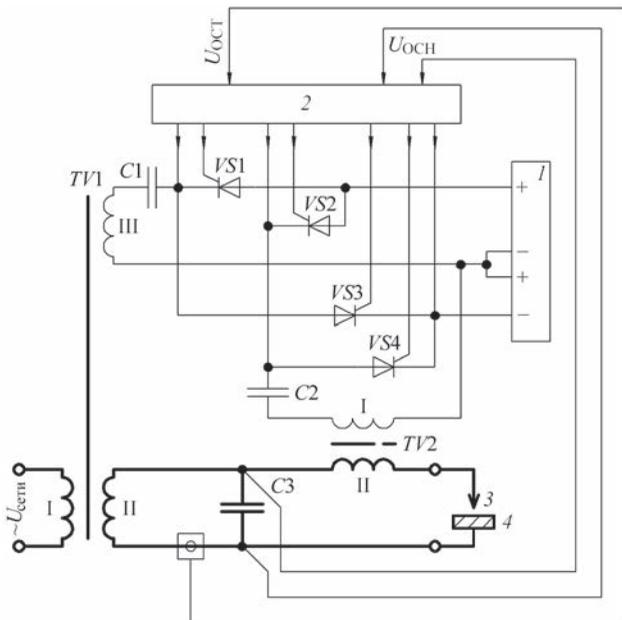


Рис. 1. Структурно-функциональная схема усовершенствованного источника питания переменного тока на базе сварочного трансформатора с амплитудным механическим или электромеханическим регулированием (обозначения см. в тексте)

обеспечения защиты сварочного трансформатора $TV1$ от воздействия высоковольтных импульсов.

При первоначальном возбуждении дуги в положительную или отрицательную полуволну напряжения питания сварочного трансформатора $TV1$ сигналами с БУ 2 в моменты, близкие к достижению напряжением холостого хода $U_{x.x \text{ тр}}$ трансформатора $TV1$ амплитудного значения, включится тиристор $VS2$ или $VS4$ соответственно, что обусловит колебательный заряд или перезаряд конденсатора $C2$ через обмотку I повышающего импульсного трансформатора $TV2$. По завершению заряда или перезаряда конденсатора $C2$ тиристор $VS2$ или $VS4$ автоматически выключается. Вследствие заряда или перезаряда конденсатора $C2$ на обмотке II трансформатора $TV2$ формируется импульс высокого напряжения, инжектируемый через защитный конденсатор $C3$ в промежуток между электродом 3 и свариваемым изделием 4, что вызывает ударную ионизацию этого межэлектродного промежутка, его электрической пробой и возникновение в нем искрового разряда, переходящего в дуговой, при котором через межэлектродный промежуток начнет протекать ток дуги от обмотки II сварочного трансформатора $TV1$. При возникновении в межэлектродном промежутке устойчивого дугового разряда по сигналу обратной связи по току дуги (U_{ocst}) подача с БУ 2 сигналов включения тиристора $VS2$ или $VS4$ прекратится. Одновременно с этим в моменты, определяемые сигналами обратной связи по напряжению дуги (U_{ocn}) и близкие к моментам смены полярности напряжения дуги, с БУ 1 начнут

поступать сигналы включения тиристора $VS1$ или $VS3$. С включением тиристора $VS1$ или $VS3$ будет происходить заряд или перезаряд конденсатора $C1$ через обмотку III сварочного трансформатора $TV1$. Вследствие этого на его обмотке II сформируется импульс повышенного напряжения, инжектируемый в межэлектродный промежуток и стабилизирующий процесс горения дуги. По завершению заряда или перезаряда конденсатора $C1$ тиристор $VS1$ или $VS3$ автоматически выключится.

К преимуществам этого устройства можно отнести экономичность и сравнительную простоту электросхемы и конструкции, амплитудное регулирование сварочного тока и неизменность коэффициента его формы во всем диапазоне регулирования, возможность использования сварочных трансформаторов с пониженным напряжением холостого хода. Недостатками устройства являются невозможность программирования (задания) параметров цикла сварки и осуществления режимов сварки модулированным током, потери некоторой части мощности стабилизирующих импульсов из-за шунтирующего действия защитного конденсатора $C3$, необходимость специального выполнения сварочного трансформатора $TV1$ и определенного усложнения БУ 2, обусловленного требованием раздельного управления тиристорами $VS1 \dots VS4$, отсутствие возможности исполнения возбудителя-стабилизатора в виде автономного устройства. Тем не менее, описанное устройство нашло применение в универсальных установках для MMAW и TIG-AC, например, в однофазных сварочных аппаратах И-205 УЗ.1 и в других источниках питания для дуговой сварки переменным током, построенных на основе сварочных трансформаторов с механическим или электромеханическим регулированием сварочного тока.

По сравнению с источниками питания переменного тока, выполненными на базе сварочных трансформаторов с механическим или электромеханическим регулированием тока дуги, лучшими массогабаритными показателями и более широкими технологическими возможностями обладают источники питания, построенные с использованием сварочных трансформаторов с электрическим регулированием. Это так называемые тиристорные трансформаторы (ТТ), в основу принципа действия которых положен способ фазового регулирования тока дуги [2, 4, 5, 29]. Фазорегулятор ТТ, как правило, состоит из двух встречно-параллельно соединенных тиристорных систем и системы их управления. Все известные ТТ могут быть классифицированы по двум основным признакам: способу обеспечения непрерывности тока дуги и месту расположения фазорегулятора — в первичной или вторичной цепи трансформатора. В свою очередь,

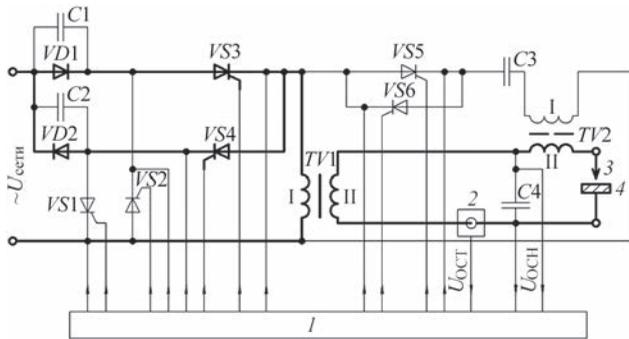


Рис. 2. Упрощенная электрическая принципиальная схема силовой части усовершенствованного источника питания, построенного на базе ТТ с фазорегулятором в первичной цепи по первому из этих признаков ТТ подразделяются на две группы. В первую входят трансформаторы с прерывистым током дуги, т. е. с наличием бестоковых пауз в каждом полупериоде этого тока; во вторую — ТТ, обеспечивающие непрерывность протекания тока через межэлектродный промежуток в течение всего процесса сварки (за исключением коротких интервалов времени при смене полярности тока дуги).

На рис. 2 приведена упрощенная электрическая принципиальная схема силовой части усовершенствованного источника питания. Схема построена согласно [30] на базе ТТ, содержащего в своей первичной цепи фазорегулятор на диодах $VD1, VD2$ и тиристорах $VS3, VS4$, компоненты вольтодобавочного узла (конденсаторы $C1, C2$ и тиристоры $VS1, VS2$) и подключенную параллельно первичной обмотке I сварочного трансформатора $TV1$ с развитым магнитным рассеянием цепь формирования высоковольтных импульсов (тиристоры $VS5, VS6$, конденсатор $C3$ и первичная обмотка I импульсного трансформатора $TV2$), 1 — блок управления, 2 — датчик тока дуги.

Бесконтактное первоначальное возбуждение дуги осуществляется с помощью импульсов высокого напряжения, инжектируемых в межэлектродный промежуток (промежуток между электродом 3 и свариваемым изделием 4) через защитный конденсатор $C4$. После инициирования в межэлектродном промежутке искрового разряда и перехода последнего в устойчивый дуговой разряд тиристоры $VS5, VS6$ выключаются и генерация высоковольтных импульсов прекращается, а процесс сварки поддерживается за счет знакопеременных импульсов тока дуги, следующих с частотой напряжения питающей сети. При этом повторные возбуждения дуги обеспечиваются тем, что в моменты включения тиристоров $VS3$ или $VS4$ к первичной обмотке I сварочного трансформатора $TV1$ прикладывается напряжение, равное сумме мгновенного значения напряжения питающей сети и значения установившегося напряжения на предварительно заряженных конден-

саторах $C1$ или $C2$ через тиристоры $VS2$ или $VS1$ соответственно. Это обуславливает импульсное увеличение напряжения на межэлектродном промежутке до значения, превышающего пик зажигания U_3 , в моменты начала каждого импульса тока дуги. Регулирование протекающего через межэлектродный промежуток тока осуществляется путем изменения угла включения тиристоров $VS3$ и $VS4$.

К преимуществам источников питания, построенных в соответствии с приведенной на рис. 2 схемой, можно отнести их способность обеспечивать как бесконтактное первоначальное возбуждение дуги, так и ее повторные возбуждения в процессе сварки, возможность снижения массогабаритных показателей источников питания за счет относительно небольших размеров устанавливаемого в первичной цепи фазорегулятора и использования сварочных трансформаторов с фиксированным расположением их первичной и вторичной обмоток и пониженным до 45...48 В напряжением холостого хода. Вместе с тем, помимо недостатков (включая характерно низкие показатели электромагнитной совместимости (ЭМС), которые принципиально присущи всем ТТ с прерывистым током дуги и фазорегулятором в первичной цепи [2, 4, 5], описаному источнику питания свойственны резко выраженная зависимость коэффициента формы сварочного тока от скважности его импульсов в каждом полупериоде и сравнительно узкий диапазон регулирования этого тока, а необходимость использования для построения такого источника питания несколько увеличенного количества тиристоров приводит к усложнению его системы управления. Исходя из этого, подобные источники питания наиболее рационально применять при SAW, ручной сварке покрытыми электродами больших диаметров (от 5 мм) и ограничено при TIG-AC на токах более чем 350 А.

Как показали исследования и опыт применения устройств с фазовым регулированием тока дуги, более широкие технологические возможности и более высокие показатели ЭМС имеют ТТ, в которых фазорегулятор размещен во вторичной цепи сварочного трансформатора, а непрерывность протекания через межэлектродный промежуток тока достигается с помощью специальной цепи, называемой цепью подпитки и обеспечивающей заполнение бестоковых пауз в интервалы непроводимости тиристоров фазорегулятора. Незначительно упрощенная электрическая принципиальная схема силовой части усовершенствованного источника питания этого типа приведена на рис. 3. Основными составными частями этого источника питания являются нерегулируемый

сварочный трансформатор $TV1$, фазорегулятор на тиристорах $VS1$ и $VS2$, блок управления I , датчик сварочного тока 2 и питаемый напряжением сети возбудитель-стабилизатор, содержащий накопительные конденсаторы $C1$ и $C2$, импульсный трансформатор $TV2$ с двумя отдельными первичными обмотками I и II и выходной вторичной обмоткой III, а также ключи с двухсторонней проводимостью на тиристорах $VS3...VS6$. Сварочный трансформатор $TV1$ выполнен с одной первичной обмоткой I и двумя последовательно и согласно соединенными вторичными обмотками II и III, при этом обмотка II имеет нормальное магнитное рассеяние, а обмотка III — повышенное. Регулирование сварочного тока, поддержание его заданного значения неизменным при воздействии внешних возмущений и формирование внешних вольтамперных характеристик (ВАХ) источника питания производятся с помощью фазорегулятора на тиристорах $VS1, VS2$ и обратных связей по току U_{OCT} и напряжению дуги U_{OCH} . Цепь подпитки (ток которой составляет от 10 до 15 А) образована вторичными обмотками сварочного трансформатора $TV1$, причем обмотка III подключена параллельно фазорегулятору на тиристорах $VS1, VS2$, вследствие чего ВАХ источника питания имеют вид, изображенный на рис. 4.

Особенность такого построения цепи подпитки заключается в том, что при переходах тока подпитки через нулевые значения напряжение, прикладываемое к межэлектродному промежутку, достигает значения $U_{x.x тр}$, равного сумме напряжений холостого хода на обмотках II и III сварочного трансформатора $TV1$ (см. рис. 3).

В режиме первоначального возбуждения дуги формирование высоковольтных импульсов в генераторе импульсов напряжения (ГИН) возбудителя-стабилизатора обеспечивается с помощью контура, содержащего ключ на тиристорах $VS3, VS4$, накопительный конденсатор $C1$ и обмотку I импульсного трансформатора $TV2$. При формировании импульсов повышенного напряжения в режиме стабилизации горения дуги используется контур, состоящий из ключа на тиристорах $VS5, VS6$, накопительного конденсатора $C2$ и обмотки II импульсного трансформатора $TV2$, с вторичной обмотки III которого и высоковольтные импульсы и импульсы повышенного напряжения в промежутке между сварочным электродом 3 и свариваемым изделием 4 инжектируются через защитный конденсатор $C3$. Переключение возбудителя-стабилизатора из режима первоначального возбуждения дуги в режим стабилизации горения дуги и наоборот осуществляется автоматически с помощью блока управления I за счет использования поступающих в него сигналов U_{OCT} и U_{OCH} по

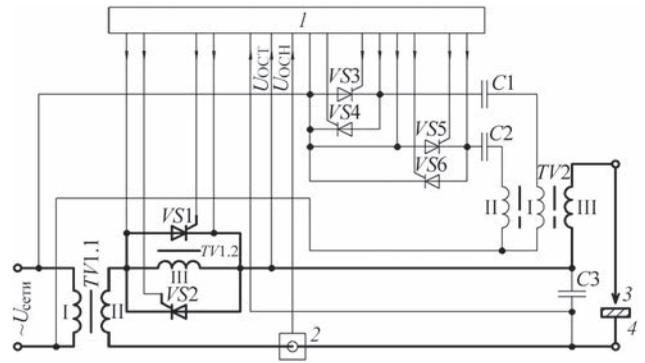


Рис. 3. Упрощенная электрическая принципиальная схема силовой части усовершенствованного источника питания, построенного на базе ТТ с фазорегулятором во вторичной цепи и цепью подпитки

тому же алгоритму, что и для возбудителя-стабилизатора источника питания, структурно-функциональная схема которого приведена на рис. 1.

По сравнению с ТТ, построенными согласно схемы, приведенной на рис. 2, преимуществами источников питания, схема которых соответствует рис. 3, являются возможность обеспечивать существенно более широкий диапазон регулирования сварочного тока (наименьшее значение которого может быть равно току подпитки), меньшие значения коэффициента формы сварочного тока и меньшее влияние этого коэффициента на стабильность процесса сварки и другие сварочные свойства источника питания, возможность использования для ТIG-AC (в том числе изделий из алюминия и его сплавов) начиная с диапазона «малых» сварочных токов.

Основной недостаток источников питания, схема которых приведена на рис. 3, обусловлен низкой скоростью изменения тока подпитки при смене его полярности, не превышающей 4 кА/с, что приводит к сокращению времени деионизации межэлектродного промежутка, а следовательно, к необходимости наращивания энергии и амплиту-

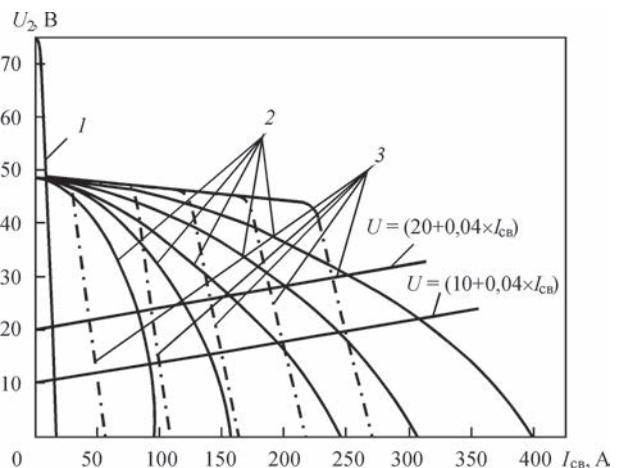


Рис. 4. Примеры ВАХ усовершенствованного источника питания, построенного на базе ТТ с фазорегулятором во вторичной цепи и цепью подпитки: 1 — цепи подпитки; 2 — в режиме MMAW; 3 — в режиме TIG-AC

обмоткой III с развитым магнитным рассеянием, фазорегулятора сварочного тока 1, блока управления 2, индуктивного реактора (дросселя) L1, емкостных реакторов C1 и C2, датчиков сварочного тока 3 и тока подпитки 4, асинхронного возбуждателя-стабилизатора 5 с выходным импульсным трансформатором, вторичная обмотка которого включена последовательно в сварочную цепь, двухпозиционного двухполюсного коммутатора SA1 питающего возбуждатель-стабилизатор 5 напряжения, защитного конденсатора C3. Фазорегулятор 1 может быть выполнен в виде двух встречно-параллельно включенных силовых тиристоров, а коммутатор SA1 в виде двух независимых оптоэлектронных реле переменного тока.

На начальной стадии сварки тиристоры фазорегулятора 1 выключены и напряжение холостого хода источника питания определяется напряжением холостого хода цепи подпитки, в состав которой входят последовательно и согласно соединенные вторичные обмотки II и III сварочного трансформатора TV1, вспомогательные индуктивный реактор L1 и емкостной реактор C2, а также датчик тока подпитки 4. Двухпозиционный двухполюсный коммутатор SA1 находится в состоянии, обеспечивающем поступление в цепь питания асинхронного возбуждателя-стабилизатора 5 напряжения с обмотки I сварочного трансформатора TV1 (напряжения питающей сети). Осуществление кратковременного замыкания промежутка между сварочным электродом 6 и свариваемым изделием 7 при MMAW или нажатие установленного на горелке микропереключателя при TIG-AC или при MIG/MAG или нажатие соответствующей кнопки системы управления при SAW вызовет формирование в блоке управления 2 источника питания сигнала разрешения.

Вследствие этого в моменты времени, соответствующие фазе (80 ± 5) электр. град, напряжения питающей сети переменного тока или напряжения холостого хода цепи подпитки источника питания и определяемые блоком управления 2 с помощью поступающих с защитного конденсатора C3 сигналов обратной связи по напряжению на один из управляющих входов возбуждателя-стабилизатора 5 с блока управления 2 будут поступать сигналы включения ключа того контура возбуждателя-стабилизатора, который обеспечивает генерацию высоковольтных импульсов, вызывающих электрический пробой межэлектродного промежутка и возникновение в нем искрового разряда. В результате этого происходит ударная ионизация межэлектродного промежутка и создаются условия для возбуждения в этом промежутке устойчивого дугового разряда с током практически равным току подпитки.

С момента появления в межэлектродном промежутке устойчивого дугового разряда с информационного выхода датчика тока подпитки 4 на соответствующий информационный вход блока управления 2 начнет поступать сигнал, уровень которого пропорционален току подпитки, что обусловит формирование в блоке управления 2 соответствующих управляющих сигналов и их поступление на управляющие входы фазорегулятора 1, коммутатора SA1 и возбуждателя-стабилизатора 5. Это приведет к автоматическому прекращению поступления с блока управления 2 сигналов включения ключа контура возбуждателя-стабилизатора 5, обеспечивающего генерацию высоковольтных импульсов, и к переключению коммутатора SA1 в состояние, при котором в цепь питания возбуждателя-стабилизатора 5 будет поступать напряжение со вторичной обмотки II сварочного трансформатора TV1. Вслед за этим в моменты времени, определяемые блоком управления 2 с помощью поступающих с защитного конденсатора C3 сигналов обратной связи по напряжению и поступающих с информационного выхода датчика тока подпитки 4 сигналов обратной связи по току, на соответствующий управляющий вход возбуждателя-стабилизатора 5 с блока управления 2 начнут подаваться сигналы включения ключа того контура возбуждателя-стабилизатора 5, который обеспечивает генерацию стабилизирующих импульсов повышенного напряжения.

Одновременно с этим в соответствии с избранным циклом сварки начинается его выполнение и на управляющий вход фазорегулятора 1 с блока управления 2 начнут поступать сигналы включения тиристоров этого фазорегулятора, причем указанные сигналы являются результатом обработки в блоке управления 2 поступающих с информационного выхода датчика сварочного тока 3 сигналов обратной связи по току, поступающих с защитного конденсатора C3 сигналов обратной связи по напряжению и сигналов (уставок), определяющих значения параметров выбранного режима сварки. В момент полного завершения процесса сварки автоматически прекращается поступление на соответствующие информационные входы блока управления 2 сигналов с информационных выходов датчика тока подпитки 4 и датчика сварочного тока 3, на защитном конденсаторе C3 снова устанавливается напряжение холостого хода цепи подпитки. При этом в блоке управления 2 прекращается генерация сигнала разрешения и формируется сигнал запрета, что приводит к прекращению поступления на управляющие входы возбуждателя-стабилизатора 5 и переключению коммутатора SA1 в состояние, обеспечивающее подачу в цепь питания возбуждателя-стабилизатора

5 напряжения с обмотки I сварочного трансформатора *ТV1*, после чего источник питания готов к осуществлению очередного цикла сварки.

По сравнению с источником переменного тока, схема которого приведена на рис. 3, усовершенствованный источник питания с ИЕП, построенный в соответствии со схемой, представленной на рис. 5, обладает такими существенными преимуществами, как улучшение коэффициента формы сварочного тока и отсутствие зависимости этого коэффициента от угла включения тиристоров фазорегулятора, а также гораздо более высокой скоростью изменения тока подпитки при смене его полярности, что обеспечивает намного более высокую устойчивость дуги в расширенном в области малых токов диапазоне регулирования сварочного тока и, следовательно, более широкие технологические возможности. Внешние ВАХ усовершенствованного источника питания с ИЕП качественно близки к изображенным на рис. 4. Испытания опытных образцов источника питания, структура которого соответствует приведенной на рис. 5, показали способность такого источника питания обеспечивать устойчивость дуги переменного тока и стабильность ее горения при сварке штучными электродами практически с

любым типом покрытия и при сварке плавящимся электродом под слоем флюса, заметно повысить качество осуществляемых способом TIG сварных соединений за счет повышения стойкости неплавящегося электрода и снижения вероятности образования дефектов, обусловленных его эрозией, получать удовлетворительные результаты при TIG-AC алюминия и его сплавов.

Вместе с тем установлено, что в ряде важных случаев для реализации высокой степени стабильности процесса TIG-AC алюминия и его сплавов достижимая в усовершенствованном и рассчитанном на использование напряжения сети промышленных частот источнике питания с ИЕП скорость изменения тока подпитки при смене его полярности недостаточна. Но этот недостаток может быть устранен путем либо повышения в 8...10 раз частоты питающего источника напряжения, либо увеличения уровня энергии стабилизирующих импульсов повышенного напряжения. Другой существенный недостаток усовершенствованного источника питания с ИЕП обусловлен проблемами, характерными для ИЕП большой мощности и связанными с надежностью их емкостных реакторов. Однако влияние этих проблем может быть сведено к приемлемому уровню применением методов, средств и рекомендаций, приведенных в работах [14].

В целом, проведенные обширные теоретические и экспериментальные исследования, опыт практического применения различных моделей источников питания с ИЕП, успехи современного конденсаторостроения, особенно в части создания и освоения промышленного производства (на основе использования нанотехнологий) конденсаторов сверхбольшой емкости, а также наметившийся в последние годы прогресс в направлении создания новых ферромагнитных материалов с высокой индукцией насыщения дают все основания полагать, что в ближайшем будущем построенные на основе ИЕП сварочные источники питания составят серьезную конкуренцию сварочным источникам питания инверторного типа, а в некоторых случаях вытеснят последние.

Наряду с удовлетворением требования $U_2 > U_3$ другой кардинальной мерой повышения устойчивости дуги переменного тока, особенно при TIG-AC алюминия и его сплавов, является увеличение dI_A/dt до 500...800 кА/с и более вблизи точки перехода тока дуги через нулевое значение путем обеспечения прямоугольной или близкой к ней формы этого тока. На протяжении ряда прошедших десятилетий такая форма тока дуги достигалась применением либо силовых трансформаторов с нормальным магнитным рассеянием в комплекте с дросселями насыщения, работающими в режиме

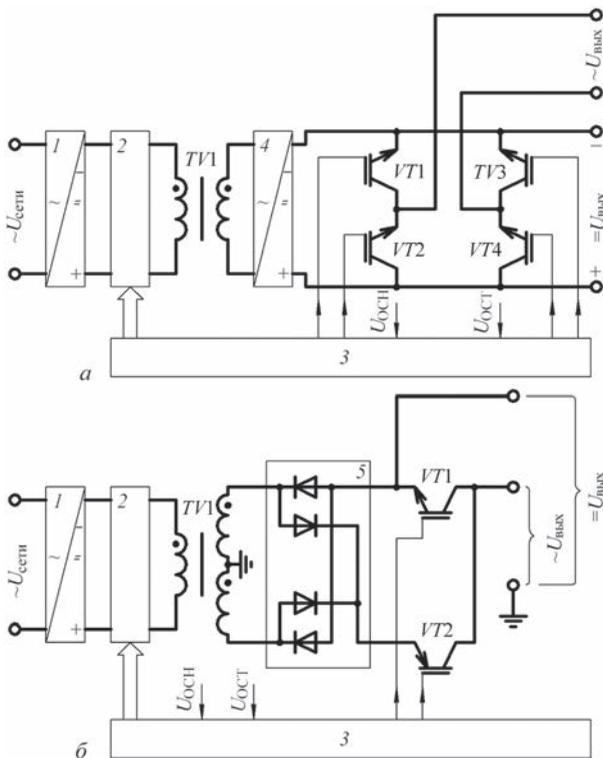


Рис. 6. Упрощенная структурно-функциональная схема источников питания инверторного типа с практически прямоугольной формой переменного сварочного тока (описание *a–б* см. в тексте): 1 — входной (сетевой) выпрямитель; 2 — высокочастотный преобразователь; 3 — блок управления; 4 — выходной высокочастотный выпрямитель; 5 — двуполярный выходной высокочастотный выпрямитель (со средней точкой)

вынужденного намагничивания (например, универсальный источник питания ТИР-300Д), либо таких же трансформаторов, содержащих в своей вторичной цепи мостовой фазорегулятор, в диагональ постоянного тока которого включен силовой дроссель большой индуктивности (например, импульсный универсальный источник питания ИСВУ-315-1) [2, 36].

Из-за высокой материалоемкости и низких энергетических показателей промышленное изготовление подобных источников было прекращено еще в 70–80-е годы прошлого столетия, однако некоторое их количество продолжает находиться в эксплуатации. В настоящее время для ТIG-АС довольно широко используются универсальные источники питания инверторного типа, в которых практически прямоугольная форма сварочного тока частотой 100...400 Гц достигается или с помощью выходного силового транзисторного моста (рис. 6, а), или с помощью двуполярного высокочастотного выпрямителя и двух силовых транзисторных ключей с различным типом проводимости (рис. 6, б). Характерные для таких источников питания значения dI_A/dt в сочетании с импульсным увеличением напряжения на межэлектродном промежутке при смене полярности тока дуги обеспечивают высокую устойчивость горения дуги переменного тока (в том числе при ТIG-АС алюминия и его сплавов) во всех технологически обоснованных диапазонах длины дуги и регулирования сварочного тока. Однако при этом возможно некоторое снижение износостойкости неплавящегося электрода, что, видимо, объясняется ударными электродинамическими нагрузками, которым при прямоугольной форме сварочного тока подвергается неплавящийся электрод при каждой смене полярности тока дуги. Кроме того, построение приведенных на рис. 6 источников питания для формирования переменного тока дуги требует обязательного использования дополнительных силовых транзисторных ключей, каждый из которых должен допускать пропускание через себя тока, составляющего не менее 60 % от значения наибольшего сварочного тока, что усложняет силовую часть источника питания, повышает его стоимость и снижает КПД. Вместе с тем известно, что если переменный ток дуги достигает значения 5...6 А при ММАВ или 3...5 А при ТIG, то дуговой разряд в межэлектродном промежутке можно считать установившимся [1, 4, 5].

Из этого следует, что альтернативой инверторным источникам питания с высокой скоростью изменения тока дуги при смене его полярности могут служить источники питания, в которых при переходе сварочного тока через нулевое значение высокие значения dI_A/dt обеспечиваются лишь в

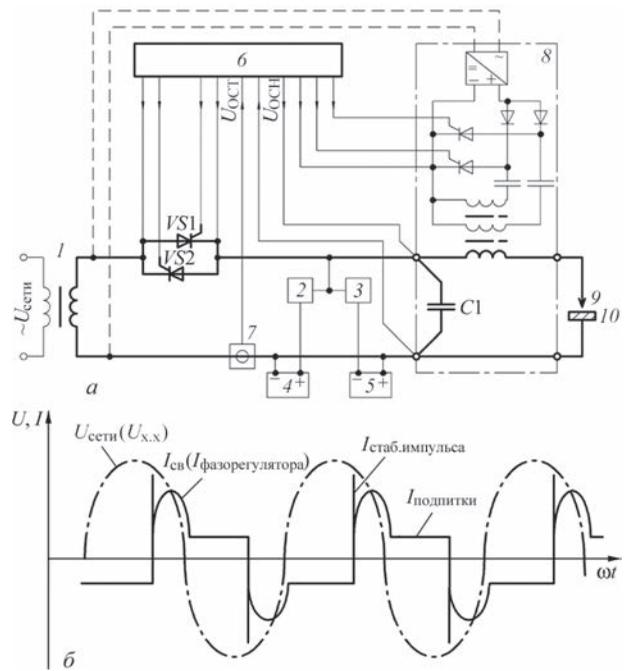


Рис. 7. Усовершенствованный источник питания с фазорегулятором и цепью подпитки с током практически прямоугольной формы: а — упрощенная структурно-функциональная схема; б — эпюры сварочного тока

диапазоне $\pm 4...6$ А. Примером такого альтернативного источника питания может быть источник питания переменного тока (например, ТТ) с цепью подпитки, формирующей переменный ток прямоугольной формы. Структурно-функциональная схема подобного источника питания, построенного согласно [37], показана на рис. 7, а. В состав этого источника питания входят сварочный трансформатор 1, фазорегулятор сварочного тока на силовых управляемых полупроводниковых ключах (например, на встречно-параллельно включенных тиристорах VS1 и VS2), защитный конденсатор C1, мощные транзисторные ключи 2 и 3, вспомогательные нерегулируемые источники питания постоянного тока 4 и 5 относительно небольшой мощности (до 0,45 кВт каждый) и с крутопадающей ВАХ, блок управления 6, датчик сварочного тока 7, асинхронный возбудитель-стабилизатор 8 с выходным импульсным трансформатором, вторичная обмотка которого включена последовательно в сварочную цепь. В начальной стадии сварки алгоритм работы и процессы в источнике питания аналогичны алгоритмам и процессам, осуществляемым в источниках питания, структурно-функциональные схемы которых показаны на рис. 3 и 5. С момента установления в промежутке между сварочным электродом 9 и свариваемым изделием 10 дугового разряда на соответствующие управляющие входы фазорегулятора сварочного тока, транзисторного ключа 2 (в положительную полуволну напряжения $U_{сети}$) или 3 (в отрицательную полуволну напряжения $U_{сети}$) и возбудителя-стабилизатора

8 начнут подаваться импульсные сигналы с блока управления 6, на который с датчика сварочного тока 7 поступают сигналы обратной связи по сварочному току, а с защитного конденсатора С1 — сигналы обратной связи по напряжению дуги. При этом возбуждатель-стабилизатор 8 автоматически перейдет из режима генерации высоковольтных импульсов для первоначального возбуждения дуги в режим генерации стабилизирующих импульсов повышенного напряжения. Включение тиристорных фазорегулятора вызывает протекание через межэлектродный промежуток сварочного тока, представляющего собой токовые знакопеременные импульсы, амплитуда и длительность которых определяются углом (фазой) включения тиристоров.

Бестоковые паузы между этими импульсами заполнены током подпитки, поддерживаемым в зависимости от его полярности с помощью источника постоянного тока 4 и ключа 2 или источника постоянного тока 5 и ключа 3. Быстрые переключения транзисторных ключей 2 и 3 происходят только при смене полярности сварочного тока и практически одновременно с этими переключениями осуществляется ввод в межэлектродный промежуток стабилизирующих импульсов повышенного напряжения. Тем самым при смене полярности тока подпитки достигаются его практически прямоугольная форма, а следовательно, и высокая скорость его изменения, что в сочетании с импульсным увеличением напряжения в межэлектродном промежутке обеспечивает надежные повторные возбуждения дуги (в том числе при TIG-AC алюминия и его сплавов).

Характерные для этого случая эпюры сварочного тока приведены на рис. 7, б. Несмотря на некоторое усложнение силовой части описанного источника питания с прямоугольной формой тока подпитки по сравнению с другими известными традиционными источниками питания переменного тока, к его достоинствам можно отнести возможность надежного функционирования при частоте напряжения $U_{\text{сети}}$, равной 50...500 Гц, а также возможность использования без серьезных затруднений такого же подхода к архитектуре цепи подпитки при построении ТТ с фазорегулятором в первичной цепи или источников питания на основе ИЕП. Основные структурно-схемные решения, приведенные на рис. 7, а, нашли применение при построении установки УДГ-301М1 УХЛ4, аппарата Н-155 и других установок и источников питания переменного тока для дуговой, плазменной и микроплазменной сварки.

Выводы

1. Расширение технологических возможностей и повышение устойчивости сварочной дуги пере-

менного тока могут быть достигнуты путем использования усовершенствованных источников питания, снабженных возбудителями-стабилизаторами (преимущественно асинхронного типа с двухконтурным ГИН и последовательным включением в сварочную цепь), имеющих в своем составе цепь подпитки с током прямоугольной формы и обеспечивающих при смене полярности тока дуги $dI_A/dt \geq 100$ кА/с.

2. Системы управления усовершенствованных источников питания должны содержать в своем составе контуры обратной связи по току и напряжению дуги.

3. Наиболее перспективными для дальнейшего совершенствования технологических и массогабаритных характеристик представляются ТТ с прямоугольной формой тока подпитки, источники питания на основе ИЕП и сварочные источники питания инверторного типа.

Автор выражает признательность д-ру техн. наук А. Е. Коротынскому и инженерам В. Ю. Буряку и Д. С. Олияненко за помощь, которую они оказали при подготовке настоящей работы.

1. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Г. И. Лесков. — М.: Машиностроение, 1970. — 335 с.
2. Оборудование для дуговой сварки: Справ. пособие / С. М. Белинский, А. Ф. Гарбуль, В. Г. Гусаковский [и др.]; под ред. В. В. Смирнова. — Л.: Энергоатомиздат, 1986. — 656 с.
3. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением; под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
4. Дыменко В. В. Повышение стабильности процесса и расширение технологических возможностей сварки переменным током плавящимся электродом: дис. ... канд. техн. наук / В. В. Дыменко. — К.: 1985. — 277 с.
5. Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги / Б. Е. Патон, И. И. Заруба, В. В. Дыменко [и др.]. — К.: Екотехнологія, 2007. — 218 с.
6. Применение переменного тока для сварки низкоуглеродистых и легированных сталей, алюминия и его сплавов / Э. И. Шмаков, Н. М. Махлин, В. Г. Федотенков [и др.] // Монтажные и специальные работы в строительстве. — 1978. — № 4. — С. 20–22.
7. Патон Б. Е. Импульсное зажигание дуги при газозлектрической и ручной дуговой сварке / Б. Е. Патон, В. А. Завадский // Автоматическая сварка. — 1956. — № 3. — С. 26–35.
8. Лаужадис А. И. Влияние частоты тока на стабильность дуги и процесса ручной дуговой сварки / А. И. Лаужадис // Автоматическая сварка. — 1967. — № 9. — С. 29–32.
9. Пентегов И. В. Исследование условий горения дуги синусоидального тока с помощью математической модели динамической дуги / И. В. Пентегов // Автоматическая сварка. 1977. — № 3. — С. 8–11.
10. Троицкий В. А. Влияние параметров электрической цепи на повторное возбуждение дуги переменного тока / В. А. Троицкий // Автоматическая сварка. — 1975. — № 11. — С. 6–10.
11. Лугин В. П. Сравнительная оценка стабильности горения дуги при сварке штучными электродами переменным током / В. П. Лугин // Сварочное производство. — 1975. — № 1. — С. 39–40.
12. Методика определения стабильности дуги переменного тока / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, А. Е. Марченко [и др.] // Автоматическая сварка. — 1979. — № 12. — С. 16–18.

13. Arc initiation in gas metal arc welding / D. Farson, C. Courardy, J. Talkington [et al.] // *Welding Journal*. – 1998. – № 8. – С. 315–321.
14. Коротынский О. С. Високоєфективні джерела живлення для дугового зварювання на основі індуктивно-ємнісних перетворювачів: дис. ... д-ра техн. наук / Олександр Свтихийович Коротинський. – К., 2007. – 392 с.
15. Патон Б. Е. Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев. – М.: Машиностроение, 1966. – 359 с.
16. Походня И. К. Плавление электрода и взаимодействие металла с газами при дуговой сварке: дис. ... д-ра техн. наук / Игорь Константинович Походня. – К., 1967. – 434 с.
17. Pat. 3328637 A1, USA. Alternating current arc power source / В. J. Aldenhoff. – June 1967.
18. Новиков О. Я. Устойчивость электрической дуги / О. Я. Новиков. – Л.: Энергия, 1978. – 160 с.
19. Пентегов И. В. Выбор напряжения холостого хода в источниках для ручной дуговой сварки переменным током / И. В. Пентегов, В. В. Дыменко, С. В. Рымар // *Автоматическая сварка*. – 1995. – № 5. – С. 35–40.
20. Андрианов А. А. Оптимизация режимов стабилизации сварочной дуги переменного тока / А. А. Андрианов, В. Н. Сидоренко // *Електротехніка і електромеханіка*. – 2009. – № 2. – С. 5–8.
21. Махлин Н. М. Особенности бесконтактного возбуждения дуги переменного тока / Н. М. Махлин // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 10 – С. 30–37.
22. Темкин Б. Я. Теория и расчет возбудителей сварочной дуги: автореф. на соискание научной степени канд. техн. наук / Б. Я. Темкин. – Л., 1981. – 16 с.
23. Зажигание дуги при сварке плавящимся электродом / В. А. Ленивкин, Г. Г. Кленов, Х. Н. Сагиров [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 1986. – № 2. – С. 30–34.
24. Махлин Н. М. Анализ и методика расчета электронных устройств последовательного включения для бесконтактного возбуждения дуги / Н. М. Махлин, А. Е. Коротынский // *Автоматическая сварка*. – 2014. – № 1. – С. 34–44.
25. Махлин Н. М. Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги: анализ и методика расчета. Часть 1 / Н. М. Махлин, А. Е. Коротынский // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 3–4. – С. 25–36.
26. Махлин Н. М. Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги: анализ и методика расчета. Часть 2 / Н. М. Махлин, А. Е. Коротынский // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 7. – С. 28–40.
27. Лебедев В. К. Тенденции развития источников питания для дуговой сварки / В. К. Лебедев // *Автоматическая сварка*. – 1995. – № 5. – С. 3–6.
28. А. с. SU 1668068 A1, МКИ: В23 К 9/06. Устройство для сварки переменным током / В. Г. Федотенков, Н. М. Махлин, В. Я. Иванов. – Опубл. 07.08.1991. – Бюл. № 29.
29. Иванов Г. П. Тиристорные регуляторы тока сварочных трансформаторов / Г. П. Иванов, З. Е. Рожанский, Н. А. Сердюк // *Автоматическая сварка*. – 1973. – № 11. – С. 65–69.
30. А. с. SU 935225, МКИ: В23 К 9/06, В23 К 9/00. Устройство для сварки переменным током / Д. А. Дудко, В. Г. Федотенков, Н. М. Махлин [и др.]. – Опубл. 15.06.1982. – Бюл. № 22.
31. Исследование эластичности сварочной дуги, питаемой от источника с индуктивностью и емкостью / В. Ю. Арлаускас, И. Р. Нарушкявичус, В. Н. Дубашинский Ф. Ф. Николаев [и др.] // *Сварочное производство*. – 1974. – № 10. – С. 14–16.
32. Лебедев В. К. Устойчивость горения дуги переменного тока в цепи с конденсатором / И. К. Лебедев, И. Р. Нарушкявичус // *Автоматическая сварка*. – 1971. – № 4. – С. 3–5.
33. Нарушкявичус И. Р. Исследование многопостового сварочного источника с индуктивностью и емкостью для сварки легированных сталей / И. Р. Нарушкявичус, И. М. Наркявичюс, И. С. Вишняк // *Тезисы докл. Всесоюз. науч.-техн. конф.: Разработка, исследование и внедрение новых источников питания сварочной дуги (21–22 мая 1981)*. – Ч. 2. – 1981. – С. 9–14.
34. Троицкий В. А. Способ плавного регулирования источников питания, содержащих продольно-емкостную компенсацию / В. А. Троицкий // *Автоматическая сварка*. – 1981. – № 5. – С. 8–12.
35. Лебедев В. К. Дуга переменного тока в цепи с последовательно соединенными индуктивностью и емкостью / В. К. Лебедев, А. Е. Коротынский // *Автоматическая сварка*. – 1994. – № 12. – С. 47–48.
36. Голошубов В. І. Зварювальні джерела живлення: Навчальний посібник / В. І. Голошубов. – К.: Арістей, 2005. – 448 с.
37. А. с. SU 1299725 A1, МКИ: В23 К 9/00, 9/06. Устройство для дуговой сварки переменным током / В. Г. Федотенков, Н. М. Махлин, А. Я. Яшунский [и др.]. – Опубл. 30.03.1987. – Бюл. № 12.

Поступила в редакцию 28.12.2015

Производство стали в Украине

Как сообщают металлурги страны, производство стали в Украине выросло на 14 % в течение первых пяти месяцев 2016 г. (до 10,6 млн т), в основном, благодаря увеличению спроса со стороны местного рынка и экспортеров. До этого производство стали в Украине в 2015 г. упало на 16 % (до 22,9 млн т), в основном, из-за военного конфликта на востоке страны, где сосредоточено большинство металлургических заводов. Металлургические заводы ожидают, что производство чугуна сможет оставаться стабильным в июне на уровне 2,1 млн т, а выпуск проката — 1,9 млн т. Производство украинской стали в июле, вероятно, останется также на высоком уровне — около 2,2 млн т. Сталь, химикаты и сельскохозяйственные товары составляют большую часть экспорта Украины.



<http://www.azovpromstal.com/news>

РАСЧЕТ ДВУХСЛОЙНОЙ ЗАГОТОВКИ СФЕРИЧЕСКИХ ДНИЩ ДЛЯ СОСУДОВ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

А. С. ПРОКОФЬЕВ¹, Р. С. ГУБАТЮК¹, А. Ф. МУЖИЧЕНКО¹, В. Н. БАРАНОВСКИЙ²

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

²Тернопольский нац. техн. ун-т им. И. Пулюя МОН Украины. 46001, г. Тернополь, ул. Русская, 56.

В статье приведены материалы расчетов кольцевых напряжений и радиальных перемещений в стенке двухслойного сферического днища. При этом рассмотрены три модели днищ, в которых используются различные сочетания материалов для изготовления слоев оболочки. Определены рациональные толщины слоев и образующиеся в них кольцевые напряжения и радиальные перемещения в пределах упругих деформаций при различных сочетаниях материалов слоев оболочки. Определение кольцевых напряжений осуществлялось путем расчетов по аналитическим зависимостям и методом компьютерного моделирования. Применение при изготовлении наружной оболочки материала с более высокими прочностными свойствами приводит к эффективному нагружению их общей стенки, уменьшению ее толщины и соответственно росту ее внутренних напряжений и в итоге к рациональному нагружению. Библиогр. 10, табл. 4, рис. 3.

Ключевые слова: сварная конструкция, двухслойная оболочка, сферическое днище, расчетная модель, напряжения, деформации, сварные сосуды

Использование двухслойных и в перспективе многослойных материалов для изготовления оболочковых сварных конструкций в большинстве случаев позволяет получить определенные преимущества. Такими преимуществами является повышение таких показателей как износостойкость, коррозионная стойкость, повышение стойкости к циклическим нагрузкам, а также возможность создания повышенного сопротивления усталостному разрушению. Безопасная эксплуатация такой сварной оболочковой конструкции заключается в достижении рационального распределения напряжений в ее стенках при приложении эксплуатационной нагрузки. Используются также и предварительно напряженные конструкции.

Для двухслойных цилиндрических оболочковых конструкций применяют соединения с натягом, что позволяет уменьшить толщину общей стенки и получить рациональное распределение напряжений, которые образуются в общей стенке при приложении эксплуатационной нагрузки. Также применение в двухслойной оболочковой конструкции материала, стойкого к циклическим нагрузкам, позволяет основную циклическую нагрузку, прилагаемую ко всей сварной конструкции, перераспределить на слой, где применен данный материал и, таким образом, разгрузить слои, которые имеют пониженную стойкость к циклическому нагружению, но имеют иные эксплуатационные или технологические свойства (например, коррозионную стойкость).

Для выполнения требований по коррозионной стойкости в сварных конструкциях типа емкостей, сосудов, баллонов возможно применение защитных покрытий на внутренней поверхности или изготовление двухслойного корпуса, при этом

материал внутреннего слоя изготавливается из металла, имеющего повышенную коррозионную стойкость. Известно, что двухслойные листовые биметаллические материалы возможно получить методом сварки взрывом [1, 2]. Также двухслойные листовые биметаллические материалы возможно получить методом индукционной прессы с сваркой давлением [3–5].

Двухслойные цилиндрические корпуса также возможно получить, осуществив коаксиальную посадку нагретой наружной оболочки на внутреннюю, что обеспечивает получение натяга. Таким путем возможно получить и двухслойные цилиндрические корпуса методом термической усадки наружной оболочки на внутреннюю, осуществляя индукционный нагрев путем постепенного продвижения коаксиально собранных внутренней и внешней оболочек. Данная технология имеет ряд преимуществ, заключающихся в том, что индукционный нагрев существенно дешевле, он не влияет на поверхность нагрева как газовый нагрев и его возможно осуществить в любой, в том числе и защитной атмосфере.

В работе [6] были рассмотрены три однотипные модели цилиндрических корпусов, работающих под давлением, у которых стенка цилиндрического корпуса представляет собой двухслойную оболочку (см. рис. 1 из [6]). Толщина внутренней тонкостенной (отношение диаметра к толщине стенки 10 и более) оболочки для всех трех моделей постоянна. В расчетных моделях наружная оболочка посажена на внутреннюю оболочку с минимальным натягом, близким к нулю, при этом ее внутренний диаметр совпадает с наружным диаметром внутренней оболочки, а ее

наружный диаметр рассчитывается исходя из показателей прочности для каждого применяемого материала. Для всех трех моделей двухслойных цилиндрических корпусов сосудов расчетные значения толщин стенок наружной оболочки и общей стенки, и образовавшихся напряжений в оболочках и в общей стенке, были представлены в работе [6]. В статье представлены расчеты моделей трех однотипных двухслойных сварных конструкций сферических днищ для сварных сосудов, работающих под давлением, при этом внутренняя тонкостенная оболочка сферического днища во всех моделях имеет одинаковые геометрические размеры, которые совпадают со стыковочными размерами для всех трех моделей внутренней тонкостенной оболочки цилиндрического корпуса.

Для определения напряжений, образующихся в стенке оболочки, была рассмотрена сварная конструкция сосуда, работающего под давлением, у которого и цилиндрическая стенка корпуса, и сферические днища выполнены из двухслойного материала. Три однотипные сварные конструкции (табл. 1) сосудов являются расчетными моделями, где с целью выбора оптимальных параметров использовали сочетание (комбинацию) разных марок сталей для внутреннего и наружного слоя. Соответственно, в расчетные модели закладывались прочностные показатели используемых марок сталей для каждого слоя оболочки. Предметом исследования являлись образующиеся напряжения в слоях двухслойного сферического днища и в общей двухслойной стенке, а также определение величины деформаций при приложении эксплуатационного давления для трех моделей.

Толщины стенок наружных оболочек сферических днищ S_2 и цилиндрических корпусов $S_{2к}$ и соответственно толщины общих стенок днища S и цилиндрических корпусов S_k во всех трех моделях могут не совпадать. Однако это позволяет выполнить кольцевой сварной шов, соединяющий цилиндрический корпус со сферическим днищем. При этом достигается обеспечение толщины стенок и совпадения диаметров внутренних оболочек для всех трех моделей и имеется наличие некоторой разнотолщинности стенок наружных оболочек (до 15...20 % от общей толщины стенки наружной оболочки). Это в итоге позволяет на базе полученных расчетных данных сконструировать и сформировать три однотипные модели сварной конструкции – сварного сосуда, с двухслойным цилиндрическим корпусом и двухслойным сферическим днищем. При этом материалы марок сталей слоев корпуса и днища в каждой модели совпадают, а между моделями баллонов совпадения в материалах двухслойных оболочек нет. Расчеты по выбору геометрических параметров однотипных двухслойных конструкций

сферических днищ, для сосудов, работающих под давлением, проводились по известным методикам [7–9]. Сочетание (комбинация) разных марок сталей для внутренней и наружной оболочек в трех моделях сферического днища выбрано в соответствии с работой [6] для трех моделей двухслойного цилиндрического корпуса сварного сосуда.

При этом соблюдались следующие условия:

- расчеты проводили с учетом одного и того же внутреннего эксплуатационного давления $P_p = 20$ МПа и одних и тех же геометрических размерах стенки внутренней оболочки днища ($d_{вн1} = 47,5$ мм; $d_{нар1} = 152$ мм; толщина стенки внутренней оболочки сферического днища постоянная $S_1 = 2,25$ мм) для всех трех моделей сварных сосудов;

- внутренний диаметр сферической наружной оболочки соответствует наружному диаметру стенки внутренней сферической оболочки для всех трех типов сварных сосудов и является постоянным ($d_{нар1} = d_{вн2} = 152$ мм);

- размеры стенки сферической наружной оболочки ($d_{нар}, S_2$) рассчитывали исходя из образующихся в ней (наружной оболочке) напряжений и прочностных показателей используемой марки стали;

- в конструкции сферического днища из расчетных толщин общей стенки днища S принимали ее минимальное значение;

- напряжения в отдельных оболочках сферического днища σ_1, σ_2 , а также суммарные напряжения в общей стенке днища σ определяли без учета натяга;

- расчет проводили в соответствии с действующими нормативными документами и положениями работы [7], при этом эксплуатационное рабочее давление модели сварного сосуда рассчитывали (при коэффициенте запаса прочности $n = 2,7$) по максимальным допустимым значениям образующихся напряжений в металле $[\sigma]_p = \sigma_0/n$, где σ_0 — критически опасное напряжение. В зависимости от марки стали для пластичных материалов $\sigma_0 = \sigma_r$, для хрупких материалов $\sigma_0 = \sigma_B$;

- в расчетных моделях прочность сварных швов принимали равной прочности основного

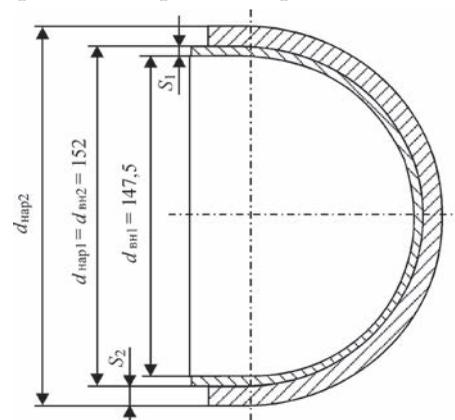


Рис. 1. Конструкция сферического днища

Таблица 1. Сочетание материала и соотношение толщин стенок оболочек сферического днища для моделей

Номер модели	Материалы внутренней S_1 и наружной оболочек S_2 соответственно	$S_1/(S_2 + C)$
1	Ст 08 кп + высокопрочная сталь	$2,25/(1,61 + 0,077) = 1,333$
2	сталь 20 + сталь 20	$2,25/(4,49 + 0,21) = 0,478$
3	сталь 08 кп + сталь 08 кп	$2,25/(8,42 + 0,4) = 0,255$

металла (для данной расчетной математической модели с учетом применения разных марок материалов обеспечение прочности сварных швов достигается путем увеличения суммарной толщины стенки на значение толщины стенки, которая во всех случаях должна быть не менее 0,5 мм [7]).

Материалы расчетов. Исходя из проведенных расчетов в табл. 1 представлены сочетание материалов, геометрические размеры и соотношение толщин стенок S_1 , S_2 оболочек сферического днища и толщины стенки C , где C определяется по формуле работы [7] для трех типов моделей:

$$C = \frac{0,05}{1 + 0,05} S.$$

Результаты расчетов трех моделей конструкций сферических днищ представлены в табл. 2.

Значения рабочих напряжений σ_{p1} , σ_{p2} , σ_{p3} , которые образуются в металле во внутренней наружной оболочке и общей стенке сферического днища от приложенного рабочего эксплуатационного давления P_p , приведены в табл. 3.

Расчет напряжений, образующихся в общей стенке днища, проводили как для однослойного материала суммарной толщины для трех типов моделей. Таким образом, был выполнен прочностной расчет сварной конструкции, в данном случае сварного двухслойного сосуда, у которого двухслойный цилиндрический корпус и сферическое днище выполнены также двухслойными [10].

Кольцевые напряжения и радиальные перемещения, полученные в результате компьютерного моделирования, представлены на рис. 2, 3.

Данные, полученные в результате компьютерного моделирования при нагружении внутренним рабочим давлением трех типов сварной конструкции (сварного сосуда, у которого цилиндрический корпус и сферическое днище выполнены двухслойными), представлены в табл. 4. Сравнение значений кольцевых напряжений (среднего по толщине), определенных в результате компьютерного моделирования (табл. 4, ряд 2), с напряжениями, определенными по аналитическим зависимостям расчетным путем, (табл. 4, ряд 3, первоначально приведено в табл. 3) от приложения рабочего давления к общей стенке для трех моделей, практически совпадают или имеют незначительное расхождение (0,54 ... 3,02 %). Значение напряжений, определенных расчетным путем, оказались выше значений напряжений, определенных в результате компьютерного моделирования.

По результатам компьютерного моделирования установлено, что радиальные перемещения в общей стенке двухслойной оболочки возрастают пропорционально образовавшимся кольцевым напряжениям от модели № 3 к модели № 1 и являются обратно пропорциональными толщине общей стенки двухслойной оболочки.

Наибольшие радиальные перемещения и самые большие значения кольцевых напряжений в модели

Таблица 2. Результаты расчетов трех моделей конструкций сферических днищ

Параметр	Модель № 1	Модель № 2	Модель № 3
Допустимые напряжения в металле стенки днища, МПа; $\sigma_p = \sigma_o/n$ ($n = 2,7$)			
внутренняя оболочка σ_1	74,0	114,3	74,0
наружная оболочка σ_2	370,4	114,3	74,0
Толщина стенки внутренней оболочки S_1 , мм	2,25	2,25	2,25
Внутренняя оболочка			
диаметр внутренний $d_{вн1}$, мм	147,5	147,5	147,5
диаметр средний $d_{ср1}$, мм	149,75	149,75	149,75
диаметр наружный $d_{нар1}$, мм	152,00	152,00	152,00
Толщина стенки наружной оболочки $(S_2 + C)$, мм	1,687	4,7	8,82
Наружная оболочка			
диаметр внутренний $d_{вн2}$, мм	152,00	152,00	152,00
диаметр средний $d_{ср2}$, мм	153,687	156,7	160,82
диаметр наружный $d_{нар2}$, мм	155,374	161,4	169,64
Толщина общей стенки днища $S = S_1 + (S_2 + C)$	3,937	6,95	11,07
Общая стенка днища			
диаметр внутренний $d_{вн}$, мм	147,5	147,5	147,5
диаметр средний $d_{ср}$, мм	151,437	154,45	158,57
диаметр наружный $d_{нар}$, мм	155,374	161,4	169,64
Отношение $d_{нар}/S$	39,465	23,22	15,324
Отношение $(S_2 + C)/S_1$	0,75	2,088	3,92

Таблица 3. Сравнение расчетных напряжений σ_{p1} , σ_{p2} , σ_p при рабочем давлении $P_p = 20$ МПа с допустимыми напряжениями σ_1 , σ_2 в металле внутренней и наружной оболочек для трех моделей

Параметр		Модель № 1	Модель № 2	Модель № 3
Допустимые напряжения σ_1 , σ_2 , МПа		$\sigma_1 = 74,0$; $\sigma_2 = 370,4$	$\sigma_1 = 114,3$; $\sigma_2 = 114,3$	$\sigma_1 = 74,0$; $\sigma_2 = 74,0$
Расчетные напряжения σ_{p1} , σ_{p2} ; σ_p , МПа				
внутренняя оболочка (S_1)	σ_{p1} , МПа	$\sigma_{p1} = 4,447 < \sigma_1$	$\sigma_{p1} = 6,869 < \sigma_1$	$\sigma_{p1} = 4,447 < \sigma_1$
наружная оболочка ($S_2 + C$)	P_{p2} , МПа	$\sigma_{p2} = 354,2 < \sigma_2$	$\sigma_{p2} = 109,4 < \sigma_2$	$\sigma_{p2} = 70,9 < \sigma_2$
общая стенка днища $S_1 + (S_2 + C) = S$	σ_p , МПа	$\sigma_p = 192,3 < \sigma_2$	$\sigma_p = 111,1 < \sigma_1 = \sigma_2$	$\sigma_p = 71,6 < \sigma_1 = \sigma_2$

№ 1, имеющей минимальную общую толщину стенки двухслойной оболочки. В самой толстой общей стенке двухслойной оболочки — модели № 3 соответственно наименьшие значения кольцевых напряжений и минимальные радиальные перемещения в

пределах упругих деформаций, что соответствует закону Гука. В данном случае оптимальная толщина общей стенки двухслойной оболочки определяется выбором рационального сочетания в ней кольцевых напряжений и радиальных перемещений в пределах

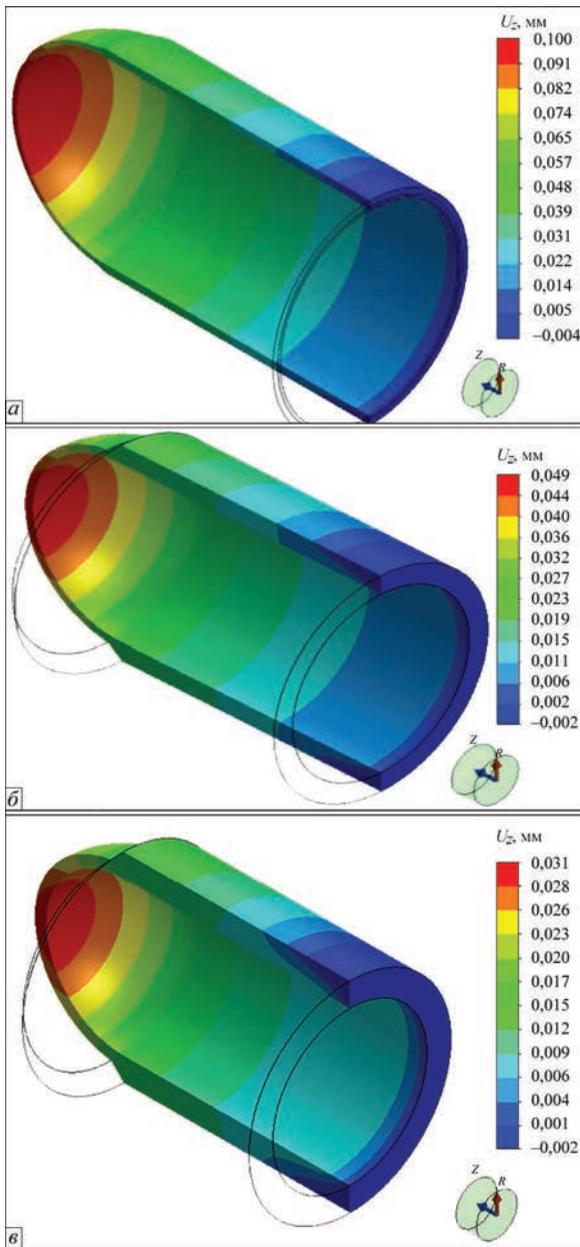


Рис. 2. Поля радиальных перемещений в модели № 1 (а), 2 (б), 3 (в) сосудов при их нагружении рабочим давлением

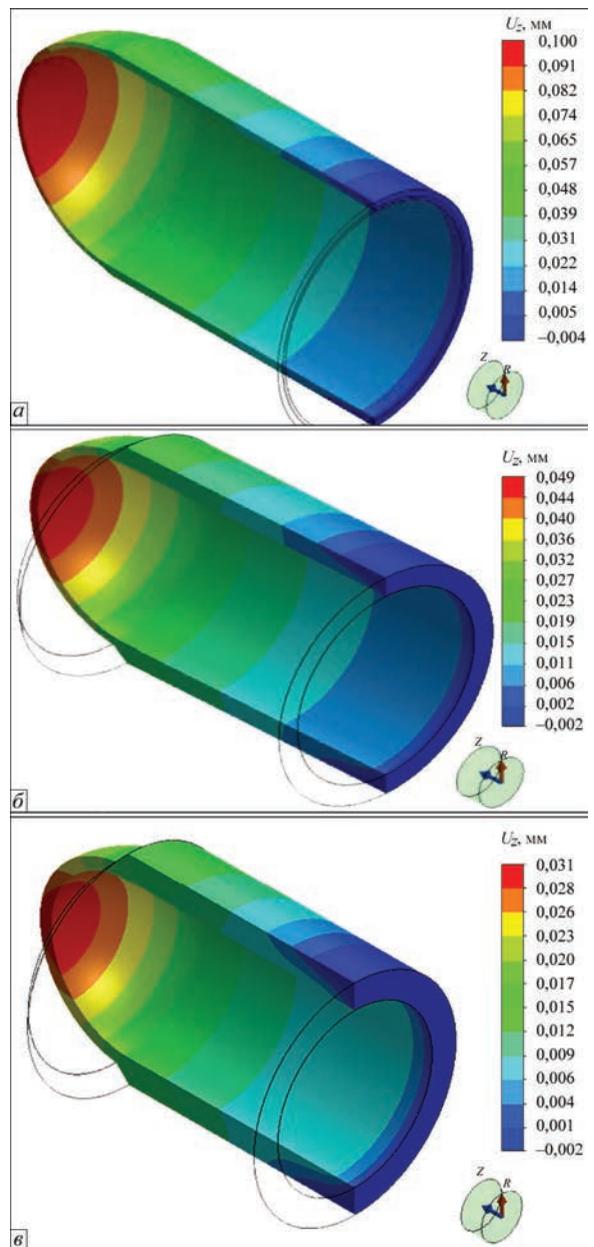


Рис. 3. Распределение кольцевых напряжений в модели № 1 (а), 2 (б), 3 (в) сосудов при их нагружении рабочим давлением

Таблица 4. Перемещения и напряжения при нагружении рабочим давлением для различных моделей

Номер п/п	Параметр	Модель № 1	Модель № 2	Модель № 3
1	Среднее значение перемещения, мм $\Delta_m = (\Delta_{min} + \Delta_{max}) / 2$	$\Delta_m = 0,074$	$\Delta_m = 0,0255$	$\Delta_m = 0,016$
2	Среднее значение кольцевых напряжений в общей стенке двухслойной оболочки, МПа (компьютерное моделирование) $\sigma_m = (\sigma_{min} + \sigma_{max}) / 2$	$\sigma_m = 190$	$\sigma_m = 110,5$	$\sigma_m = 69,5$
3	Среднее значение кольцевых напряжений в общей стенке двухслойной оболочки, МПа (определение расчетным путем, данные табл. 3)	$\sigma_p = 192,3$	$\sigma_p = 111,1$	$\sigma_p = 71,6$

упругих деформаций, исходя из показателей прочности наименее прочного материала оболочки и прочности сварного межслойного соединения. Значения кольцевых напряжений в общей стенке двухслойной оболочки, полученные в результате компьютерного моделирования (при нагружении внутренним рабочим давлением в модели сварной конструкции), коррелируются с кольцевыми напряжениями, определенными ранее расчетным путем для всех трех типов моделей.

Определенные по результатам компьютерного моделирования и расчетным путем для всех трех типов моделей значения кольцевых напряжений также определяют и соответственно требования к прочности сварного соединения оболочек. В данной работе по результатам компьютерного моделирования и расчетным путем для всех трех типов моделей определена толщина сферического днища. Однако в соответствии с правилами расчетов и проектирования [7] толщина стенки днища в реальных сварных конструкциях должна приниматься не менее расчетной толщины стенки цилиндрического корпуса. Для таких сварных конструкций как сосуды, работающие под давлением, при длительном циклическом нагружении минимальные радиальные перемещения в пределах упругих деформаций представляют определенный риск. Это обусловлено возможностью развития усталостных трещин, предшествующих усталостному разрушению, в том числе и в зоне межслойного соединения.

С целью определения оптимальных параметров двухслойной конструкции днища при проектировании считаем, что целесообразно проводить компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния при приложении внутреннего рабочего давления, а также внутреннего предельного давления конструкции с целью определения и сравнения полученных при моделировании кольцевых напряжений с напряжениями, определенными расчетным путем по аналитическим зависимостям.

Выводы

1. Определены с использованием компьютерного моделирования, а также расчетным путем по аналитическим зависимостям рациональные геометрические параметры сварной двухслойной оболочки. Для общей стенки тонкостенной двухслойной оболочки установлены рациональные сочетания непределенных кольцевых напряжений и радиальных перемещений.

2. При проектировании должны быть учтены кольцевые напряжения в общей стенке оболочки, среднее значение которых определено в результате компьютерного моделирования, с напряжениями, определенными расчетным путем по аналитическим зависимостям.

1. Конон Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – М.: Машиностроение, 1987. – 216 с.
2. Петушков В. Г. Применение взрыва в сварочной технике / В. Г. Петушков. – Киев: Наукова думка, 2005. – 753 с.
3. Свойства металла шва при индукционной сваркопайке стали 20 / А. С. Письменный, Д. П. Новикова, А. С. Прокофьев [и др.] // Автоматическая сварка. – 2004. – № 12. – С. 27–33.
4. Письменный А. С. Свойства сварных соединений трубных заготовок, полученных прессовой сваркопайкой с формирующим устройством / А. С. Письменный, А. С. Прокофьев, А. А. Письменный // Автоматическая сварка. – 2010. – № 7. – С. 25–28.
5. Бакши О. И. Прочность при статическом растяжении сварных соединений с мягкой прослойкой / О. И. Бакши, Р. З. Шрои // Сварочное производство. – 1962. – № 5. – С. 6–10.
6. Сварнопаянные трубные заготовки для трубопроводов и сосудов высокого давления / А. А. Письменный, Р. С. Губатюк, А. С. Прокофьев [и др.] // Автоматическая сварка. – 2014. – № 10. – С. 41–47.
7. Чернега В. И. Безопасная эксплуатация паровых котлов, сосудов и трубопроводов. – 2-е изд. / В. И. Чернега. – Киев: Техніка, 1976. – 529 с.
8. Писаренко Г. С., Яковлев А. П., Матвеев В. В. Справочник по сопротивлению материалов / Отв. ред. Г. С. Писаренко. – 2-е изд. перераб. и доп. – Киев: Наукова думка, 1988. – 736 с.
9. Майзель В. С. Сварные конструкции / В. С. Майзель, Д. И. Навроцкий. – Л.: Машиностроение, 1973. – 304 с.
10. Пат. 107847 Україна. Балон високого тиску, у якому циліндричний корпус має оболонкову конструкцію / О. С. Письменный, М. М. Савицький, О. О. Письменный [та ін.]. – Опубл. 25.02.2015, Бюл. № 4.

Поступила в редакцию 22.12.2015

МЕЖДУНАРОДНЫЙ СИМПОЗИУМ ПО СПЕЦИАЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ И СВАРКЕ (MEDOVAR MEMORIAL SYMPOSIUM)

Симпозиум в честь 100-летия академика Национальной академии наук Украины Бориса Израилевича Медовара (1916–2000 гг.) — выдающегося представителя Патоновской научной школы, верного соратника Евгения Оскаровича и Бориса Евгеньевича Патонов прошел в Киеве 7–10 июня 2016 г. Были представлены доклады по основным направлениям научной деятельности Б. И. Медовара. Это электрошлаковые процессы, технология и металловедение сварки низко-, средне- и высоколегированных сталей и сплавов, управление кристаллизацией слитков и отливок, создание новых металлических материалов.

Работа симпозиума проходила на восьми пленарных заседаниях и завершилась открытой дискуссией по проблеме получения крупных кузнечных слитков и тяжелых поковок ответственного назначения, в частности, для энергетики.

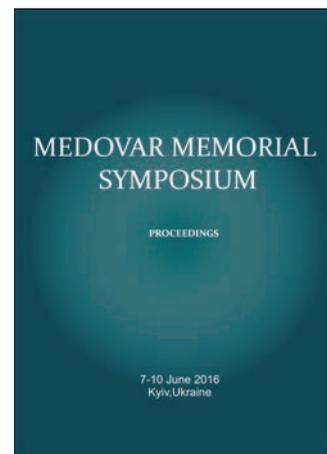
Академик К. А. Ющенко, зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона, открыл симпозиум и приветствовал специалистов из Австрии, Германии, Китая, Польши, США и Украины (специалисты из России подали доклады, включенные в труды симпозиума* (с трудами симпозиума можно ознакомиться в библиотеке ИЭС), но по разным причинам не участвовали в его работе). Он коротко рассказал о творческом наследии Б. И. Медовара и его работе в ИЭС им. Е. О. Патона.

На первом заседании, проходившем под председательством многолетнего президента фирмы CONSARC (США) Р. Робертса, неоднократно встречавшегося с Б. И. Медоваром, были представлены доклады основных участников международного рынка специальной электрометаллургии, включая фирмы CONSARC, INTECO (Австрия) и ALD (Германия). Все эти доклады были посвящены основному направлению развития ЭШП на современном этапе — получению крупных кузнечных слитков массой вплоть до 250 т (а, возможно, и более!) для нужд прежде всего энергетического машиностроения. В каждом из них было немало новой информации. Например, в докладе фирмы CONSARC были представлены данные, свидетельствующие о влиянии частоты тока на профиль и, что принципиально важно, глубину жидкометаллической ванны и двухфазной зоны слитка ЭШП.

Доклад INTECO был сделан исполнительным директором компании г-ном А. Шериау и был сосредоточен на промышленном опробовании предложенной Б. И. Медоваром технологии управления затвердеванием крупных слитков ЭШП за счет двухконтурного раздельного подвода тепла в шлаковую ванну при ЭШП через расходоуемый и нерасходоуемый электроды, подключенные к разным трансформаторам. Было показано, что такая двухконтурная схема ЭШП обеспечивает значительное расширение возможных пределов производительности переплава и в итоге позволяет замедлить процесс на 25...30 % и, соответственно, уменьшить глубину двухфазной зоны. Опыты проводились на слитках ЭШП диаметром 750 мм из стали типа X12CrNiMoV, типичной для современных материалов роторов паровых турбин на рабочие температуры 650 °С. Заметим, что замечательное изобретение — токоподводящий кристаллизатор — было сделано сотрудниками ИЭС более 40 лет назад**.

В докладе Г. Брукманна (ALD, бывший Leybold Heraeus) был суммирован многолетний опыт фирмы по созданию оборудования и технологии ЭШП кузнечных слитков в коротких кристаллизаторах с вытяжкой. ALD была первой фирмой в мире, которая запустила еще в 1971 г. в Германии в работу печь ЭШП, позволявшую получать кузнечные слитки диаметром до 2500 мм и массой до 165 т. Эта печь и сегодня успешно эксплуатируется на фирме Saarschmiede (г. Саарбрюкен) и после модернизации масса слитка увеличена до 220 т.

Уже эти первые доклады показали, что интерес мировых лидеров рынка оборудования и технологий ЭШП сосредоточен на нуждах энергетики и прежде всего связан с производством крупных кузнечных слитков из сложнолегированных сталей и



* Proceedings of the Medovar Memorial Symposium, Kyiv, June 7–10, 2016. – 220 p. ISBN 978-617-7015-33-7.

** Г. В. Ксендзык, И. И. Фруммин, А. С. Ширин, USA patents № 4, 185, 682 и 4, 305,451.

так называемых суперсплавов. В этом же русле был представлен доклад Лиу Джонгли (Университет Циндао, Китай), посвященный применению ЭШП для нужд атомной энергетики Китая. Отметим, что сегодня в Китае имеется самая большая в мире печь ЭШП, спроектированная для производства кузнечных слитков массой до 450 т. Доклад был обзорного характера, но из него следует, что в КНР, в отличие от многих развитых стран, сделана ставка на ускоренное развитие атомной энергетики. Более того, докладчик отметил, что после аварии на АЭС в г. Фукусима (Япония) в Китае были приостановлены многие проекты строительства новых АЭС, но сегодня им вновь дан «зеленый свет». Примечательный технический факт из этого доклада обратил на себя внимание участников. Специалистам атомного машиностроения хорошо известны трудности, связанные с изготовлением различных толстостенных труб АЭС, изготавливаемых, как правило, с внутренней плакировкой из нержавеющей сталей. Сегодня фирмой ТНМ (г. Янтай, КНР) такие трубы изготавливаются целиком из нержавеющей стали свободной ковкой из слитков ЭШП массой 80...100 т.

Интересно, что практически все последующие доклады по специальным методам плавки были посвящены сталям и сплавам для энергетики. В частности, во время открытой дискуссии по проблеме крупного кузнечного слитка американские коллеги упомянули, что планировавшийся на 2016 г. пуск в эксплуатацию опытного блока ТЭС с рабочей температурой пара 700 °С отложен из-за того, что не решена проблема ротора паровой

турбины на ультрасверхвысокие параметры. Всеобщий интерес поэтому вызвал и доклад А. И. Балицкого (ФМИ им. Г. В. Карпенко, Украина), в котором сделан подробный обзор материалов для современной энергетики.

Именно информация о новых сталях и сплавах стала связующим звеном между металлургами и сварщиками, принимавшими участие в симпозиуме. Ряд докладов, представленных ведущими специалистами-сварщиками ИЭС, вызвал неподдельный интерес и у металлургов. Это касается и исследований свариваемости никелевых суперсплавов (доклады К. А. Ющенко и Н. О. Червякова), а также сварки высокопрочных сталей (В. Д. Поздняков) и сварки в энергетическом машиностроении (В. Ю. Скульский). Особенно интересным было четко проведенная в этих докладах взаимосвязь металлургического качества (чистоты) сталей и сплавов и их свариваемости.

Практически каждый доклад вызывал немало вопросов докладчикам и постоянные дискуссии. Основой для оживленных обсуждений стали проблемы получения крупного качественного кузнечного слитка, а в последний день симпозиума, в котором принимали участие не только металлурги, но и сварщики, также проблемы сварки. Одним из интересных результатов этих обсуждений стало поддержанное многими специалистами заключение о том, что при изготовлении крупногабаритных машин практически неизбежно применение новых материалов и комбинированных технологий изготовления многотонных изделий сваркой из поковок сравнительно небольшой массы.

Проф. А. П. Стовпченко
Оргкомитет «Medovar Memorial Symposium»

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

С 13 по 15 июня 2016 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась Международная конференция «Современные технологии сварки». Это уже третья конференция, проводимая в ИЭС за последние три года, что позволяет считать ее традиционной. Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона, Международная Ассоциация «Сварка». В ее работе приняли участие свыше 120 специалистов из Украины, Польши, Китая и России. Было заслушано около 30 пленарных докладов, объединенных по следующим направлениям: контактная стыковая сварка (5 докладов), электронно-лучевая сварка (7 докладов), сварка трением с перемешиванием (4 доклада), гибридные технологии сварки (4 доклада), 3D аддитивные технологии (7 докладов), экология в сварочном производстве (2 доклада).

Открыл конференцию от имени оргкомитета А. Т. Зельниченко (ИЭС). А. В. Бабаев (ИЭС) огласил приветствие Б. Е. Патона участникам конференции. Затем председатель оргкомитета акад. С. И. Кучук-Яценко в кратком обзоре осветил основные направления и тематику докладов, представляемых в течение двух дней. Он же в обзорном докладе «Контактная стыковая сварка высокопрочных рельсов современного производства» рассказал о проведенных в ИЭС всесторон-

них исследованиях свариваемости рельсов нового поколения и разработке промышленных технологий их сварки. Технология сварки пульсирующим оплавлением обеспечивает высококонцентрированный нагрев и формирование качественных соединений высокопрочных рельсов различного производства в стационарных и полевых условиях.

Современный подход к созданию системы контроля и управления процессом контактной стыковой сварки рельсов был озвучен в докладе П. М. Руденко (ИЭС). Разработанные алгоритмы обработки информации прошли экспериментальную проверку в диагностическом центре и могут быть использованы в производстве.

Контактная сварка сопротивлением (КСС) находит новые области эффективного применения. В докладе И. В. Зяхора (ИЭС) была представлена технология КСС тавровых соединений штоков и проушин гидроцилиндров из разнородных сталей диаметром от 16 до 60 мм. Эта технология была реализована на специализированной сварочной машине К1040, спроектированной и изготовленной в ИЭС им. Е. О. Патона.

С 2012 г. в Украине началась укладка в пути высокопрочных рельсов украинского и российского производств. Вопросам влияния состава и распределения неметаллических включений в металле рельсов (наряду с энергосложением) на формирование



Открытие конференции (выступление заместителя директора ИЭС академика С. И. Кучук-Яценко)

структуры металла в зоне соединения был посвящен доклад А. В. Дидковского (ИЭС). Задача получения качественных соединений труб в монтажных условиях по-прежнему остается актуальной. В докладе В. С. Качинского (ИЭС) рассмотрена разработанная и адаптированная к условиям монтажной сварки неповоротных стыков при ремонте трубопроводов технология и оборудование для прессовой сварки магнитоуправляемой дугой. Технология обеспечивает автоматическое управление энерговыделением при сварке и стабильное качество соединений.

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) является одним из ведущих технологических процессов при создании ответственных конструкций из легких и прочных цветных сплавов, а также высоколегированных сталей. ИЭС им. Е. О. Патона в течение многих лет занимает ведущие позиции в разработке технологий и специализированного оборудования для ЭЛС. В этом блоке на конференции были заслушаны следующие доклады ученых и специалистов ИЭС: «Технология и оборудование для электронно-лучевой сварки конструкций в авиакосмической промышленности» (В. М. Нестеренков), «Электронно-лучевая сварка рабочих колес центробежного компрессора (Л. А. Кравчук), «Новая оптическая система наблюдения в серийных электронно-лучевых пушках» (В. И. Загорников), «Система визуализации процессов сварки в режиме реального времени с помехозащищенным каналом передачи сигнала вторичной электронной эмиссии» (В. А. Матвейчук), «Электронно-лучевая сварка сложнолегированного высокопрочного титанового сплава» (С. В. Ахонин). Был представлен также обзор «Новое электронно-лучевое оборудование и технологии получения современных материалов методами плавки и испарения в вакууме, разработанное в НПП «Элтехмаш» (Н. И. Гречанюк, г. Винница). В нем представлены



Прессовая сварка магнитоуправляемой дугой неповоротных стыков труб

последние достижения предприятия в области создания промышленных технологий получения жаростойких сплавов и изделий из них для нанесения покрытий электронно-лучевым, ионно-плазменным методами; порошков для плазменного нанесения покрытий; специальных сплавов для медицинских целей.

Сварка трением с перемешиванием (СТП) находит все более широкое применение в промышленности ведущих индустриально развитых стран. В ИЭС им. Е. О. Патона и других академических институтах Украины проводятся научные и прикладные исследования этого процесса. На конференции были заслушаны 5 докладов по СТП: «Применение процесса трения с перемешиванием для соединения магниевых сплавов и мо-



Участники конференции перед прогулкой по Днепру

дификации их структуры» (А. Л. Майстренко, ИСТМ НАНУ), «Особенности структуры соединений материалов Cu–Cu, Ni–Cu, сталь–Cu, полученных внахлест, способом сварки трением с перемешиванием» (А. Ю. Туник, ИЭС), «Влияние структуры на свойства сварных соединений алюминий-литиевых сплавов, полученных способами аргонодуговой сварки и сварки трением с перемешиванием» (Л. И. Маркашова, ИЭС), «Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ способом сварки трением с перемешиванием внахлест» (В. И. Зеленин, ИЭС), «Математическое моделирование и вычисление характеристик деформирования магниевых сплавов и размеров зерен микроstructures в процессе сварки трением с перемешиванием» (В. А. Дутка, ИСТМ НАНУ).

В разделе конференции «3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах», были заслушаны следующие доклады: «Трехмерная печать металлических объемных изделий сложной формы на основе сварочных плазменно-дуговых технологий» (А. А. Гринюк, НТУУ «КПИ»), «Использование теории растущих тел при расчете напряженно-деформированного состояния деталей, изготавливаемых с применением аддитивных наплавочных технологий» (И. К. Сенченков, Институт механики НАНУ), «3D электронно-лучевая наплавка титановых деталей» (В. Ю. Белоус, ИЭС), «Применение аддитивных технологий для выращивания крупных профилированных монокристаллов вольфрама и молибдена» (В. В. Якуша, ИЭС), «3D Laser Additive Processing in Manufacturing and Remanufacturing» (V. S. Kovalenko, NTUU «KPI»), «Аддитивное производство металлических изделий» (В. В. Жуков, ИЭС), «Закономерности дискретно-аддитивного формирования микрообъемов кристаллизующегося металла при многослойной микроплазменной порошковой наплавке никелевых сплавов» (А. В. Яровицын, ИЭС), «Применения сварочных технологий для подавления ликвации в крупных слитках» (В. А. Шаповалов, ИЭС), «Математическое моделирование температурных полей и напряженно-деформированного состояния малого трехмерного образца при его послойном формировании с помощью электронно-лучевой технологии» (А. С. Миленин, ИЭС), «Применение титановых порошков нового поколения в аддитивных технологиях» (А. В. Овчинников, ЗНТУ, г. Запорожье), «Особенности технологического управления формой валика при однослойной микроплазменной порошковой наплавке на узкую подложку» (С. Л. Чигилейчик, «Мотор Сич», г. Запорожье)

В разделе конференции «Родственные тех-

нологии» были представлены доклады: «Интеллектуальные технологии в оценке состояния конструкций (АЭ технология и контролирующая аппаратура нового поколения на ее основе)» (С. А. Недосека, ИЭС), «Экономика сварки конструкций ракетно-космической техники» (А. П. Кушнарев, КБ «Южное», г. Днепропетровск), «The measurement and analytical system for welding parameters and noise level during manufacturing process of welded structures» (Leszek Szubert, Instytut Spawalnictwa, Gliwice, Poland), «Resistance welding of coated steel plates in the aspect of environmental conditions» (Joanna Wycislik, Instytut Spawalnictwa, Gliwice, Poland), «Сварочные технологии для роботизированного применения» (К. Корзин, «Фрониус Украина», с. Княжичи, Киевская обл.).

В сессии стендовых докладов было представлено шесть докладов.



Труды конференции опубликованы в журнале «Автоматическая сварка», № 5-6/2016 и на английском языке в журнале «The Paton Welding Journal», №5-6/2016.

Во время конференции работала специализированная выставка «Сварка и родственные технологии», участие в которой приняли следующие компании: «Фрониус Украина», «ЭСАБ Украина», «Интерхим БТВ», ОЗСО ИЭС, ОКТЬ ИЭС, «Велтек», «Витаполис», «Сумы Электрод», «МИГАТЕХ», «Плазма Мастер». Состоялась также демонстрация действующего оборудования: пресовая сварка магнитоуправляемой дугой неповоротных стыков труб; механизированная электродуговая сварка рельсов ванным способом плавящимся мундштуком (см. фото на 1-й стр. обложки); мониторинг удаленных объектов.

Конференция проходила в творческой, дружеской атмосфере и традиционно закончилась вечерней прогулкой на теплоходе «Каштан-5» по Днепру.

В. Липодаев, д-р техн. наук,
А. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук

ПОДПИСКА на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

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

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com> В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2014 гг. в формате *.pdf.

Реклама в журнале «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- ▶ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ▶ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ▶ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ▶ Вклейка А4, 200×290 мм
- ▶ Разворот А3, 400×290 мм
- ▶ 0,5 А4, 185×130 мм

Технические требования к рекламным материалам

- ▶ Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

- ▶ Corell Draw, версия до 10.0
- ▶ Adobe Photoshop, версия до 7.0
- ▶ QuarkXPress, версия до 7.0, InDesign C56
- ▶ Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- ▶ Цена договорная

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

- ▶ Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

- ▶ Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок

- ▶ Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади

- ▶ Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)

- ▶ Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 14.07.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22. Печать ООО «Фирма «Эссе». Тираж 830 экз. 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.