

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 Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеглов

РНТСо, Москва, РФ

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 НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Казимира Малевича, 11

Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277

Факс: (38044) 200 5484, 200 8277

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

О деятельности Китайско-украинского института сварки
им. Е. О. Патона 3

НАУЧНЫЙ РАЗДЕЛ

*Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Федотов Д. А., Салий С. Г.,
Щербинин А. П.* Продление ресурса рабочих лопаток
ГТК 10-4 из сплава ЭИ 893 после продолжительного срока
эксплуатации 9

Лян Ван, Юн Ху, Шуинг Сонг, Дзиньхуа Яо. Влияние
комбинированного магнитного и электрического поля
на распределение частиц WC при лазерной инъекцион-
ной наплавке 26

Махненко О. В., Мирзов И. В., Порохонько В. Б. Моделиро-
вание остаточных сварочных напряжений, радиационного
распухания и напряженного состояния выгородки реактора
ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации 35

Бабинец А. А. Свойства высоколегированного металла,
наплавленного электрошлаковым способом двумя
лентами 42

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Махлин Н. М. Совершенствование электронных устройств
для первоначального и повторных возбуждений дуги пере-
менного тока 47

Бурлака В. В., Гулаков С. В., Поднебенная С. К. Перспек-
тивные инверторные сварочные источники питания
с повышенным коэффициентом мощности 53

*Паустовский А. В., Ткаченко Ю. Г., Алфинцева Р. А.,
Юрченко Д. З., Христов В. Г.* Состав, структура и техно-
логия получения электродных материалов для электро-
искрового восстановления и упрочнения изношенных
деталей 58

ХРОНИКА

К 80-летию со дня рождения В. Ф. Мусяиченко 65

Памяти О. И. Стеклова 66

Информация

К 25-летию Ассоциации «Электрод» 67

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief
B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

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

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KPI», Kharkiv,
V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,
V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,
M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

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

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Stekolov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechnic Univ., Russia

Editors

T. V. Yushina (executive), N. A. Pritula
Electronic galley

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

Address of Editorial Board:

11, Kazmira Malevicha str., 03680, Kyiv,

Ukraine

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

Fax (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,
IA «Welding» (Publisher)

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

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

Published monthly

Journal «Automaticheskaya 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

Activities of the E. O. Paton Chinese-Ukrainian Institute
of Welding 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Belyavin A. F., Kurenkova V. V., Fedotov D. A., Saliy S. G.,
Shcherbinin A. P. Extension of life of operating blades
of GTK 10-4 of EI 893 alloy after long service life 9

Liang Wang, Yong Hu, Shiyong Song, Jianhua Yao. Effect
of electric-magnetic composite field on WC particulate
reinforced metal matrix composites layers by laser
melt injection 26

Makhnenko O. V., Mirzov I. V., Porokhonko V. B. Modeling
of residual welding stresses, radiation swelling and stresses
state of enclosure of the reactor VVER-1000
in the process of operation 35

Babinets A. A. Properties of high-alloyed metal, deposited
by electroslag method using two strips 42

INDUSTRIAL

Makhlin N. M. Improvement of electronic devices for initial
and repeated excitations of alternating current arc 47

Burlaka V. V., Gulakov S. V., Podnebennaya S. K.
Challenging inverter welding power sources with increased
power factor 53

Paustovsky A. V., Tkachenko Yu. G., Alfintseva A. P.,
Yurchenko D. Z., Khristov V. G. Composition, structure and
technology for producing electrode materials for electric
spark rebar and strengthening of worn-out parts 58

NEWS

Towards the 80th birthday anniversary of V. F. Muš-
gabench 65

In memory of O. I. Stekolov 66

INFORMATION

Towards the 25th anniversary of the Association
«Elektrod» 67



О деятельности Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона



Китайско-украинский Институт сварки им. Е. О. Патона (КУИС) — это форма международного научно-технического сотрудничества в КНР, которая является платформой для продвижения и внедрения в Китае и Украине достижений и опыта Института электросварки им. Е. О. Патона Национальной академии наук Украины (НАНУ), других институтов НАНУ и украинских научно-исследовательских учреждений и предприятий, а также для проведения с китайскими партнерами совместных разработок и организации совместных наукоемких производств в области судостроения, морской инженерии, авиации, железнодорожного транспорта, добычи и транспортировки нефти и газа, энергетики, энергосбережения и других отраслей промышленности.

Такая форма сотрудничества не имеет аналогов масштабу реализуемых проектов.

Создание Китайско-украинского Института сварки им. Е. О. Патона утверждено и закреплено следующими международными соглашениями и документами, подписанными на уровне Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (ИЭС) с Государственными организациями Китая и документами, подписанными на уровне правительств Украины и КНР:

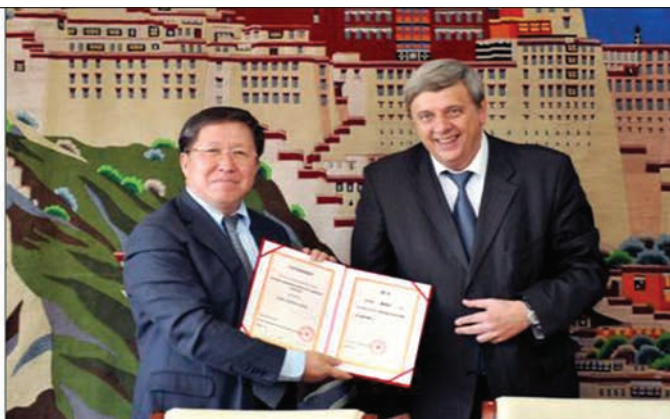
- ♦ соглашение о создании КУИС, подписанное ИЭС, Гуандунским Генеральным научно-исследовательским институтом промышленных технологий (ГГНИИПТ) и Департаментом науки и техники Правительства провинции Гуандун от 24 февраля 2011 г.;

- ♦ положение о КУИС, подписанное ИЭС, ГГНИИПТ и Департаментом науки и техники Правительства провинции Гуандун, Департаментом науки и информации г. Гуанчжоу от 24 февраля 2011 г.

- ♦ меморандум о взаимопонимании между Министерством науки и техники Китайской Народной Республики и Государственным агентством по вопросам науки, инноваций и информации Украины и оказании поддержки в создании Китайско-украинского Института сварки им. Е. О. Патона, подписанный в мае 2011 г.;

- ♦ межгосударственное соглашение между КНР и Украиной об экономическом и научно-техническом сотрудничестве, подписанное в рамках Государственного визита в Украину главы КНР в Украину 8-20 июня 2011 г.

В настоящее время Китайско-украинский Институт сварки им. Е. О. Патона является юридическим лицом, согласно законодательства КНР, входящим в состав Академии наук провинции Гуандун. Вся деятельность по международному сотрудничеству в рамках КУИС финансируется китайской стороной. Источники получения финансирования китайской стороны — прикладные проекты центрального правительства КНР, правительства провинции Гуандун, г. Гуанчжоу или государственных промышленных корпораций, а также акционерных и частных компаний в КНР. Финансовая поддержка проектов осуществляется на конкурсной основе, т.е. для получе-



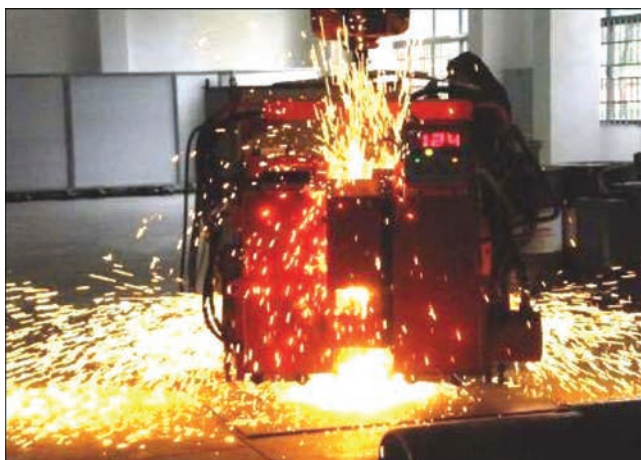
Подписание официальных документов о создании и организации деятельности Китайско-украинского института сварки им. Е. О. Патона (2012–2013 гг.): (слева направо: Губернатор провинции Гуандун (КНР) г-н Чжу Сяодань, Президент Национальной академии наук Украины, почетный председатель Совета КУИС академик Б. Е. Патон, Заместитель Министра науки и техники КНР, почетный председатель Совета КУИС г-н Цао Цзяньлинь, Заместитель директора ИЭС, Председатель Совета КУИС академик НАН Украины И. В. Кривцун

ния финансовых средств в Китае по каждому проекту в конкурсе участвуют государственные институты и предприятия КНР, а также ведущие зарубежные компании в области сварки и родственных процессов.

В рамках КУИС в выполнении международных проектов принимают участие ряд институтов Национальной академии наук Украины, ведущих технических университетов Украины, а также крупных промышленных предприятий и научно-производственных инновационных компаний. В частности, кроме Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, в таком сотрудничестве в рамках КУИС принимают участие следующие институты: Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины. Среди технических университетов наиболее активное участие в международных проектах в рамках КУИС принимают следующие университеты: Национальный технический университет Украины «Киевский политехнический институт», Национальный университет кораблестроения имени адмирала Макарова. Также для выполнения производственных задач, в частности, для производства ответственных узлов высокотехнологического оборудования, для работы КУИС привлекаются ряд промышленных и научно-производственных предприятий из различных регионов Украины, в частности, из Днепропетровска, Харькова, Житомира, Николаева, Киева, Сум и других городов Украины.

Основные направления работ и совместные проекты, над которыми в КНР в настоящее время работает КУИС:

- ♦ разработка универсального оборудования и технологии контактной стыковой сварки оплавлением конструкционных сталей, алюминиевых и титановых сплавов и их промышленное применение;
- ♦ создание оборудования нового поколения для контактной стыковой сварки оплавлением труб (114...320 мм), подготовка организации его совместного производства в КНР;
- ♦ создание передовых порошковых проволок для дуговой сварки высокопрочных сталей, наплавки и напыления, разработка технологии их производства, в том числе для повышения надежности и долговечности ответственных конструкций из высокопрочных сталей морских платформ для добычи нефти и газа;
- ♦ создание технологии и универсального оборудования для скоростной плазменной, гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки, его интеграция в роботизированный комплекс;
- ♦ разработка технологии и оборудования для орбитальной сварки по слою флюса (А-ТИГ) трубопроводов энергетического оборудования;
- ♦ создание технологии и нового поколения оборудования для микроплазменной (плазменной) и гибридной лазерно-микроплазменной (плазменной) сварки импульсным током на разнополярных режимах;
- ♦ разработка технологии диффузионной сварки жаропрочных сплавов на основе Ni_3Al с управляемым напряженно-деформированным состоянием;
- ♦ совершенствование оборудования для высокочастотной сварки живых тканей, его адап-



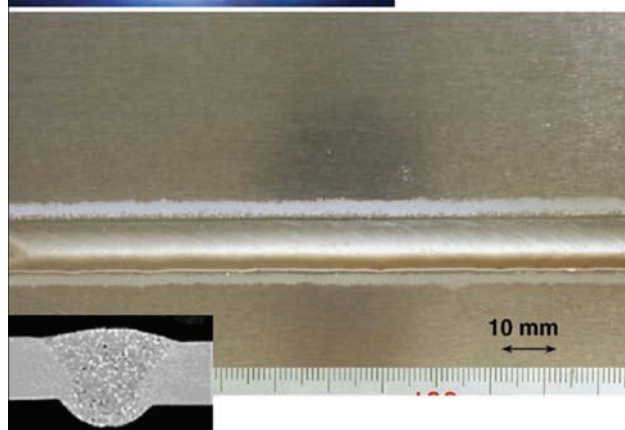
Оборудование для контактной стыковой сварки оплавлением, разработанное в ИЭС им. Е. О. Патона и поставленное на лабораторно-технологическую базу КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Инновационное универсальное оборудование для плазменной, гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки, разработанное в ИЭС им. Е. О. Патона и поставленное на лабораторно-технологическую базу КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Процесс гибридной «Плазма-МИГ» сварки



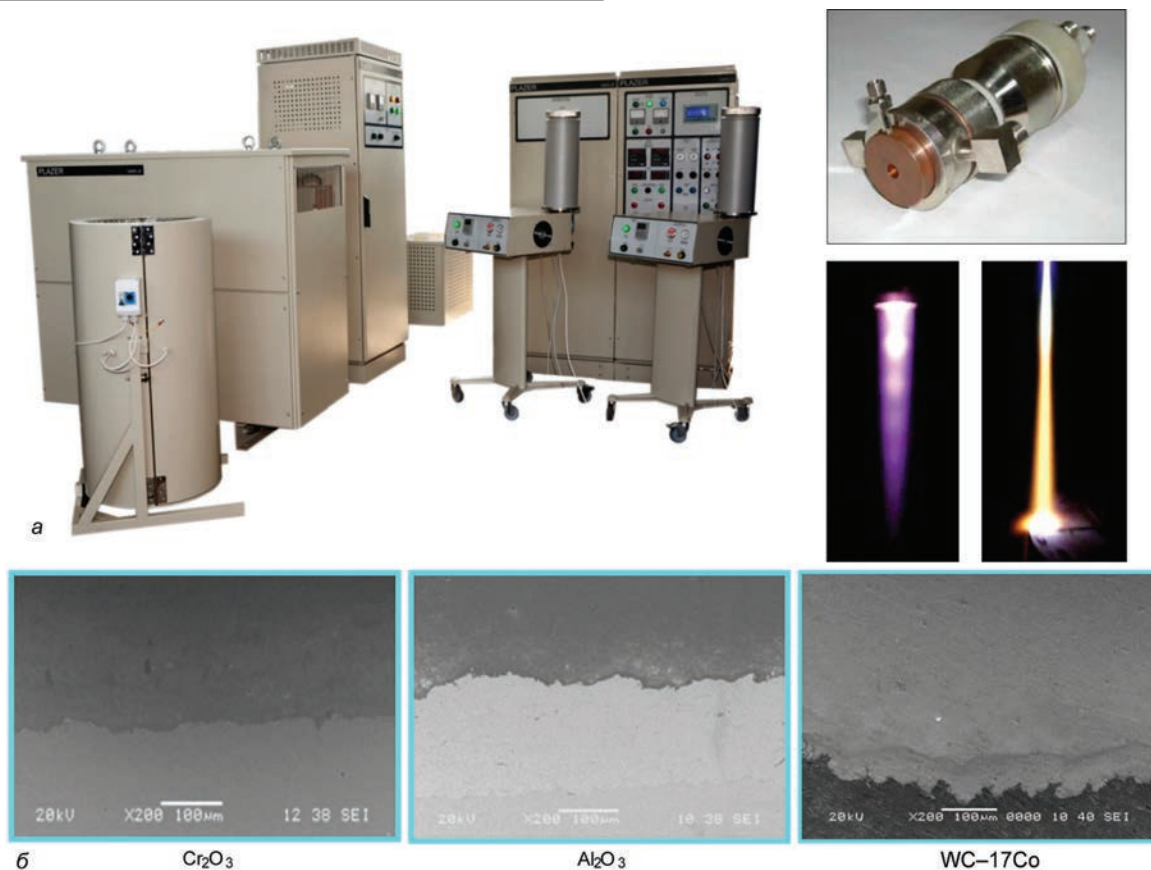
Внешний вид сварного шва алюминиевого сплава Al-3 % Mg, полученного с помощью гибридного процесса «Плазма-МИГ» ($S = 5 \text{ мм}$, $v_{\text{сварки}} = 50 \text{ см/мин}$)

тация к условиям работы в китайских медицинских учреждениях;

- ♦ разработка новых составов порошков из высокопрочных титановых сплавов и технологии их получения с применением плазменных технологий;
- ♦ разработка новых технологий плазменной сварки «титан-сталь» и их внедрение в производство биметаллических труб для транспортировки нефти и газа;
- ♦ создание специализированной установки и технологии орбитальной плазменной сварки титановых труб для потребностей нефтяной и газовой промышленности;
- ♦ создание специализированного оборудования и технологии высокопроизводительной (до



Прототип установки для получения сварных соединений из титана и титановых сплавов длиной до 4 м и толщиной до 120 мм (а) и макросечение сварного соединения из титана повышенной толщины (б)



Внешний вид оборудования и процесс сверхзвукового плазменного напыления, разработанного в ИЭС им. Е.О. Патона и поставленного на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР(а) и полученные высококачественные керамические и металлокерамические покрытия (б)

45 кг/ч) электрошлаковой наплавки двумя лентами крупногабаритных изделий энергетического оборудования;

- ♦ создание аппаратуры и технологии электродинамической обработки сварных швов из алюминиевых сплавов для судостроения с целью эффективного снижения и регулирования сварочных деформаций;

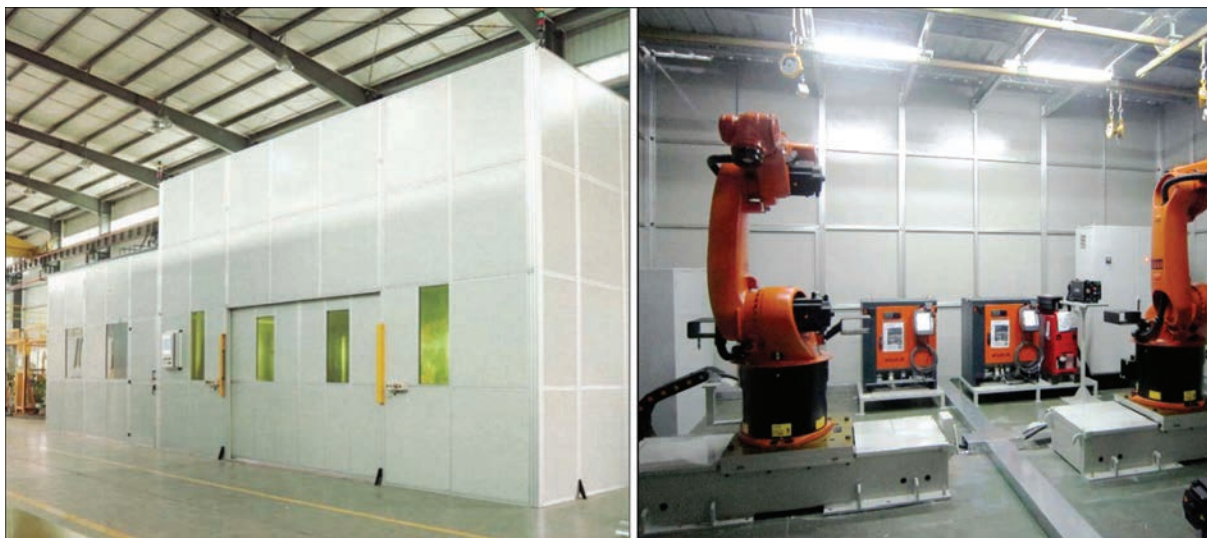
- ♦ создание технологии и оборудования для высокопроизводительной плазменной резки металлов повышенных толщин (до 120-200 мм) на обратной полярности, его интеграция с системами числового программного управления применительно к производству крупногабаритных



Линия для получения порошковых проволок для дуговой сварки, наплавки и термического напыления на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Линия для получения порошковых проволок для дуговой сварки, наплавки и термического напыления на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР



Участок лазерной сварки и резки, а также гибридной лазерной сварки двумя роботами с лазером 10 кВт на лабораторно-технологической базе КУИС в г. Гуанчжоу, КНР (лазерная сварка глубоким проплавлением, гибридная лазер-МИГ сварка, лазерная сварка сканированием, лазерная сварка двумя лучами, 3D лазерная резка)

конструкций;

- ♦ создание технологии и оборудования для автоматизированной дуговой сварки длинномерных конструкций (до 4 м) из титановых сплавов повышенной толщины (до 120 мм) в узкий зазор в управляемом магнитном поле;

- ♦ разработка и применение передовых технологий изготовления и ремонта лопаток газовых турбин на основе передовых сварочных и электронно-лучевых технологий;

- ♦ разработка инновационных технологий сварки, резки и повышения ресурса для изготовления корпусных конструкции судов (в том числе полярных транспортных ледоколов) на основе передовых сварочно-сборочных процессов.

Создание лабораторно-технологической базы КУИС в КНР. Для проведения совместных работ по реализации проектов международного научно-технического сотрудничества на площадях КУИС в КНР созданы лабораторно-промышленные участки, на которых в настоящее время установлено более 25 различных типов опытно-промышленного оборудования, в том числе разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ; линия по получению новых типов порошковых проволок для сварки, наплавки и напыления; оборудование для контактной стыковой сварки оплавлением (две установки для контактной стыковой сварки труб и деталей других профилей) — поставлено украинской стороной; оборудование для сварки живых тканей (4 аппарата поставлены украинской стороной); универсальное оборудование для гибридной и комбинированной (тандем) «Плазма-МИГ» сварки — поставлено украинской стороной; установка для А-ТИГ сварки — поставлена украинской стороной; установка для сверхзвукового плазменного напыления покрытий — поставлена украинской стороной; высокомощный лазер (10 кВт) и оборудование для лазерной и гибридной сварки «лазер-МИГ», различное оборудование для дуговой сварки (ТИГ, МИГ, сварки, контактной сварки под флюсом, сварки трением, сварки трением с перемешиванием и т.п.), также оборудование для дуговой наплавки и высокопроизводительной электрошлаковой наплавки двумя лентами (поставлена украинской стороной).

Научные достижения КУИС. В процессе международного научно-технического сотрудничества в рамках совместного института получены следующие основные научные достижения в области фундаментальных исследований физических процессов переноса энергии, массы и



Журнал «Исследования и применение сварки», издаваемый КУИС, с публикациями китайских и украинских специалистов



Награждение директора КУИС с украинской стороны высшей наградой Правительства КНР «За выдающиеся достижения в международном научно-техническом и экономическом сотрудничестве», 2014 г. (слева направо: директор КУИС В. Н. Коржик, вице-премьер Госсовета КНР Ма Кай)

заряда в процессах дуговой, плазменной, лазерной, гибридной плазменно-дуговой и лазерно-дуговой сварки, плазменного напыления для разработки на этой основе новых инновационных технологий и соответствующего оборудования. В том числе:

- ♦ разработаны математические модели и программное обеспечение для теоретического исследования и компьютерного моделирования процессов переноса энергии, импульса, массы и заряда в столбе и анодной области сварочных дуг, а также для численного моделирования теплового поля

и поля потока динамического изменения в сварочной ванне при гибридной лазерно-дуговой сварке;

- ♦ разработаны математические модели и программное обеспечение для расчета температурного поля, поля скоростей и электромагнитных характеристик дуговой плазмы, генерируемой плазмотронами прямого действия, характеристик теплового и динамического взаимодействия плазмы со свариваемым материалом;

- ♦ разработана компьютерная программа моделирования (расчета размеров и формы) однопроводных стыковых сварных швов при А-ТИГ сварке;

- ♦ разработана компьютерная программа для математического моделирования напряженно-деформированного состояния и механических свойств материала в зоне стыкового кольцевого сварного соединения при дуговой сварке (А-ТИГ и ТИГ процессы);

- ♦ разработаны технологические принципы гибридной плазменной сварки с осевой токоведущей проволокой («плазма-МИГ»), созданы технические решения по созданию гибридных сварочных плазмотронов и установок для плазменной гибридной сварки.

Используя возможности КУИС в Китае ИЭС активно участвует в международных конференциях и выставках по сварке и родственным технологиям с докладами о разработках и опыте ИЭС по внедрению сварочных технологий. По линии КУИС сотрудниками ИЭС выполнено около 25 докладов на международных научно-технических конференциях, опубликовано около 35 научных работ в различных ведущих высокорейтинговых научно-технических журналах КНР, а также в США, Украине, странах ЕС и других, подготовлено к публикации около 30 научных работ. Направлены заявки на получение 10 патентов в КНР, подготовлено 19 патентов к подаче в КНР и в Украине.

Оценки результатов деятельности КУИС. Китайско-украинский Институт сварки имеет высокий авторитет в КНР, Правительством КНР высоко оценены результаты деятельности КУИС и вклад ИЭС в эту деятельность. В частности, директор КУИС со стороны ИЭС д.т.н. Коржик В.Н. удостоен рядом правительственных наград и званий КНР (медалью Правительства провинции Гуандун «За высокие достижения в международном научно-техническом и экономическом сотрудничестве», 2013 г., высшей наградой Правительства КНР и Государственной администрации иностранных экспертов, 2014 г.), а также удостоен почетными званиями (международный эксперт Министерства трудовых ресурсов и социального обеспечения КНР, почетный гражданин г. Гуанчжоу).

Коржик В. Н., д-р техн. наук

ПРОДЛЕНИЕ РЕСУРСА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГТК 10-4 ИЗ СПЛАВА ЭИ 893 ПОСЛЕ ПРОДОЛЖИТЕЛЬНОГО СРОКА ЭКСПЛУАТАЦИИ

А. Ф. БЕЛЯВИН¹, В. В. КУРЕНКОВА¹, Д. А. ФЕДОТОВ¹, С. Г. САЛИЙ², А. П. ЩЕРБИНИН²

¹ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз». 030328, г. Киев, ул. Ракетная, 26.

E-mail: VKurenkova@patontt.com

²ПРТП «Укргазэнергосервис», филиал ДК «Укртрансгаз» НАК «Нафтогаз Украины».

08151, г. Боярка, ул. Маяковского, 49.

В процессе длительной эксплуатации (десятки тыс. ч) в рабочих лопатках агрегата ГТК 10-4 под воздействием статических и динамических нагрузок, градиента температур, продуктов сгорания топлива и т. д. происходит деградация основного материала — сплава ЭИ 893. Структурные изменения в основном сплаве лопаток влияют на изменения его механических характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии, а именно — происходит повышение предела прочности, текучести, значений твердости и снижение характеристик пластичности, а, следовательно, снижение их сопротивления ползучести и многоциклового усталости. Поэтому продление ресурса дорогостоящих изделий горячего тракта турбин является очень важной задачей, которая реализуется комплексным восстановлением исходной структуры и механических характеристик сплава ЭИ 893. Целью работы было изучение на семи рабочих лопатках (из комплектов с различным сроком эксплуатации) состояния материала ГТД после эксплуатационного старения, определение их ремонтпригодности и выбор режимов восстановительной термической обработки. Было установлено, что в процессе продолжительного срока эксплуатации при температуре 630...670 °С в рабочих лопатках происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала — сплава ЭИ 893, проявляющееся в растворении, коагуляции и неравномерном распределении упрочняющей фазы в объеме матричного раствора и выделении карбидов по субграницам в теле зерна и по границам зерен, образовании карбидов более сложного состава. Было установлено, что оптимальная структура основы с достаточной твердостью и микротвердостью формируется при двухстадийной восстановительной термической обработке: наблюдается некоторое снижение разноразмерности зерна (в основном 2...4 балл зерна), снижение плотности и размеров стабильных карбидных фаз в межзеренных прослойках, равномерном и регулярном распределении дисперсной упрочняющей фазы. Регенерация структуры после ВТО приводит к увеличению пластических (33,2...35,6 %) характеристик, а, следовательно, и сопротивлению усталости, при допустимых значениях прочности и вязкости разрушения, что в целом обеспечивает работоспособность восстановленных изделий. Библиогр. 16, табл. 5, рис. 10.

Ключевые слова: турбина высокого давления (ТВД), турбина низкого давления (ТНД), восстановительная термообработка, твердость, микротвердость, предел прочности, предел текучести, пластичность, работа разрушения, наплавленный шов, зона термического влияния

Рабочие лопатки приводных турбин ГПА эксплуатируются в продуктах сгорания природного топлива в сложных температурных условиях, сопутствующими факторами которых являются: высокая рабочая температура газового потока; значительные температурные перепады между хвостовиком и срединной частью пера лопатки; циклические термические напряжения (запуск, останов и т.д.); одновременное воздействие статических растягивающих (центробежных) сил, изгибающих нагрузок, возникающих от воздействия пульсирующего газового потока и динамических вибрационных напряжений.

В решении проблем надежности и продления ресурса рабочих лопаток главным является борьба со структурными изменениями, протекающими в материале лопаток, которые приводят к снижению сопротивления ползучести и многоциклового усталости металла, поскольку около 80 % непредвиденных разрушений деталей горячей части турбин в процес-

се эксплуатации носят именно усталостный характер. Величина знакопеременных нагрузок может достигать 50...80 МПа, а суммарные (эквивалентные) напряжения, которые воздействуют на лопатки I ст. турбины, достигают 150 МПа [1].

В настоящее время в Украине на магистральных газопроводах находится в эксплуатации значительное количество ГПА ГТК 10-4. Большинство агрегатов выработало установленный заводом-изготовителем ресурс, и, в соответствии с требованиями промышленной безопасности на компрессорных станциях газопроводов [1, 2], возникает необходимость технического и экономического обоснованного подхода к продлению ресурса основных деталей на максимальный срок. В первую очередь, это относится к продлению срока безопасной и надежной эксплуатации рабочих лопаток турбины высокого давления, изготовленных из сплава ЭИ 893, заключающемуся в обеспечении полного цикла восстановительной термической об-

работки (ВТО) наряду с проведением необходимых стадий ремонта сваркой/ пайкой. Решение задачи максимального продления ресурса ГПА ГТК 10-4 связано, в частности, с выводом из эксплуатации и проведением испытаний разрушающими методами материала наиболее представительных основных деталей ГПА с максимальным сроком эксплуатации с целью определения влияния эксплуатационных факторов на механические свойства.

Деформируемый жаропрочный сплав ЭИ 893 ВД нашел широкое применение при изготовлении рабочих лопаток ГТУ типа ГТК 10-4, ГТН-16, ГТ-100-750 и других ответственных деталей приводных турбин с длительностью эксплуатации, измеряемой десятками тысяч часов. Влияние длительной эксплуатации на структуру сплава ЭИ 893 и его физико-механические свойства детально рассмотрены в работах [1–3].

Опыт работ Института электросварки им. Е.О. Патона по нанесению защитных конденсационных покрытий на рабочие лопатки энергетических турбин пиковой мощности, выполненных из сплава ЭИ 893 ВД, и применение в этом процессе ВТО, принятой предприятиями Минэнергомаши бывшего СССР, позволил реализовать аналогичный режим восстановления рабочих лопаток агрегата ГТК-10-4, изготовленных из того же сплава.

Выбранный и апробированный режим трехступенчатой термообработки многократно применялся при восстановлении лопаток из сплава ЭИ 893 после различного срока эксплуатации. Однако в условиях экономии энергоресурсов и с целью удешевления восстановительного ремонта рабочих лопаток было принято решение об оптимизации (упрощении) режимов термообработки сплава ЭИ 893 с сохранением всех свойств и эксплуатационной надежности изделий ТВД (турбины высокого давления) и ТНД (турбины низкого давления) ГТК 10-4 при дальнейшей эксплуатации.

Материалы и методы исследования. В ООО «Патон Турбайн Текнолоджиз» была проведена оценка ремонтпригодности четырех комплектов рабочих лопаток ТВД и трех комплектов рабочих лопаток ТНД (всего 564 шт.) после различного времени эксплуатации в составе агрегата ГТК 10-4. Из каждого комплекта были отобраны лопатки с большим количеством дефектов (по одной из каждого комплекта) для порезки и проведения полного металлографического исследования как в состоянии после эксплуатации, так и после различных видов ВТО. Для проведения исследовательских работ двигательных комплектов рабочих лопаток (ТВД+ТНД) из сплава ЭИ 893 использовали образцы из торцов лопаток, обрезанных перед наплавкой, и хвостовика.

Для изучения структуры металла рабочих лопаток ГТК 10-4 использовали методы оптической и сканирующей электронной микроскопии, механические испытания на растяжение при 20 и 750 °С на воздухе, измерение твердости и микротвердости металла на хвостовике и в теле лопаток. Микроструктурные исследования образцов выполняли на электронном микроскопе CamScan с энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором Energy 200 (с программным обеспечением INCA). Микротвердость основы в различных состояниях определяли при использовании прибора «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 0,5 Н, а твердость по методу Бринелля на приборе ТШ-2М.

Восстановительную термообработку лопаток и образцов проводили в лабораторной печи СНВ и промышленной печи «Abar» при давлении остаточных газов не выше $1 \cdot 10^{-4}$ Торр.

Испытания образцов на одноосное растяжение проводили на модернизированной машине жесткого типа Р-0,5, в качестве силоизмерителя применяли двухплечевой динамометр. Силовизмеритель проходил предварительную поверку с использованием эталонного динамометра Палаты мер и весов. Запись диаграммы растяжения в координатах P (кг) – τ (мин) осуществляли на самописце КСП-4.

Результаты и обсуждение. Как известно, в результате длительной эксплуатации рабочих лопаток происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала, т.е. происходит его деградация. Это выражается в изменении как зеренной структуры, так и $(\gamma + \gamma')$ -тонкой структуры сплава, протекании фазовых превращений и т. д. Эксплуатационное старение вызывает снижение сопротивления усталости (предела выносливости) металла лопаток и, следовательно, надежности работы турбоагрегата в целом.

Например, в рабочих лопатках ГТК 10-4 из сплава ЭИ 893 после 40...60 тыс. ч наработки при температуре 630...670 °С наблюдается снижение характеристик усталости (на 20 %), что является следствием микроструктурных изменений в базовом сплаве. Таким образом, в процессе эксплуатации рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 доминирует структурный фактор — количественные превращения отдельных составляющих сплава вследствие старения материала в условиях воздействия высокотемпературного газового потока и напряжений, возникающих в деталях.

Металлографические исследования исходных образцов, вырезанных из семи рабочих лопаток (после различного времени наработки) заключались в определении химического состава сплава (включая содержание углерода), оценке зеренной

Таблица 1. Некоторые характеристики сплава ЭИ 893 рабочих лопаток ГТК 10-4 после неустановленного срока эксплуатации в составе различных комплектов ТВД и ТНД

Номер лопатки	Тип лопатки	Балл зерна	Характеристика упрочняющей γ' -фазы		Твердость <i>HV</i>	Микротвердость Н _и , МПа	Содержание углерода, мас. %
			Объемное содержание, %	Размер частиц, мкм			
0084	РЛ1 ст ТВД	2...4	7	0,05...0,17	2058	3017	0,04
0103	РЛ1 ст ТВД	2...3	8...9	0,02...0,16	2342	3518	0,051
0240	РЛ1 ст ТВД	2	7...8	0,05...0,18	2165	2998	0,046
0285	РЛ1 ст ТВД	2...3	10...11	0,01...0,03	2264	3519	0,043
0369	РЛ2 ст ТВД	3	4...5	0,01...0,1	2244	3447	0,042
0430	РЛ2 ст ТВД	4	7...8	0,05...0,1	2957	3947	0,062
0760	РЛ2 ст ТВД	3	8...9	0,02...0,1	2999	4040	0,038

структуры; измерении твердости и микротвердости, оценке тонкой $\gamma + \gamma'$ -структуры, определении фазового состава и распределении вторичных фаз (табл. 1). Было установлено, что химический состав семи лопаток из различных комплектов полностью соответствовал заявленному сплаву ЭИ 893 (ХН65ВМТЮ), мас. %: Ni-(15...17)Cr-(3,5...4,5)Mo-(8,5...10,0)W-(1,2...1,6)Al-(1,2...1,6)Ti-0,6Mn-0,6Si-<3Fe-<0,07C, в том числе по углероду (табл. 2, рис. 1, а).

При входном контроле комплектов рабочих лопаток после эксплуатации при рабочих температурах на поверхности отбракованных лопаток были

обнаружены эрозионно-коррозионные повреждения, забоины, вмятины и т.д. В материале лопаток трещины отсутствовали, а структура лопаток с различным сроком эксплуатации характеризовалась зерном 2...4 балла (78...177 мкм) по ГОСТ 5639-82, также имела место разнотернистость материала (рис. 2, а, в).

После длительного срока службы лопаток (около 60000 ч) на границах зерен базового сплава (где имеет место разнотернистость) в процессе последующей эксплуатации могут возникать трещины (ввиду различия способностей деформирования крупного и мелкого зерна). Трещины могут

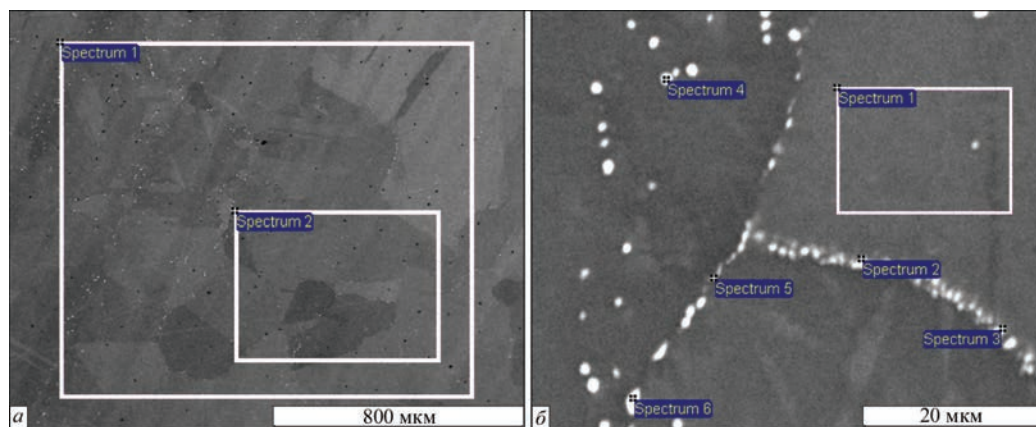


Рис. 1. Области проведения EDX-анализа по площади сечения фрагмента образца (а) и локально по фазам на тройной границе микроструктуры сплава ЭИ 893 после эксплуатации (б)

Таблица 2. Химический состав базового сплава лопаток I ступени ГТК 10-4 после неопределенного срока эксплуатации (лопатка № 0084)

Номер спектра	Al	Ti	Cr	Ni	Mo	W	C
Химический состав сплава ЭИ 893 после эксплуатации (перо) (рис. 1, а)							
1	1,29	1,36	16,37	67,78	4,52	8,68	0,04*
2	1,24	1,36	16,8	68,48	3,95	8,17	
Штатный состав ЭИ 893	1,2...1,6	1,2...1,6	15...17	60,9...60,6	3,5...4,5	8,5...10,0	≤0,07
Химический состав фаз в матрице сплава ЭИ 893 после эксплуатации (перо) (рис. 1, б)							
1	1,15	1,17	16,61	65,13	3,8	8,79	3,34**
2	0,87	1,23	14,79	43,37	10,64	20,6	8,49**
3	1,03	1,26	14,36	46,69	9,67	18,32	8,69**
4	0,48	0,68	11,33	25,88	13,58	36,93	10,49**
5	1,1	1,23	15,43	58,52	5,02	10,92	7,78**
6	0,46	0,77	11,68	25,04	14,64	36,47	10,94**

* Углерод, измеренный способом сжигания навески в среде кислорода. ** Углерод, определенный EDX качественно.

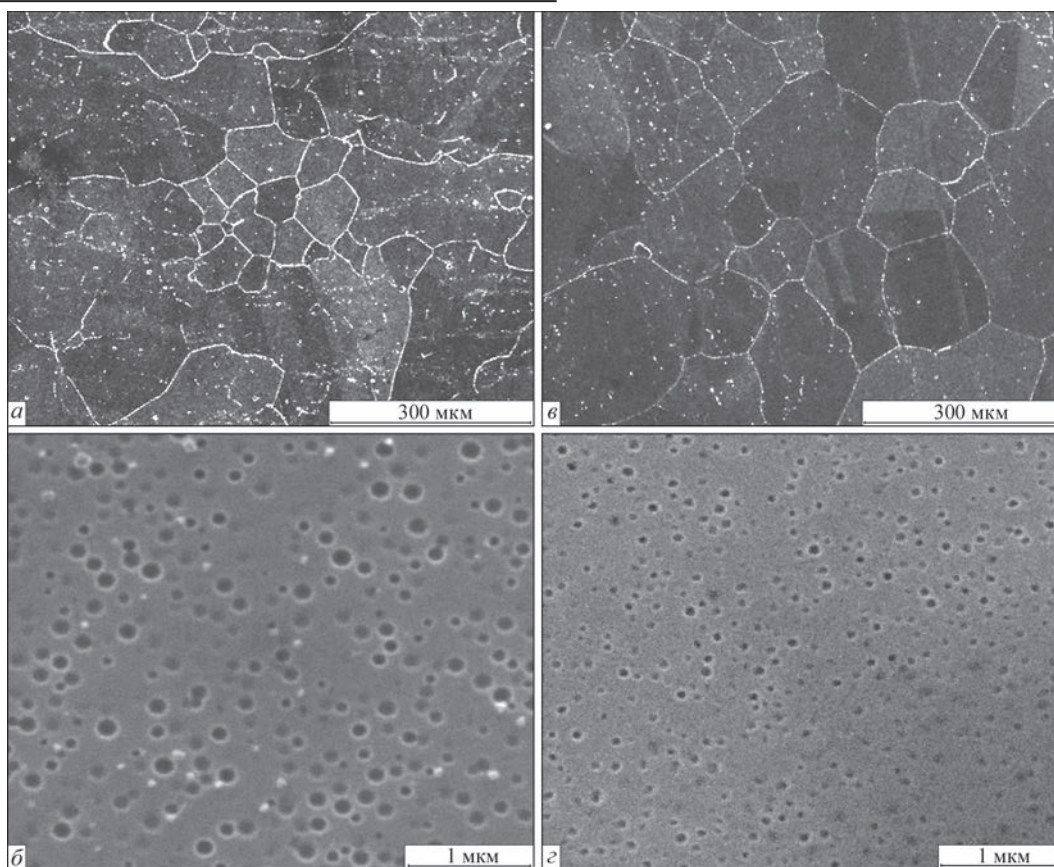


Рис. 2. Микро- и макроструктура сплава на лопатках № 0084 (а, в) и № 0764 (б, г) после различного времени эксплуатации

иметь как транскристаллитный, так и внутризеренный характер. Авторы работы [4] исследовали влияние величины зерна на конструктивную усталостную прочность лопаток (32 шт.) из сплава ЭИ 893 и установили, что размерный фактор величины зерна (от 0,5...1,0 до 3...5 мм) незначительно влияет на уровень усталостной прочности. Было определено, что при симметричном нагружении и комнатной температуре рост величины зерна от 0,1...0,35 до 0,4...1,5 мм приводит к снижению предела выносливости лопаток всего на 4,6 % и это дает возможность допуска в структуре рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 для стационарных ГТУ участков с размером зерна до 1,5 мм без вредного влияния на работоспособность изделий [4]. Также авторами было показано, что на появление усталостных трещин в большей мере оказывают влияние дефекты механического происхождения и варьирование радиуса закругления кромок.

В процессе длительной эксплуатации уровень механических свойств металла рабочих лопаток, изготовленных из сплава ЭИ 893, характеризуется изменением пластических и прочностных характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии: снижается пластичность металла (ϵ , ψ) при одновременном увеличении твердости $HВ$ и пределов прочности и текучести (σ_r). Со снижением пластичности связано снижение ударной вязкости, чувствительности к надрезу и усталост-

ных характеристик. Изменение механических характеристик обусловлено структурными изменениями в металле в процессе эксплуатации, т.е. в процессе эксплуатации при рабочей температуре лопаток 630...670 °С старение сплава ЭИ 893 вызывает дополнительное выделение и коагуляцию частиц как упрочняющей γ' -фазы, так и карбидов типа MeC , Me_6C , $Me_{23}C_6$ в объеме зерна и по границам [5]. Распад карбидов MeC и $Me_{23}C_6$ может приводить к образованию частиц более сложного карбида Me_6C . Укрупнение и коалесценция карбидов в межзеренных прослойках до 0,5...6,0 мкм, частичное окантовывание границ частицами γ' -фазы могут оказывать негативное влияние: снижение относительного удлинения металла лопаток до 20...28 %. Так, падение предела текучести за 60 тыс. ч эксплуатации составляет в среднем 250 МПа, т.е. снижается вязкость разрушения и повышается вероятность возникновения трещин [6].

В семи исследованных лопатках после различного времени эксплуатации, в структуре характерным является прежде всего нерегулярное распределение (4...11 об. %) в объеме матричного раствора основной упрочняющей фазы размером 0,01...0,18 мкм, т.е. частичное ее растворение, коагуляция, и протекание карбидных реакций, происходящих в основном по границам зерен с дальнейшей коагуляцией карбидных фаз (рис. 2, б, г). После эксплуатации данные карбидные фазы представ-

ляют собой в основном глобулярные карбиды MeC (на основе W, Mo, Cr), размер которых не превышает 2 мкм (табл. 2, рис. 1, б).

Твердость является механической характеристикой материала, величина которой надежно коррелирует со значениями предела текучести (прочности) испытуемого материала в широкой области температур. Для оценки свойств лопаток, прошедших длительную эксплуатацию, или операции восстановительной термообработки, обязательно используется контрольная операция измерения твердости металла лопатки по Бринеллю (*HB*), как правило, на торце хвостовика в окрестности 1 зуба, где площадь детали позволяет получить соответствующий отпечаток путем вдавливания индентора — шарика диаметром 10 мм с усилием 3000 кг.

В реальных рабочих лопатках наблюдается заметный разброс физико-механических свойств по высоте изделия, так как замок лопатки в процессе эксплуатации не подвергается значительному температурному воздействию по сравнению с профильной частью (т.е. металл хвостовика может характеризовать свойства сплава в исходном состоянии). Как видно из табл. 1, наиболее вероятные значения *HB* сплава ЭИ 893 ВД на лопатках с различным временем эксплуатации находятся в интервале *HB* 2058...2999 и свидетельствуют о том, что 60 % всех исследованных лопаток имеют твердость, близкую к исходному материалу (*HB* 2170...2770), и соответствуют уровню значений *HB*, полученных ранее на рабочих лопатках ГТ-100 и ГТК 10-4, что согласуется с данными авторов работ [6–8].

На примере рабочих лопаток № 0430 и 0760 твердость сплава ЭИ 893 составляла *HB* 2957...2999. Эти достаточно высокие цифры по твердости и незначительное повышение микротвердости свидетельствовали о развитии процесса старения металла, а в случае лопатки № 0760 — перестаривания структуры в процессе эксплуатации с выделением ультрадисперсной фазы 0,01...0,03 мкм (см. табл. 1). Также достаточно высокие значения твердости могли определяться текстурой деформации штамповки и наследственной текстурой рекристаллизации и карбидной полосчатости в реальном изделии.

Структурные изменения в основном сплаве как результат длительной эксплуатации, являются обратимыми, для чего необходимо применение восстановительной термической обработки в вакууме, которая возвращает физико-механические свойства металла рабочих лопаток (в частности, сплава ЭИ 893) к уровню, соответствующему исходному (до эксплуатации).

Применение трехступенчатой термообработки рабочих лопаток ТВД энергетических ГТУ в свое время (1980-е годы) позволило получить высокую надежность эксплуатации турбин пиковой мощности даже с увеличением температуры газа. Режим ВТО не снижал прочностных характеристик металла, включая конструктивную выносливость лопаток и обеспечивал высокий уровень свойств базового сплава, не отличающийся (и даже превышающий) уровень свойств металла после стандартной многоступенчатой термической обработки после штамповки заготовки, а именно: 1020 °C, 2 ч + 1160 °C, 3 ч, воздух + 1000 °C, 4 ч, воздух + 900 °C, 8 ч, воздух, + 850 °C, 15 ч, воздух.

Восстановительную термообработку лопаток после эксплуатации традиционно проводят в вакуумных печах с принудительным охлаждением аргоном по следующему режиму: нагрев 1040 °C, 4 ч, охлаждение до 300 °C, нагрев до 900 °C, 8 ч, охлаждение до 300 °C + 820 °C, 15 ч. Скорость охлаждения должна быть не ниже 12 град/мин на высокотемпературном участке охлаждения (до 650 °C).

Ранее проведенные исследования рабочих лопаток-свидетелей промышленных партий I и II ступеней ТВД и ТНД (сплав ЭИ 893) энергетической установки ГТ-100-750 после трехступенчатой ВТО показали, что при 20 °C основные результаты испытаний по пределу текучести укладываются в диапазон значений 500...600 МПа, а предел прочности превышает 900 МПа (достигая 1040 МПа), удлинение при разрушении — более 20 % с максимумом значений 30...40 %. Некоторый разброс значений наблюдали для ударной вязкости с максимумом в интервале 60...80 Дж/см².

Для восстановления служебных характеристик лопаток из сплава ЭИ 893 авторы работы [6] предложили упрощенную (двухстадийную) схему ВТО: отжиг в аргоне при температуре 1050 °C (2 ч), быстрое охлаждение, нагрев до 850°, выдержка 5 ч, охлаждение аргоном.

В результате восстановительной термообработки существенного изменения фазового состава сплава не происходит. Основной карбидной фазой остается металл M_6C . Количество упрочняющей γ' -фазы несколько снижается и соответствует исходному (до эксплуатации) состоянию. После проведения ВТО снижается уровень твердости и возрастают пластические характеристики металла лопаток (ϵ , γ), достигая исходных значений. Авторы работы [7] также рассматривали двухстадийную ВТО после эксплуатации: 1050 °C (3 ч), охлаждение на воздухе и последующее старение при 850° (12 ч), охлаждение на воздухе и исследовали механические свойства сплава ЭИ 893 после нее. Было показано, что двухступенчатая обработка

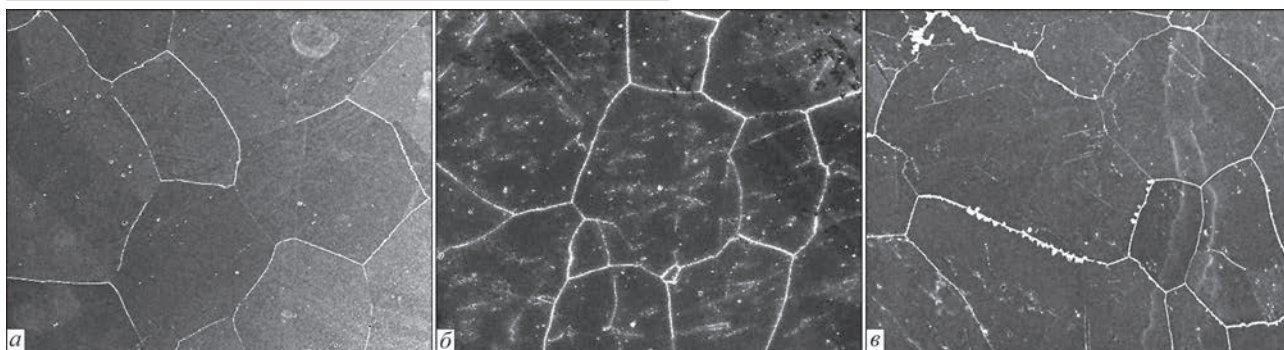


Рис. 3. Макроструктура ($\times 100$) сплава на лопатках после различных ступеней ВТО: а — 1160 °С; б — 1160 °С + 1040 °С; в — 1160 °С + 1040 °С + 900 °С

обеспечивает оптимальные значения структурных и механических показателей (так, относительное удлинение составляет 36 % при пределе прочности 920 МПа).

В связи с необходимостью наварки торцевого уплотнения, лопатки после эксплуатации должны подвергаться аустенизации (вакуумному отжигу) при температуре 1160° С при давлении остаточных газов в рабочей камере $1 \cdot 10^{-4}$ Торр. Структура материала лопаток в результате отжига приближается к однофазной и приобретает способность удовлетворительно свариваться без возникновения трещин. После сварки и механической обработки наплавленных участков детали подвергаются ВТО по указанному режиму: 1040 °С + 900 °С + 820 °С. Следовательно, рабочие лопатки ГТК 10-4, поступающие на ремонт и восстановление после различных сроков эксплуатации, должны проходить четырехстадийную термическую обработку, включающую первичную гомогенизацию перед наплавкой (сваркой) и трехступенчатое старение. Для выбора и оптимизации режимов были рассмотрены три варианта ВТО (с различной длительностью ступеней):

1160°С + 1040°С + 900°С + 820°С (четырёхступенчатый);

1160 °С + 900°С + 820°С (трехступенчатый);

1040 °С + 820°С (двухступенчатый).

Все образцы, вырезанные из семи секционированных лопаток после различного срока эксплуатации, подвергались этапам одного из трех вариантов термообработки. После каждого этапа ВТО исследовали изменения в структуре базового материала. Так, после гомогенизации 1160 °С наблюдалось укрупнение зерен, растворение границ мелких зерен и частичное растворение границ крупных зерен. При таком режиме максимально растворяется не только основная упрочняющая γ' -фаза, но и карбидные фазы в середине и по границам зерен (рис. 3, а). После гомогенизации вторичные фазы представлены в виде дисперсных частиц (1...2 мкм) стабильных карбидных фаз типа MeC на основе вольфрама и молибдена (табл. 3, рис. 4, а).

Карбид Me_6C образуется при 1030 °С, поэтому во время термообработки при близкой температуре основной карбидной фазой является именно он, что снижает возможность протекания карбидных реакций в процессе последующей эксплуатации (данный карбид устойчив до 1250 °С и в жаропрочных сплавах может образовываться из расплава). После длительной эксплуатации при повышенных температурах эксплуатационного старения (например, перо лопатки) возможна трансформация данного карбида в Me_{12}C - η -карбид, относящегося к тому же классу стабильных карбидов. Таким образом, после этапа высокотемпературного старения вторичными упрочняющими фазами в сплаве ЭИ 893 выступают карбиды Me_6C и первичные карбиды MeC (табл. 3, рис. 4, б). Также на этом этапе термообработки происходит частичная рекристаллизация материала (рис. 3, б).

Карбид Me_{23}C_6 на основе хрома начинает выделяться при 840...925 °С по реакции $\text{MeC} + \gamma \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6 + \gamma'$ по границам зерен, где диффузия и соответственно фазовые превращения происходят легче. Данный карбид выделяется в процессе многоступенчатого старения по границам зерен (кроме карбида Me_6C), размер частиц которого составляет 0,3...0,5 мкм. Данный карбид достаточно нестабилен и в процессе эксплуатации при температуре 550...750 °С, на межзеренных границах претерпевает превращение по реакции $\text{Me}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Me}_6\text{C} \rightarrow (\text{Me}_{12}\text{C})$. После образования последних карбидов происходит их коагуляция (до 1,0...1,5 мкм.) Температура полного растворения нестабильного хромового карбида Me_{23}C_6 составляет 900...1040 °С.

После термообработки по режиму 1160°С + 1040°С + 900°С в структуре основы наблюдается локальное утолщение границ зерен с образованием цепочек или колоний карбидных фаз Me_{23}C_6 размером более 3...5 мкм (рис. 3, в).

Определенные режимы ВТО (температуры гомогенизации и старения) могут способствовать созданию различных качественных соотношений структурных фаз в матричном растворе. Вторичные фазы сплава ЭИ 893 обычно состав-

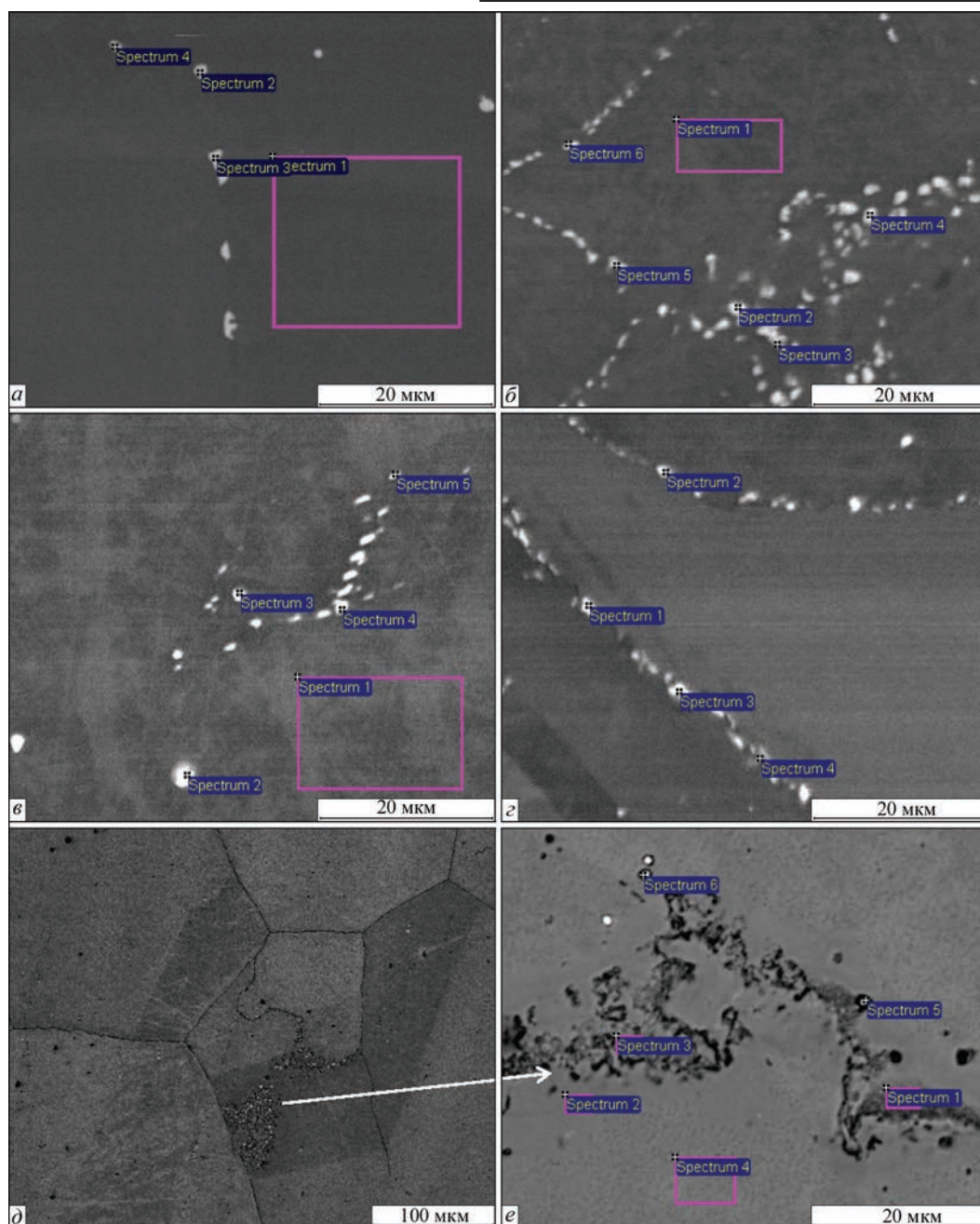


Рис. 4. Участки определения химического состава структурных составляющих сплава ЭИ 893 после различных этапов термообработки: *a* — 1160 °С; *б* — 1160 °С + 1040 °С; *в* — 1040 °С + 820 °С; *г* — 1160 °С + 1040 °С + 900 °С + 800 °С; *д, е* — 1160 °С + 900 °С + 800 °С

ляют 1,1...1,3 об. % и представляют собой карбиды MeC , Me_{23}C_6 , Me_6C и бориды Me_3B_2 и Me_5B_6 , которые оказывают влияние на механические характеристики сплава, особенно морфологией распределения. Очевидно, что для создания более близкой к равновесной структуре сплава после ВТО, необходимо стремиться к образованию стабильных фаз типа MeC и Me_6C на основе вольфрама и молибдена и минимизации фаз хромовых карбидов. Чем выше гомогенизация, тем выше температура образования стабильных фаз. Так, после гомогенизации при 1200 °С обнаруживаются только стабильные фазы Me_6C и Me_3B_2 , которые сохраняются после длительной эксплуатации

независимо от вариантов последующей термообработки, что характеризует стабильное состояние сплава ЭИ 893. Рассмотренные три режима восстановительной термической обработки двух, трех- и четырехступенчатые, в конечном счете, приводят к формированию существенно различающихся структур основы (рис. 4, *в, г, е*, рис. 5).

Так, при двухстадийной ВТО макроструктура основы состоит в основном из равноосных зерен 2...4 балла с тонкими границами зерен (рис. 5, *а, б*). При этом микроструктура представляет собой гомогенный твердый раствор с дискретным выделением глобулярных карбидных фаз типа Me_6C и MeC (рис. 4, *в*, табл. 3). Первичные стабильные

Т а б л и ц а 3. Химический состав фаз в матрице сплава ЭИ 893 после различных этапов термообработки

Номер спектра	C	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo	W
После гомогенизации 1160 °С (рис. 4, а)								
1	3,27	1,48	1,69	15,81	0,05	64,95	4,32	8,44
2	9,91	0,24	0,45	16,68	0,24	11,8	20,11	40,57
3	9,37	0,12	0,69	15,53	0,24	19,72	17,52	36,81
4	8,64	0,64	0,72	17,36	0,27	21,74	18,34	32,29
После гомогенизации 1160 °С + 1040 °С (рис. 4, б)								
1	3,47	1,25	1,39	15,55	-	65,17	3,72	9,44
2	9,04	0,67	0,93	16,31	-	38,37	11	23,68
3	8,9	0,6	0,99	13,12	-	40,92	10,59	24,89
4	7,25	1,32	1,34	16,18	-	55,71	5,29	12,9
5	7,64	1,12	1,3	15,84	0,36	56,65	4,93	12,16
6	7,89	1,32	1,37	15,51	0,35	61,85	3,56	8,15
После 1040 °С + 820 °С (рис. 4, в)								
1	2,95	1,11	1,1	15,91	-	65,63	3,68	9,61
2	11,59	-	0,65	2,1	-	29,22	48,11	8,34
3	9,41	0,6	0,88	12,5	-	34,29	12,33	29,99
4	7,25	0,42	0,71	12,37	-	28,50	15,03	35,73
5	5,66	1,1	1,31	15,29	-	61,95	3,74	10,95
После 1160 °С + 1040 °С + 900 °С + 800 °С (рис. 4, г)								
1	9,83	0,45	1,06	12,79	0,47	33,13	12,55	29,72
2	6,09	1,02	1,33	15,24	0,54	64,29	3,76	7,73
3	5,14	1,24	1,6	16,1	0,42	55,31	6,28	13,91
4	6,14	2	1,87	23,11	0,16	51,2	5,65	9,86
После 1160 °С + 900 °С + 800 °С (рис. 4, е)								
1	8,17	0,65	0,87	19,74	1,56	56,69	3,84	8,47
2	4,27	0,98	1,08	16,29	1,85	63,86	3,18	8,48
3	6,74	0,65	0,73	23,16	1,57	52,96	4,55	9,63
4	3,7	1,09	1,12	15,38	1,65	64,07	3,76	9,23
5	3,18	0,19	0,57	22,77	1,02	34,2	11,69	26,38
6	4,46	0,68	0,98	17,79	1,56	57,95	4,72	11,86

карбиды MeC располагаются чаще всего внутри и по границам зерен и соответствуют сложному карбиду II группы (W, Mo, Cr)C. При размере не более 1 мкм и дискретном распределении по зерну частицы данной карбидной фазы не оказывают никакого отрицательного влияния на механические характеристики металла.

При трехступенчатом режиме ВТО (без отжига 1040 °С) наглядно наличие в структуре материала как разноразмерного зерна, так и выделения большого количества карбидных фаз по границам зерен, полосам скольжения и дефектам упаковки (рис. 5, в, г). С одной стороны, при термообработке 1160 °С + 900 °С + 820 °С в металле обнаруживается только карбид Me₂₃C₆, величина дискретных частиц которого составляет 0,3...0,4 мкм, и можно было бы говорить о высоком уровне пластичности и ударной вязкости при 20 °С (превосходящем уровень после ступенчатой ТО). Однако данные карбидные фазы не являются эффективным препятствием межзеренному проскальзыванию и кроме этого в матрице сплава данные фазы также образуют карбидные цепочки и конгломера-

ты (колонии), размер которых превышает 5 мкм. Укрупнение и коалесценция карбидов Me₂₃C₆ в межзеренных прослойках до 5 мкм, частичное окантовывание границ частицами γ'-фазы могут оказывать негативное влияние на снижение вязкости разрушения и повышать вероятность возникновения трещин. Со снижением пластичности связано снижение ударной вязкости, чувствительности к надрезу и усталостных характеристик (рис. 4, е, табл. 3).

Стандартный четырехступенчатый режим ВТО приводит к формированию разноразмерной зеренной структуры с полосами скольжения, наличие которых может приводить в дальнейшем к возникновению и распространению микротрещин и излому при усталостных испытаниях (рис. 5, д, е). Вторичные фазы выделяются в основном по границам зерен и представляют собой карбиды трех типов, а именно MeC, Me₂₃C₆, Me₆C (табл. 3, рис. 4, г).

Основной упрочняющей фазой сплава ЭИ 893 является γ'-фаза, которая выделяется в процессе длительного старения в температурном интервале от 950 до 550 °С. Ее количество зависит от

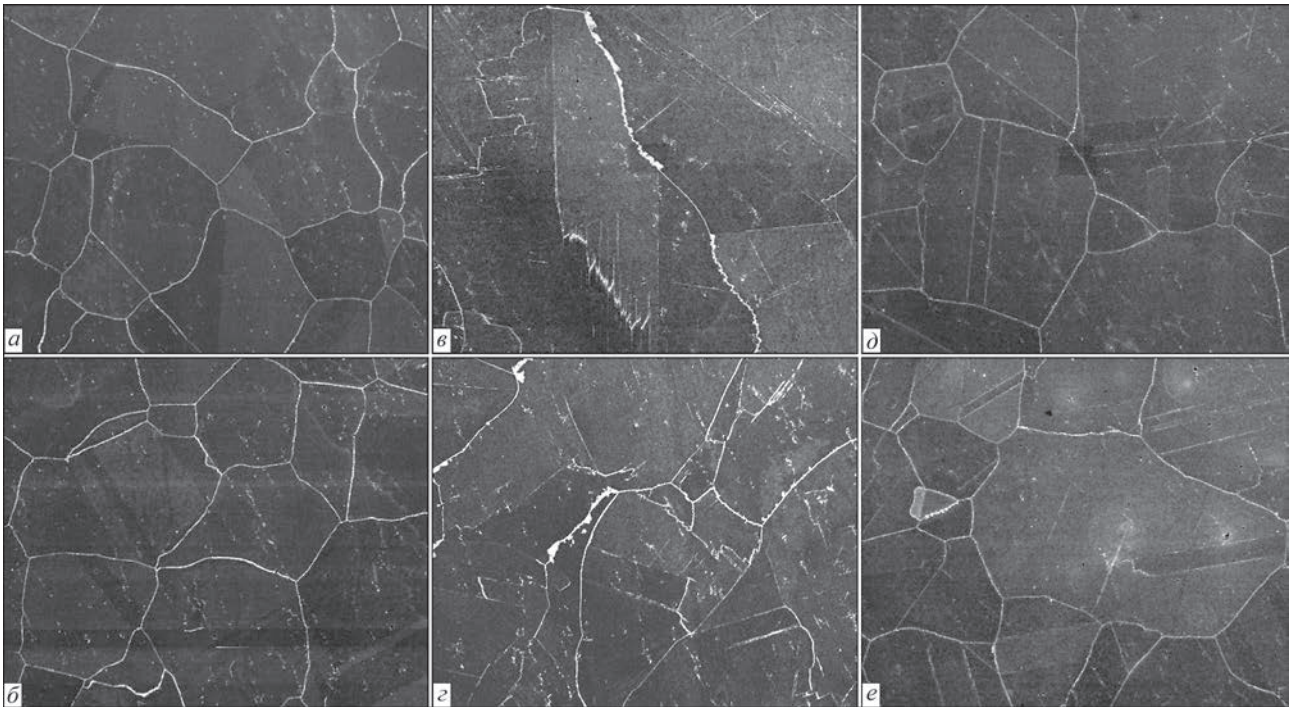


Рис. 5. Микроструктура ($\times 100$) сплава ЭИ 893 на образце № 0240 после термообработки: гомогенизации при $1040\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (а, б), $1160\text{ }^{\circ}\text{C} + 900\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (в, г) и гомогенизации при $1160\text{ }^{\circ}\text{C} + 1040\text{ }^{\circ}\text{C} + 900\text{ }^{\circ}\text{C} + 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ (д, е)

температуры старения и составляет 9 % — при $850\text{ }^{\circ}\text{C}$; 5 % — при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 2 % при $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 16 % — при $650\text{...}670\text{ }^{\circ}\text{C}$ (максимальное количество) [9]. (При температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ после 1000 ч старения происходит равновесное образование γ' -фазы). В ходе исследований было установлено, что применение ВТО для лопаток, бывших в эксплуатации, способствовало растворению огрубевшей γ' -фазы и последующему выделению регулярной тонкодисперсной упрочняющей фазы, причем применение двухстадийной термообработки способствовало выделению большего количества γ' -фазы 8...10 % (по сравнению с 7...8 % при четырехстадийной ВТО) с меньшим размером частиц 0,021...0,06 мкм (рис. 6).

Твердость, являясь достаточно важной характеристикой материала рабочих лопаток, определяется прежде всего структурным состоянием сплава ЭИ 893, а именно, величиной зерна, количеством и морфологией вторичных (скорее всего) пограничных фаз, определяемых количеством наработанных часов. Графики твердости отчетливо отражают структурные изменения, происходящие на различных этапах ВТО (рис. 7, а, б). Так, при проведении гомогенизации при $1160\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит растворение основной упрочняющей γ' -фазы и большинства вторичных карбоборидных фаз (особенно по границам зерен), что приводит к однозначному снижению твердости материала. При последующем отжиге при $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит частичная рекристаллизация (измельчение зерна), выделение и стабилизация карбидов типа Me_6C , что приводит к росту твердости матери-

ала. На последующих стадиях старения, а именно 900 и $820\text{ }^{\circ}\text{C}$, выделяются вторичные и основная упрочняющая фазы, которые влияют на повышение твердости материала.

Графики твердости, измеренной на разных этапах ВТО, по каждой из семи исследованных лопаток, свидетельствуют о снижении ее значений при высокотемпературной или низкотемпературной гомогенизации материала и последующем увеличении при проведении старения (рис. 7). После любого из трех режимов ВТО в конечном счете твердость на лопатках достигала базового уровня значений — 2100...2700 МПа, что подтверждало восстановление технологических свойств материала изделий.

Микротвердость в основном является характеристикой упрочнения тела зерна вторичными фазами и основной упрочняющей γ' -фазой. Графики микротвердости по всем образцам показывают, что при гомогенизации происходит полное растворение упрочняющей фазы и большинства вторичных фаз в матрице, а температура $1040\text{ }^{\circ}\text{C}$ является температурой частичного растворения γ' -фазы и полного растворения нестабильных пограничных хромовых карбидов типа Me_{23}C_6 , а также температурой стабилизации карбида Me_6C , которая приводит к увеличению микротвердости. Последующее двухступенчатое старение вызывает более полное увеличение количества γ' -фазы и последующее повышение значений HV (рис. 8, б, г).

Приведенные графики и микроструктуры подтверждают верность суждений о структурной регенерации сплава после ВТО. Так, наблюдается некоторое снижение разноразмерности зерна (в

основном 2...4 балл зерна), снижение плотности и размеров карбидных фаз в межзеренных прослойках, равномерном выделении упрочняющей фазы. При применении двухступенчатого режима ВТО отсутствовали конгломераты более 5 мкм карбидов Me_{23}C_6 (характерные для ВТО со ступенью 900 °С) и неравномерность распределения и многообразия вторичных фаз, как в случае трех- и четырехступенчатого режима ВТО.

Так, например, для лопатки № 0430 из комплекта рабочих лопаток II ступени ГТК 10-4 в результате ВТО достаточно высокая твердость *НВ* сплава ЭИ 893 после эксплуатации — 2957 МПа снижается до нормального уровня 2300 МПа (рис. 7, б).

ВТО приводит к снижению твердости (повышению пластичности) базового сплава за счет перераспределения примесей с границ зерен в матричный раствор и обратного растворения охрупчивающих фаз, выделившихся на границах зерен вследствие сегрегации примесей внедрения и неблагоприятных карбидных превращений в сплаве в процессе экс-

плуатации турбинных лопаток, а также частичного растворения упрочняющей γ' -фазы.

Выбор режима термообработки контролировали путем проведения механических испытаний сертификационных образцов, вырезанных из пера и замковой частей лопаток после длительной эксплуатации. Для оценки механических свойств (прочности, пластичности) сплава ЭИ 893 после эксплуатации и возможности улучшения их после восстановительной термообработки использовали испытания образцов на одноосное растяжение.

В табл. 4, 5 обобщены результаты испытаний образцов типа МИ-9 и МИ-12 (согласно спецификации ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины), вырезанных из хвостовиков и нижней части пера рабочих лопаток первой ступени ТВД, после эксплуатации в различных регионах (в том числе лопаток-свидетелей № 86, № 016 из комплекта ВКФ-05 лопаток ГТК 10-4 после наработки 57373 тыс. ч).

Результаты механических испытаний на растяжение полностью соответствовали ТУ14-1-2662-79 (или ТУ 108-02-005) на сплав ЭИ 893 ВД. Отмечалось некоторое снижение пластических

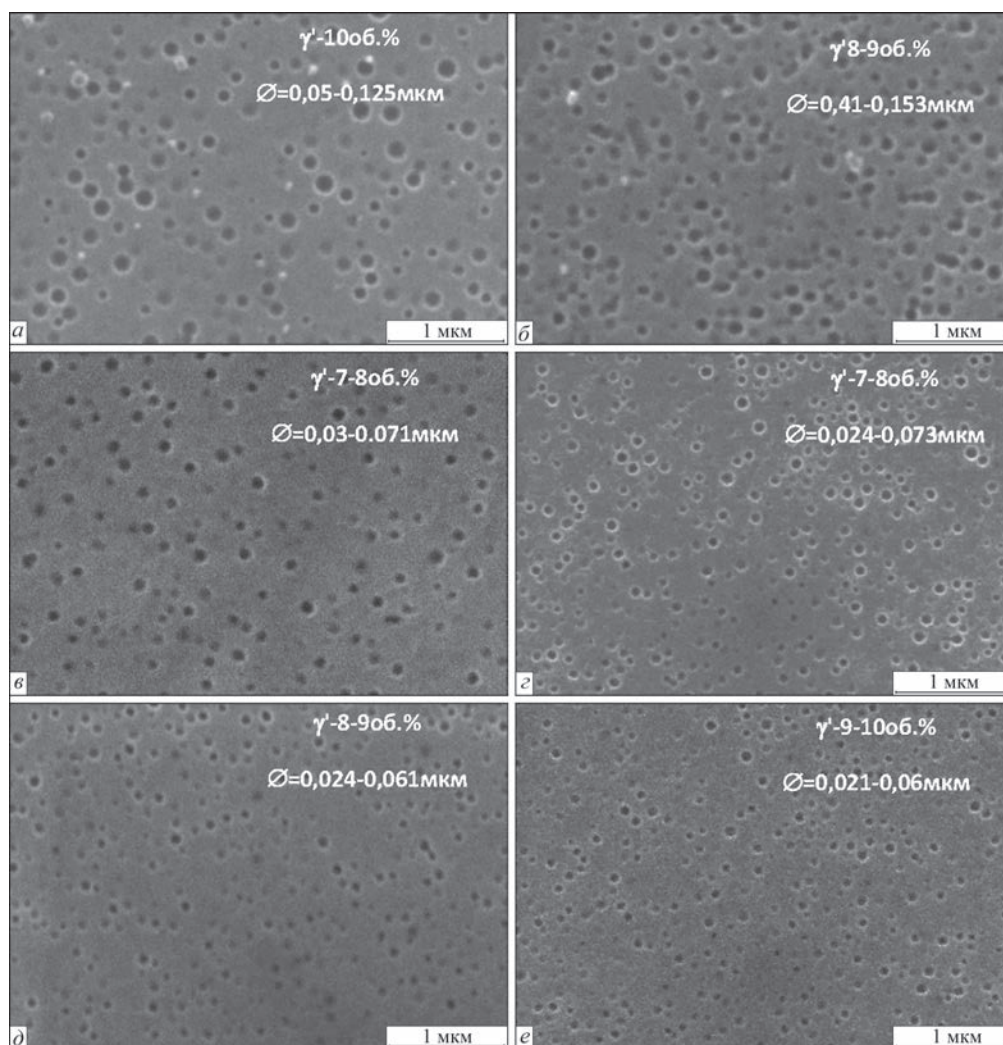


Рис. 6. Микроструктура сплава ЭИ 893 ($\gamma + \gamma'$) после эксплуатации (а, б), после четырехстадийной ВТО (в, г) и двухстадийной ВТО (д, е) на лопатках № 0084 (а, в, д) и № 0103 (б, г, е)

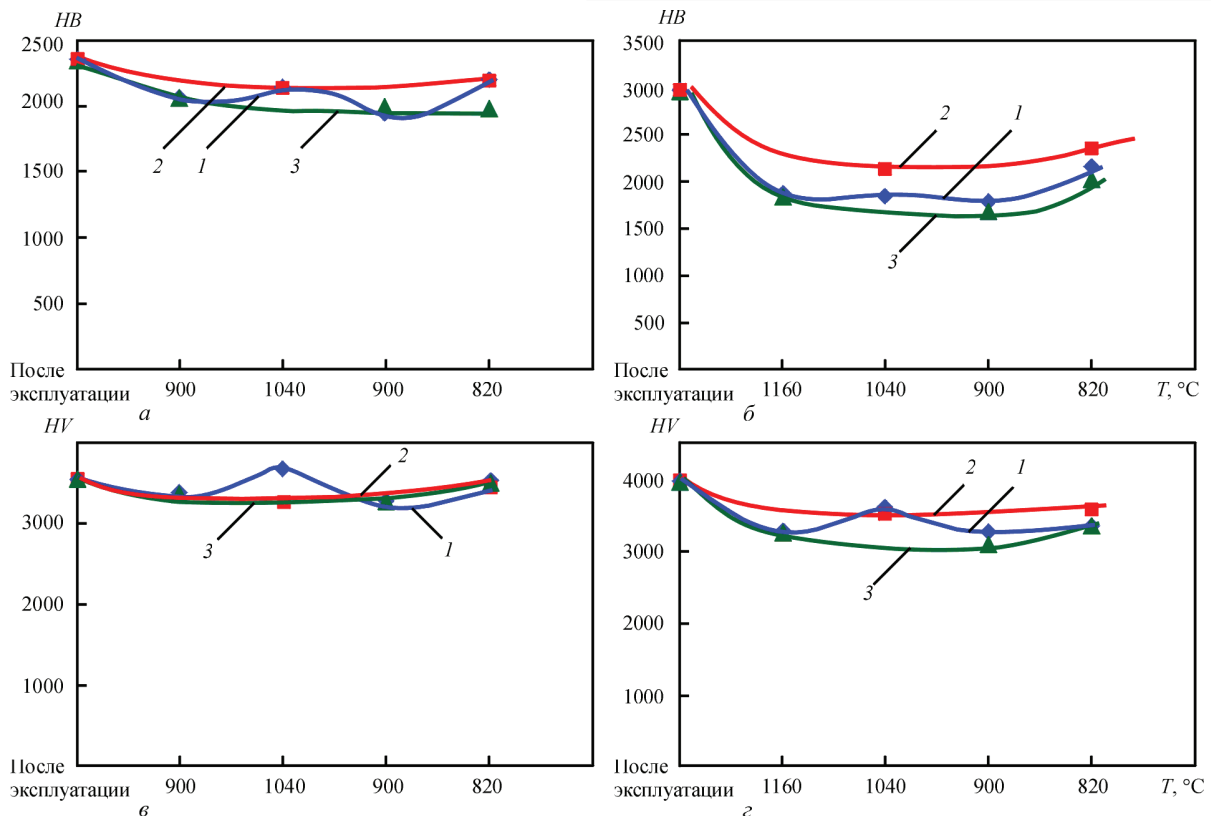


Рис. 7. Значения твердости по Бринеллю (а, б) и микротвердости (в, г) сплава ЭИ 893 на лопатках № 0103 (а, в) и № 0430 после различных этапов термообработки: 1 — ВТО: 1160 °С + 1040 °С + 900 °С + 820 °С; 2 — 1040 °С + 820 °С; 3 — 1160 °С + 900 °С + 820 °С

свойств сплава (δ и ψ) при одновременном увеличении твердости HB , предела текучести $\sigma_{0,2}$ и прочности σ_b в результате эксплуатации (табл. 4, 5). При проведении ВТО совместно со снижением прочности и твердости металла лопаток возрастала низкотемпературная пластичность (δ до 35,6 %). Физико-механические свойства сплава ЭИ 893 после ВТО превосходили свойства исходного сплава ЭИ 893 ВД перед постановкой лопаток в турбину (по ТУ). Полученные результаты демонстрировали практически полное совпадение механических свойств ($\sigma_{0,2}$, σ_b , ϵ , ψ) металла лопаток после эксплуатации и после восстановительной термообработки данным испытанием, выполненным в 2004–2005 гг. и приведенных в отчете [9].

Результаты испытаний на растяжение показали незначительное отклонение физико-механических свойств металла профильной части лопатки от металла хвостовика ввиду различных температурных условий эксплуатации, т.е. более высокой температуры по перу.

Достаточно важными физико-механическими характеристиками сплава для рабочих лопаток являются характеристики прочности и пластичности при повышенной температуре — 750 °С (см. табл. 5). Для высокотемпературных испытаний использовали образцы МИ-9/1к (диаметр рабочей части 5 мм, длина рабочего участка 25 мм) по спецификации ИЭС им. Е. О. Патона, вырезанные

из металла верхнего зуба замка и из нижней части пера в наиболее массивной ее части, примыкающей к входной кромке.

После ВТО предел прочности (756,5...780 МПа) значительно превосходил уровень (650 МПа) в соответствии с данными ТУ на сплав, однако был несколько ниже результатов при испытании металла после эксплуатации (867 МПа). Пластичность (ϵ , ψ) металла лопаток после ВТО превышала пластичность металла лопаток после наработки и составляла 36,8...38,9 и 30,1...40,8 % соответственно по сравнению с 22,2 и 26,9 %. Также заметно некоторое увеличение предела прочности и пластичности именно после двухстадийного

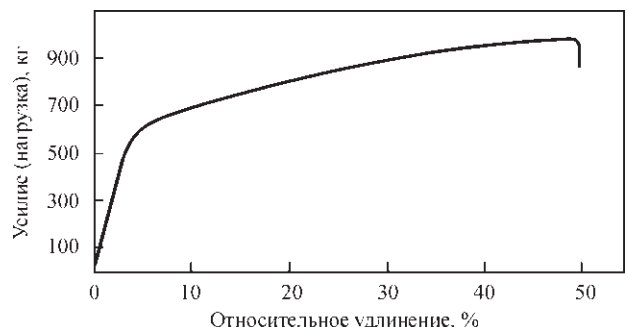


Рис. 8. Типичная диаграмма деформационного упрочнения цилиндрических образцов сплава ЭИ 893 ВД после неизвестного срока эксплуатации и ВТО при одноосном растяжении при 20 °С ($\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-3}$ 1/с; $\sigma_b = 963,4$ МПа; $\sigma_{0,2} = 514,6$ МПа; $\delta = 45$ %)

Таблица 4. Механические свойства металла рабочих лопаток ГТК 10-4 при 20° С после эксплуатации и ВТО в вакууме

Номер лопатки	Место анализа	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %
После эксплуатации 57 тыс. ч					
86	Зуб хвостовика нижний	606,2	1073,5	33,2	37,0
		629,4	1107,0	36,0	35,8
	Зуб хвостовика средний	629,4	1100,0	33,6	30,5
		640,2	1111,0	32,4	30,5
66	Нижняя часть пера	629	1103	28,2	31,0
		692,0	1050,0	28,5	31,7
После трехступенчатой восстановительной термообработки					
122	3 зуб	575	981	36	23,4
		531,7	987,5	41,3	30,5
	2 зуб	542,6	970	37,5	27,6
		531,7	955	34,8	30,5
		543,0	972	33,0	30,5
123	3 зуб	578,4	1032	40,0	28,8
		602,2	1025	37,6	27,0
	2 зуб	580,3	1011,6	33,8	30,0
		573,0	1003	31,2	23,8
		547,4	991,7	32,3	32,3
151	3 зуб	616,4	1107	34,8	30,5
		662,3	1096	38,5	35,5
	2 зуб	629,4	1076,5	36,7	27,0
		621,3	1083,4	33,2	26,9
		629,4	1096	33,3	32,8
После двухступенчатой восстановительной термообработки					
86	3 зуб	543,0	957,0	34,7	25,6
		531,7	948,5	36,2	27,6
	2 зуб	572,6	998,0	32,4	28,8
		570,8	946,6	27,6	22,6
		562,8	967,8	34,4	23,4
		553,4	944,0	27,4	23,3
	Нижняя часть пера, входная кромка, сердцевина	499,2	929,0	31,2	23,4
		566,6	931,0	35,5	24,6
514,6		943,8	33,6	22,7	
		514,6	935,0	32,0	22,8
Требования по ТУ 14-1-2662–79		500	850	20	22

Таблица 5. Механические свойства металла рабочих лопаток ГТК 10-4 при 750° С после эксплуатации и ВТО в вакууме

Номер лопатки	Место анализа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
После эксплуатации 57 тыс. ч					
86	1 зуб	515,8	870,3	23,6	27,7
16		524,5	864,2	20,8	26,0
После трехступенчатой восстановительной термообработки в вакууме					
151	1 зуб	542 532,3	794,3 786	36,8 39,2	45,2 48,4
123	1зуб	460,2 462	746,3 736,8	37,8 35,2	39,4 42,2
122	1зуб	439,6 437,8	739,3 736,3	36,4 35,4	39,2 36,2
После двухступенчатой восстановительной термообработки в вакууме					
16	Нижняя часть пера, входная кромка, сердцевина	445,0	781,0	41,2	29,2
17		469,6	784,3	37,0	29,4
19		449,6	784,3	39,5	29,4
20		443,0	771,3	37,7	32,5
Требования по ТУ 14-1-2662–79		Не опр.	650	11	15

процесса термообработки. ВТО обеспечила рост работы разрушения, увеличилось удлинение, немного снизился предел текучести и прочности базового сплава ЭИ 893 по сравнению со сплавом после длительного срока службы изделий. Получено практически в 1,5 раза более высокое значение удлинения и сужения по сравнению с данными после наработки при практически том же уровне прочности. Это указывает на значительно более высокую работу разрушения материала при испытаниях на растяжение (площадь под кривой диаграммы деформирования) (рис. 8).

Величина удлинения сплава ЭИ 893 ВД, равная 20 % и менее при температуре 750 °С, является критичной с точки зрения необратимого снижения вязкости разрушения металла лопатки. Удлинение и степень сужения площади поперечного сечения растягиваемого образца, предшествующее разрушению, определяется многими факторами, в частности, размером зерна и объемной долей частиц основной упрочняющей фазы и частиц вторичных фаз, выделяющихся как в объеме, так и по грани-

цам зерен (см. табл. 3). Истинная деформация при разрушении никелевых жаропрочных сплавов заметно снижается с увеличением объемного содержания твердых карбидных и боридных частиц, что и наблюдали при эксплуатации.

Анализ изломов образцов после испытаний на растяжение позволяет получить необходимую дополнительную информацию о структуре металла сплава ЭИ 893, однородности распределения фазовых составляющих, особенностях пластической деформации (транскристаллитное или межзеренное разрушение), дефектах, микропористости и о явных источниках концентрации напряжений, которые приводят к преждевременному разрушению материала. При эксплуатации лопаток в условиях воздействия высокой температуры протекающие процессы старения приводят к сегрегации вторичных фаз по границам зерен, что вызывает снижение пластичности. Форма частиц включений, согласно данным работы [8, 10], влияет на пластичность: удлиненные включения вызывают большее охрупчивание, чем равноосные. При приложении внешней нагрузки в матрице сплава внутренние полости могут зародиться, когда локальное напряжение превышает прочность сцепления включения с матричным раствором и происходит отрыв по поверхности раздела, или же в случае разрушения непосредственно частиц вторичной фазы.

Чем выше интенсивность деформационного упрочнения, тем меньшая деформация необходима для повышения напряжения до уровня, приводящего к отрыву частиц от матрицы. При деформировании многофазной структуры с относительно мягкой матрицей основная деформация происходит в твердом растворе. При определенной концентрации твердых (хрупких) избыточных карбидных фаз максимум прочности достигается, когда эти фазы наиболее измельчены (не скоагулированы) и частицы выделяются в матрице с минимальными интервалами (межчастичными расстояниями) [11, 12]. Таким образом, время эксплуатации и исходный химический состав металла конкретной лопатки будут определять ее реальную остаточную долговечность.

Применение многоступенчатой ВТО позволяет достичь равномерного распределения в матрице всех примесей внедрения. Более высокая, чем 1160 °С температура гомогенизации недопустима, так как будет происходить рост зерна. В таком случае мы не достигнем нужной однородности выделения упрочняющей фазы в матрице сплава и, соответственно, вязкости разрушения материала.

На рис. 9 приведены характерные микроструктуры поверхности разрушения цилиндрических образцов сплава ЭИ 893 (после ВТО) после ис-

пытаний на одноосное растяжение при 20° С со скоростью $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-3}$ 1/с. Анализ картины разрушения образцов сплава ЭИ 893 из рабочих лопаток ГТК 10-4 после эксплуатации и ВТО показал, что в общем характер разрушения независимо от состояния материала подобен — это вязкое разрушение, которое происходит по нормальной плоскости к оси образца [13], без формирования локальной шейки на рабочей поверхности. В микроскопическом масштабе разрушение по нормали — это разрушение от внутреннего шейкообразования или от массивованного сдвига по чередующимся плоскостям внутри каждого отдельного зерна, выходящего на межзеренную границу (рис. 10).

В изломе образцов, изготовленных из материала лопаток после эксплуатации, просматривается преимущественно внутризеренное (транскристаллитное) разрушение (рис. 9, а, в). Одновременно наблюдаются очаги межкристаллитного разрушения, обусловленного выделением преимущественно частиц карбидных фаз в результате естественного старения сплава ЭИ 893 при длительной эксплуатации. На межзеренной поверхности выявлены ямки от частиц карбидов, выделившихся по границам (рис. 9, д). Твердые частицы являются источниками концентрации напряжений и генерируют перемещение дислокаций скольжения в смежные зерна. Тем самым обеспечивается на начальном этапе нагружения протекание однородной пластической деформации в объеме поликристаллического образца.

Технология ВТО, способствуя гомогенизации структуры металла лопаток и диспергируя частицы упрочняющих фаз, делает пластическую деформацию во всем объеме поликристалла более однородной, обеспечивая пластическое течение в областях, непосредственно примыкающих к границам зерен. Вид излома и повторяющийся характер диаграмм растяжения указывают на невысокую интенсивность деформационного упрочнения (см. рис. 8). Из этого следует, что необходимо затратить значительную деформацию для достижения такого уровня напряжений, который приведет к отрыву частиц от матрицы и вызовет образование несплошностей в объеме поликристалла. После ВТО на всех образцах преобладал вязкий характер разрушения (см. рис. 9). На фрактограммах образцов, вырезанных из комплектных лопаток и подвергнутых ВТО, наблюдали ямки вязкого разрушения. Так, образец, вырезанный из зуба хвостовика РЛ ГТК 10-4 после ВТО, имел относительное удлинение, равное 33,2 %. Для него было характерно практически полное вязкое (ямочное) разрушение с незначительными элементами меж-

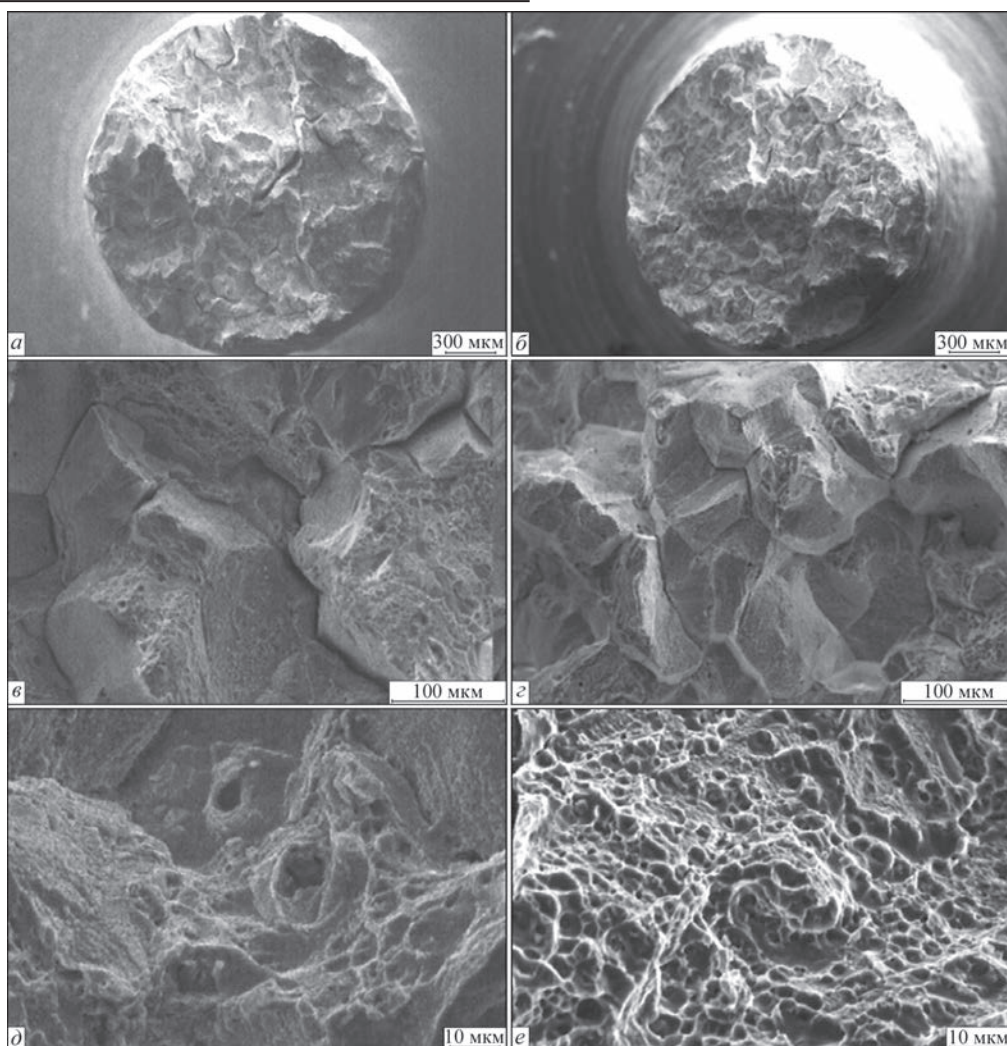


Рис. 9. Характер разрушения образцов, изготовленных из материала лопатки — сплава ЭИ 893 после неизвестного срока эксплуатации (а–в, д) и после восстановительной термообработки (б, з, е)

зеренного излома. В объеме зерен преобладала сдвиговая деформация (см. рис. 9, з, е).

Так как с повышением температуры в никелевых сплавах с ГЦК решеткой интенсивность деформационного упрочнения снижается, то должно возрастет сужение площади поперечного сечения, что мы наблюдали в экспериментах (см. табл. 4, 5). Увеличение локализованной пластичности компенсировалось некоторым снижением равномерного удлинения образцов, что свидетельствует об эксплуатационной надежности.

Сплавы, упрочненные за счет преимущественного легирования твердого раствора, должны иметь повышенное сопротивление усталостному излому благодаря возросшему сопротивлению скольжения и, соответственно, сопротивлению деформационного упрочнения. Способность к восприятию деформационного упрочнения увеличивает усталостную долговечность благодаря повышенной дисперсии скольжения. Можно предполагать, что технология антикоррозионной защиты рабочих лопаток, в которой используется поверхностное пластическое деформирование

покрытий на лопатках, будет иметь повышенное сопротивление усталостному разрушению. Таким образом, сплав ЭИ 893 при соблюдении химического состава мало подвержен усталостному разрушению по сравнению с жаропрочными сплавами, так как для разрушения образца необходима большая работа разрушения.

В случае деформируемых сплавов упрочняющая γ' -фаза не является структурностабильной. Особенно при повышенной температуре 700...750 °С (перо лопатки) и при наличии градиента температуры вдоль пера лопатки имеет место неравномерность ее распределения и неоднородность размера частиц. Это может вызывать концентрацию напряжений в лопатке в процессе эксплуатации и снижение выносливости металла. В этом отношении опасно возникновение «чистых» зон вблизи границ кристаллитов, связанных с выделением карбидных фаз на границах. В таких свободных от выделений приграничных областях образуются полосы деформации, которые могут приводить к возникновению микротрещин и усталостному излому.

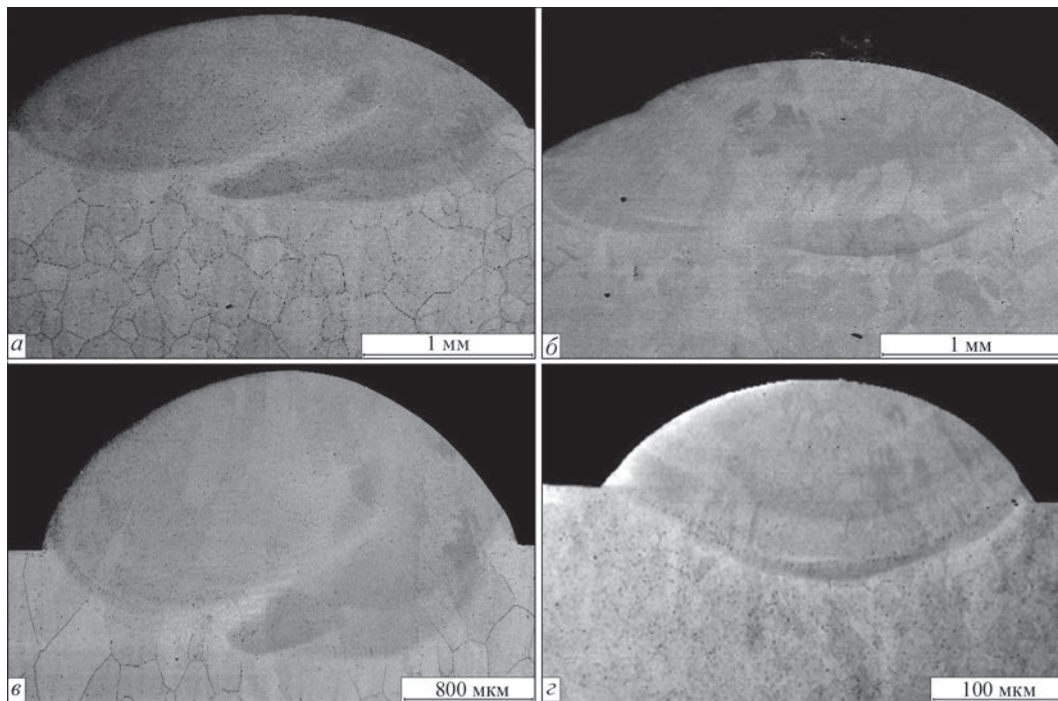


Рис. 10. Микроструктура наплавленных швов, сформированных на верхних торцах пера рабочих лопаток из сплава ЭИ 893 с использованием сварочной проволоки IN-625 после двухступенчатой ВТО (а–г — швы, наплавленные на разных лопатках)

Сильное влияние на сопротивление усталости металла оказывают включения и микропустоты. Крупные карбидные частицы Me_6C или Me_6C , образующиеся на границах кристаллитов при наработке более 50 тыс. ч, снижают усталостную долговечность, а неметаллические включения или ограненные поры могут стать источником (очагом) зарождения усталостного разрушения ввиду разницы их модулей упругости и матричного раствора. Усталость при температуре эксплуатации во многом сходна с разрушением при ползучести, которая вносит значительный вклад в общую деформацию по границам зерен. Зародышами усталостного излома становятся поры по границам зерен и клиновидные трещины. При повышенной температуре ориентированное скольжение вдоль определенных кристаллографических плоскостей подавляется и сменяется межзеренным изломом.

В процессе длительных высокотемпературных испытаний (эксплуатации) происходит эволюция исходной микроструктуры сплава. Термически активируемые изменения микроструктуры определенным образом влияют на временные характеристики длительной прочности, особенно в условиях воздействия коррозионно-активной среды, какой являются продукты сгорания топлива.

В зависимости от размера частиц γ' -фазы в сплаве ЭИ 893 ВД, связанного с отклонениями матричного химического состава и типа термообработки, можно получить различный уровень долговечности — сопротивления усталости и ползучести. Так, оптимизируя размер частиц упрочняющей γ' -фазы подбором режима высоко-

температурного старения (ВТО), можно снизить деформацию ползучести поликристаллического материала и тем самым увеличить его сопротивление усталости [7, 10]. Пределы длительной прочности и ползучести являются расчетными характеристиками конструктивной прочности рабочих лопаток ГТУ.

При работе лопаток в турбине в результате воздействия агрессивного газового потока при высокой температуре поверхностный слой детали, особенно верхней части пера, может обедняться по титану, алюминию и хрому и в нем могут образовываться оксидные частицы алюминия, титана. Данные испытаний рабочих лопаток на конструктивную выносливость, полученные авторами работы [14], показали, что снижение содержания легирующих элементов в поверхностном слое лопаток из сплава ЭИ 893 глубиной от 30 до 100 мкм не оказывает существенного влияния на величину предела выносливости. Уровень сопротивления усталости с 50 %-й вероятностью разрушения у новых деталей и у лопаток с глубиной обезлегированной зоны, равной 30 мкм, соответствующей 25...32 тыс. ч наработки в составе турбины, примерно одинаков и составляет $\sigma_{-1} = 150$ МПа. Чувствительность к наличию обезлегированной зоны возникает лишь в области напряжений, превышающих предел выносливости ($\sigma_{\max} = 200$ МПа), когда количество циклов до разрушения N_f составило $1,7 \cdot 10^6$ циклов по сравнению с базовой экспериментальной величиной $3,2 \cdot 10^6$ циклов [14]. Таким образом, если наблюдается снижение предела конструктивной выносливости лопаток после

длительной эксплуатации, то причину этого явления следует относить к наличию поверхностных дефектов (забоин, вмятин, подрезов), вызывающих концентрацию напряжений в критических сечениях пера лопаток. Авторами работы [15] также было показано, что дефекты механического происхождения и варьирование радиуса закругления кромок в значительной мере оказывают влияние на появление усталостных трещин при эксплуатации деталей в турбине.

Из сказанного выше следует, что восстановление структуры сплава, соблюдение геометрии детали и качественная подготовка поверхности лопатки обеспечивают эксплуатационную долговечность изделия. Как было показано, оптимизация структуры достигается при двухступенчатом режиме ВТО. Высокотемпературное старение при 1040 °С предназначено для стабилизации структуры, а именно: растворения существующей нерегулярной скоагулированной γ' -фазы по центру зерна и вдоль границ; растворения нестабильных хромовых карбидов (и конгломератов) типа Me_{23}C_6 , образовавшихся при длительной эксплуатации, и частичного растворения и измельчения достаточно стабильных карбидов MeC и Me_6C (до 0,5...1,0 мкм) по границам зерен и равномерного их распределения. Низкотемпературное старение при 820 °С обеспечивает регулярное выделение основной дисперсной упрочняющей γ' -фазы размером 0,07...0,12 мкм объемной плотностью 9...11 %.

Восстановление верхнего торца рабочих лопаток ГТК 10-4 осуществлялось аргонодуговой наплавкой с использованием проволоки IN 625, химический состав которой, мас. %: Ni-21,5Cr-9Mo-3,65Nb-1Co-0,4Al-0,4Ti-0,5Si-0,5Mn-0,1C. На образцах, вырезанных из семи рабочих лопаток после различного срока эксплуатации, была проведена наплавка с использованием данного присадочного материала. Образцы наплавлялись в состоянии поставки без предварительной гомогенизации, после чего была проведена двухстадийная термообработка.

Анализ структуры образцов после всех этапов восстановительной термообработки показал, что ремонтные участки не имели каких-либо дефектов, а именно кристаллизационных трещин, пор, непроваров и т. д. (рис. 10). Это являлось результатом правильного выбора низколегированного присадочного материала для сварки никелевого сплава твердорастворного упрочнения. Металл наплавки был плотным и характеризовался ячеисто-дендритной структурой с дискретными дисперсными выделениями упрочняющих карбидных фаз по границам отдельных кристаллитов.

В структуре шва четко различима граница перехода от линии сплавления к основному металлу

— сплаву ЭИ 893. Различие химического состава сварочной проволоки IN 625 и сплава лопатки способствовало перераспределению на линии сплавления компонентов основы и присадки (Nb, W, Mo, Ti и др.) в закристаллизовавшемся металле.

Зона термического влияния, глубина которой составляла порядка 500 мкм, не содержала трещин, пограничных эвтектик или пор. Микротвердость $H_{\text{и}}$ базового сплава составила 2350...2700 МПа вследствие выделения основной и перераспределения вторичных упрочняющих фаз. Так как металл шва представляет собой матричный γ -твердый раствор, слабо упрочненный дисперсными карбидными фазами, то его микротвердость составила примерно 2515 МПа, а в зоне термического влияния микротвердость возрастала до 2800 МПа. Следовательно, микротвердость различных зон всех наплавленных швов была близка по значениям и обеспечивала технологичность восстановленных участков лопаток.

Опираясь на результаты настоящих и ранее проведенных исследований по многочисленным рабочим лопаткам ГТК 10-4, изготовленным из сплава ЭИ 893, можно сказать, что данные изделия при стандартных условиях работы всех узлов турбины мало подвержены усталостному разрушению. Так, разрушение лопаток комплекта, проработавшего 78 тыс. ч ГТК 10-4 (г. Бердичев) произошло ввиду нескольких причин, а именно неудовлетворительной подготовки кромок изделий, коррозионно-усталостного воздействия продуктов сгорания топлива, необратимого перестаривания базового сплава, воздействия инородных тел [16]. Так как для данного комплекта не проводилась промежуточная ВТО, то для металла лопаток было характерно необратимое перестаривание, которое при наличии очагов повышенной концентрации напряжений и механическом воздействии привело к быстрому разрушению изделий. Микроструктура сплава ЭИ 893 лопаток, будучи в перестаренном состоянии и не обладая достаточным сопротивлением распространению трещины (вследствие снижения работы разрушения), явилась материаловедческой причиной ускоренного усталостного разрушения (снижения выносливости) лопаток при теплофизических и газодинамических исследованиях модифицированной камеры сгорания.

Следовательно, проведение ВТО необходимо после первых 45...55 тыс. ч эксплуатации. Выше 65...70 тыс. ч в сплаве ЭИ 893 при эксплуатационном старении происходят необратимые структурные изменения, приводящие к снижению пластичности и вязкости разрушения. А восстановление исходной структуры и механических характери-

стик металла рабочих лопаток с различным временем наработки после проведения ВТО может гарантировать им дополнительный эксплуатационный ресурс 20...24 тыс.ч.

Выводы

Разработана методика определения ремонтпригодности рабочих лопаток комплектов ТВД и ТНД ГТК 10-4 после различного срока эксплуатации, включающая визуальный контроль, контроль геометрии, капиллярный контроль, металлографические макро- и микроанализы, химический и фазовый анализы базового сплава — ЭИ 893. Установлено, что в процессе длительной эксплуатации (эксплуатационного старения при температуре 630...670 °С) рабочих лопаток, изготовленных из сплава ЭИ 893, происходит существенное изменение структурно-фазового состояния основного материала, определяющее изменение его механических характеристик по сравнению с металлом в исходном состоянии, а именно — повышение предела прочности, текучести, твердости и снижение характеристик пластичности.

Были проведены комплексные металлографические исследования по оптимизации режимов восстановительной термической обработки рабочих лопаток ТВД и ТНД агрегата ГТК 10-4. Установлено, что двухстадийная ВТО обеспечивает структурную регенерацию основного сплава ЭИ 893 после эксплуатации (45...55 тыс. ч). Данные механических испытаний при комнатной температуре и рабочей температуре подтвердили восстановление свойств основы и полное их соответствие ТУ на сплав ЭИ 893 ВД: после проведения ВТО несколько снижается твердость и предел прочности металла лопаток и возрастает пластичность ($\delta \approx 33,2...35,6\%$), что превышает свойства исходного сплава ЭИ 893 ВД перед постановкой лопаток в турбину.

Выбранный двухступенчатый режим ВТО не оказывал отрицательного воздействия на формирование плотных бездефектных швов при восстановлении торца пера рабочих лопаток с использованием присадочного материала — сплава IN 625.

Обратимость структурных изменений металла рабочих лопаток при соответствии химического состава паспортному составу сплава ЭИ-893 гарантирует им после проведения ВТО дополнительный эксплуатационный ресурс 20...24 тыс. ч благодаря соответствию структуры и механиче-

ских характеристик металла восстановленных лопаток исходному состоянию.

1. Верин Дж. Д. Микроструктура и свойства жаропрочных сплавов / Дж. Д. Верин, Ч. Симс, В. Хагель // Жаропрочные сплавы. — М. Металлургия, 1976. — С. 207–241.
2. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л.Б. Гецов. — М.: Надра, 1996. — 591 с.
3. Майнер Р. В. Усталость. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: в 2-х т. / Р. В. Майнер. — М.: Металлургия, 1995. — Т.1. — С. 336–372.
4. Влияние величины зерна на конструктивную усталостную прочность лопаток из сплава ХН65ВМЮТ (ЭИ893) / Ю. А. Немайзер, Г. Л. Гурский, Н. И. Добица, Н. С. Шапетько // Энергомашиностроение. — 1982. — № 5. — С. 18–21.
5. Пигрова Г. Д. Метод физико-химического фазового анализа для оценки структурного состояния жаропрочных материалов при прогнозировании ресурса / Г. Д. Пигрова, Б. С. Кабанов, В. М. Седов // Труды НПО ЦКТИ. — 2002. — Вып. 289. — С. 39–47.
6. Продление ресурса рабочих лопаток приводных ГТУ / Б. П. Шайдак, С. А. Иванов, А. В. Иванов [и др.]. Ресурс и надежность материалов и сварных соединений энергетических установок. // Труды НПО ЦКТИ. — 2002. — Вып. 286. — С. 191–204.
7. Бердник О. Б. Разработка технологии продления ресурса турбинных лопаток из сплава ХН65ВМТЮ / О. Б. Бердник, И. Н. Царева, Е. Н. Разов // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. — 2011. — № 3(27). — С. 240–246.
8. Пигрова Г. Д. Диагностика структурных изменений металла деталей ГТУ в процессе эксплуатации методом фазового физико-химического анализа / Г. Д. Пигрова // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 55–64.
9. Разработка методики продления ресурса рабочих лопаток I-й ступени (ТВД) ГПУ ГТК-10-4 и назначение ресурса отремонтированного комплекта ВКФ-05: отчет ИЦ «Пратт и Уитни Патон». — К., 2005. — 84 с.
10. Рыбников А. И. Карбидные превращения в межзеренных прослойках жаропрочных сплавов на никелевой основе в процессе старения и длительной эксплуатации / А. И. Рыбников, И. И. Крюков // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 154–163.
11. Рыбников А. И. Влияние структурного фактора на конструктивную усталостную прочность рабочих лопаток стационарных ГТУ / А. И. Рыбников, Б. П. Шайдак, С. А. Иванов // Труды НПО ЦКТИ. — 2006. — Вып. 295. — С. 79–90.
12. Гецов Л. Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин / Л. Б. Гецов. — Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. — Т.1. — 611 с.
13. Фридман Я. Б. Механические свойства металлов: в 2 т. — М.: Машиностроение, 1974. — Т.2. — 368 с.
14. Исследование рабочих лопаток из сплава ЭИ-893 после длительной эксплуатации в газотурбинной установке / В. Г. Сорокин, Б. Н. Гузанов, С. В. Косицын, В. Ф. Онохин // Энергомашиностроение. — 1980. — № 3. — С. 25, 26, 29.
15. Инструкция по расследованию причин разрушений лопаточного аппарата газотурбинных установок газоперекачивающих агрегатов. — М.: ОАО «Газпром», ООО «ВНИИГАЗ», 2000. — 22 с.
16. Анализ причин спонтанного разрушения рабочих лопаток I ст. ТВД агрегата ГТК-10-4, КС «Бердичев» (после 78 тыс. ч. эксплуатации): отчет ИЦ «Пратт и Уитни Патон». — К., 2005. — 48 с.

Поступила в редакцию 30.12.2015

ВЛИЯНИЕ КОМБИНИРОВАННОГО МАГНИТНОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ЧАСТИЦ WC ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ИНЖЕКЦИОННОЙ НАПЛАВКЕ*

ЛЯН ВАН^{1,2}, ЮН ХУ^{1,2}, ШИУИНГ СОНГ^{1,2}, ДЗИНЬХУА ЯО^{1,2}

¹Исследовательский центр лазерных технологий и оборудования, Дзеджанский технологический ун-т.
310014, Хангжоу, ул. Чаованг, 18, Китай. E-mail: ddtwl@foxmail.com

²Центр по разработке и внедрению лазерного оборудования провинции Дзеджан.
310014, Хангжоу, ул. Чаованг, 18, Китай

Метод лазерной инжекционной наплавки (ЛИН) используется для получения слоя металлического композита на поверхности подложки. В процессе ЛИН лазерный луч локально расплавляет поверхностный слой подложки с одновременной инжекцией на него частиц дополнительного материала. Для контроля распределения упрочняющих частиц в слое, полученном ЛИН, можно применять комбинированное магнитное и электрическое поле (КМЭП). Влияние синергетического эффекта КМЭП на распределение упрочняющих частиц при ЛИН было исследовано с помощью экспериментальных и численных методов. В качестве упрочняющих частиц были использованы сферические частицы карбида вольфрама (WC), поскольку правильная форма была наиболее близка к условиям моделирования и хорошей работе индикатора в потоке расплава. Распределение частиц WC в продольном сечении было изучено с помощью сканирующей электронной микроскопии и рассчитано методом компьютерного моделирования с помощью 2D модели с учетом уравнений теплообмена, гидродинамики, силы сопротивления, силы Лоренца и фазового перехода. Результаты моделирования с достаточной точностью соответствуют экспериментальным данным. Исследованиями установлено наличие синергетического влияния КМЭП на распределение упрочняющих частиц при ЛИН. Распределение частиц WC в слое, полученном ЛИН, зависит от направления силы Лоренца, создаваемой КМЭП. Когда сила Лоренца и сила тяжести действуют в одном и том же направлении, подавляющее большинство частиц остаются в верхней области слоя, полученного ЛИН, а когда сила Лоренца и сила тяжести действуют в противоположном направлении, большинство частиц сосредоточены в нижней области. Библиогр. 34, рис. 8.

Ключевые слова: лазерная инжекционная наплавка, частицы WC, сила Лоренца, распределение частиц, комбинированное магнитное и электрическое поле

Металлокомпозиты (МК), армированные керамическими частицами, характеризуются рядом преимуществ по сравнению с монолитными сплавами и широко используются в промышленности [1]. Метод лазерной инжекционной наплавки (ЛИН) используется для получения на поверхности подложки слоя МК, который отличается низкой скоростью растворения частиц, высоким качеством поверхности и низкой склонностью к образованию трещин [2–5]. ЛИН применяется, в основном, для улучшения твердости поверхности и износостойкости металлической подложки, например, нержавеющей сталей [4, 6], алюминиевых сплавов [7, 8], титановых сплавов [1, 2, 9–11], углеродистых сталей [12–16] и инструментальных сталей [3, 5, 17]. В отличие от лазерной наплавки, упрочняющие частицы (обычно керамика), которые вводятся в расплавленную ванну без какого-либо другого порошка металлической матрицы

и перемещаются с потоком расплава, сохраняют твердое состояние или состояние микрорасплава благодаря быстрому затвердеванию расплава во время процесса ЛИН [7].

Градиентные материалы могут быть разработаны на микроструктурном уровне, чтобы адаптировать конкретные материалы для обеспечения их функциональных характеристик в конкретных случаях применения [18, 19]. Контролируемые градиенты механических свойств позволяют находить интересные решения для дизайна поверхностей [9]. Для оптимизации коэффициента использования частиц, характеристик механической обрабатываемости и градиента распределения характеристик в ЛИН-слоях, необходимо контролировать распределение упрочняющих частиц. Ранее в процессе ЛИН, как правило, выбирали специально разработанное боковое сопло в качестве насадки для подачи порошка для предотвращения чрезмерного растворения упрочняющих частиц [16]. Таким образом, угол впрыска по отношению к нормали к поверхности [20], относительное положение пятна порошка и пятна лазера

* По материалам доклада, представленного на 7-й Международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 14–18 сентября, 2015 г., Одесса, Украина.

[21], скорость инъекции порошка [7, 22] являются ключевыми параметрами процесса во время введения порошка, которые существенно влияют на состояние распределения упрочняющих частиц. Следовательно, регулирование распределения упрочняющих частиц является сложным и трудоемким, потому что окно параметров обработки ЛИН с использованием системы подачи порошка с боковым соплом является очень узким [6, 7].

В этом исследовании было выбрано общее коаксиальное сопло, чтобы заменить специально разработанное боковое сопло для упрощения процесса регулирования системы подачи порошка. При этом как угол инъекции по отношению к нормали к поверхности, так и относительное положение пятна порошка и лазерного пятна являются фиксированными при коаксиальном процессе ЛИН. В процессе ЛИН с использованием коаксиального сопла для регулирования распределения частиц WC использовали внешнее силовое воздействие, которое оказывало комбинированное магнитное и электрическое поле (КМЭП) на ванну расплава. При лазерной сварке и лазерном легировании применение КМЭП является положительным фактором, который позволяет управлять распределением добавок (лигатур). Влияние электромагнитного перемешивания на распределение элементов при ЛИН было исследовано методами компьютерного моделирования и экспериментальным путем. Ранее было показано, что изменение распределения материала наполнителя является результатом модуляции потока расплава, возникающей в результате воздействия периодически изменяющихся электромагнитных объемных сил [23]. Частота является основным параметром для определения пространственного распределения элементов, в то время как плотность магнитного потока является параметром, определяющим общий масштаб воздействия магнитного поля [24, 25]. Была построена компьютерная модель для исследования ванны расплавленного лазером алюминия под воздействием статического магнитного поля. В зависимости от приложенной магнитной индукции [26] изменяется распределение растворенного вещества в твердом металле. Другие эффекты электромагнитного поля включают подавление поверхностной волнистости лазерного перепада, демпфирование скорости расплавленной ванны [27], уменьшение дефектов лазерной сварки [28, 29], предотвращение провисания расплава под действием силы тяжести при лазерной сварке с полным проплавлением [30] и др.

Предыдущие исследования воздействий электромагнитных полей были, в основном, посвящены влиянию распределения элементов, температуры, скорости и дефектов в ванне расплава

во время лазерной обработки, вызванных магнитным полем переменного тока или течением расплава в постоянном магнитном поле. В данной работе как внешнее стационарное электрическое поле, так и постоянное магнитное поле были синхронно приложены к расплаву во время процесса ЛИН. Сила Лоренца, создаваемая КМЭП, является своего рода направленной объемной силой в ванне расплава при ЛИН подобно силе тяжести. Эта сила Лоренца является дополнительной объемной силой, действующей на поток расплава. Следовательно, положение частиц WC, захваченных расплавленной ванной, будет меняться без изменения параметров процесса ЛИН.

В данном исследовании построена двухмерная компьютерная модель, учитывающая теплоперенос, гидродинамику, фазовый переход, силу сопротивления, действующую на частицы и электромагнитное поле. Эта модель использовалась для изучения механизма распределения упрочняющих частиц под воздействием электромагнитного поля. Численные расчеты выполнялись с использованием метода конечных элементов и пакета COMSOL Multiphysics, а градиент распределения частиц, микроструктура, твердость были исследованы с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), энергодисперсионной спектроскопии (ЭЦП) и прибора для измерения микротвердости.

Экспериментальные методы. Аустенитная нержавеющая сталь AISI 316L была использована в качестве подложки из-за ее парамагнетизма. Химический состав AISI 316L следующий, масс. %: 0,02 C; 0,55 Si; 1,55 Mn; 0,03 P; 0,03 S; 10 Ni; 16,5 Cr; 2,08 Mo; Fe — основа. В качестве упрочняющих частиц были выбраны сферические частицы монокристаллического WC (без W_2C). Частицы сферической формы хорошо прослеживаются в потоке расплава при численном моделировании. Размер частиц WC составил 75...150 мкм (рис. 1). Образцы подложки были изготовлены в виде длинных полосок с размерами 200×20×10 мм. На рис. 2 показана принципиальная схема процесса ЛИН с применением КМЭП. Электромагниты использовали для обеспечения стационарного магнитного поля (максимальная плотность магнитного потока 2,0 Тл), а свинцово-кислотные аккумуляторные батареи большой емкости (2V, 500 А·ч) — для обеспечения требуемой величины электрического тока (постоянное электрическое поле) для ванны расплава. В зоне ванны расплава плотность магнитного потока была приблизительно 0,4...2,0 Тл, а средняя плотность тока составляла около 5 А/мм².

ЛИН была проведена с использованием диодного лазера LASERLINE мощностью 2 кВт и

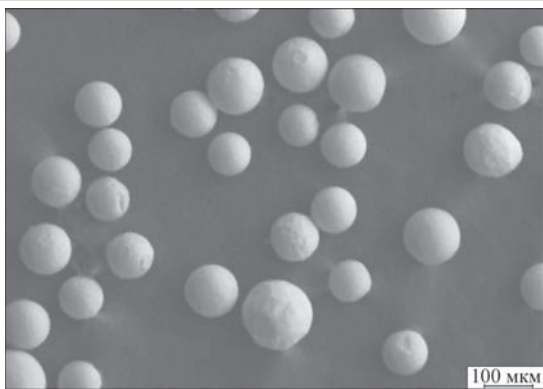


Рис. 1. СЭМ-изображение сферических монокристаллических частиц WC

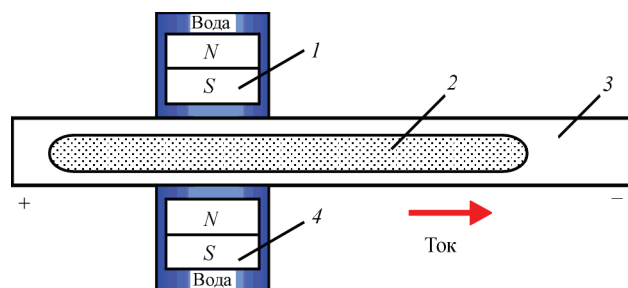


Рис. 2. Принципиальная схема процесса ЛИН с КМЭП (вид сверху): 1, 4 — магниты; 2 — слой ЛИН; 3 — подложка

устройства для подачи порошка. Аргон использовался в качестве защитного газа для уменьшения окисления образца и частиц WC. Диаметр лазерного луча, оптимизированная мощность лазера, скорость сканирования и подачи порошка в этом эксперименте были равны 4 мм, 1,6 кВт, 5 мм/с и 10 г/мин, соответственно. Распределение частиц WC и элементов в ванне расплава были изучены с помощью СЭМ (Carl Zeiss SIGMA HV-01-043) и EDS (Bruker Nano XFlash Detector 5010). Распределение градиента микротвердости определялось на приборе для испытания на микротвердость по Виккерсу (Shimadzu HVM-FA2).

Численное моделирование. Основные уравнения. Численное моделирование процесса ЛИН предполагает использование классического вычислительного подхода в гидродинамике, который касается поля и давления потока жидкости, а также температуры. Движение вводимых частиц рассчитывалось с использованием подхода Лагранжа с сопряжением жидкость-частица [18, 19]. Влияние силы Лоренца, индуцируемой КМЭП, было добавлено в уравнение импульса как объемная сила. Расчетная область первоначально состояла из прямоугольника 30×5 мм. Окружающая газовая фаза не была принята во внимание из-за больших различий в плотности и динамической вязкости между жидким металлом и газовой фазой. Основные допущения по потоку жидкости, температурному полю, инжектированию частиц и КМЭП при моделировании описываются следующим образом.

- Предполагается ламинарный режим течения. Основной причиной такого выбора является то, что скорости за пределами слоев сдвига у поверхностей значительно снижаются, а число Рейнольдса внутри расплавленной ванны оказывается гораздо меньше критического значения турбулентности (10^3) [30]. Кроме того, допущение ламинарного потока облегчает численное решение и уменьшает вычислительные затраты [31].

- Свойства материала зависят от температуры вплоть до температуры испарения.

- Джоулевым теплом, индуцированным высоким током, пренебрегают из-за короткого времени действия и сильного нагрева металла лазерным источником до температуры испарения.

- Подъемная сила ванны расплава определяется с использованием приближения Буссинеска, поскольку изменение плотности, вызванное разницей температур, достаточно мало.

- Теплопроводность должным образом корректируется, поскольку конвективное движение в поперечной плоскости (z -направление) не учитывается в 2D-моделях, что может привести к перераспределению тепла из-за течения жидкости [32].

- Распределение плотности магнитного потока в активной зоне является однородным.

- Направление инъекции частиц перпендикулярно подложке расплавленной ванны. Частицы имеют сферическую форму и равномерно распределены в потоке порошка.

- В процессе ЛИН инжектируемые частицы остаются в нерасплавленном состоянии, а форма инжектируемых частиц является правильной сферической. Таким образом, сила сопротивления (сила Стокса), действующая на частицы, связана только со скоростью течения расплава [7].

- Тепло и конвекция в расплаве не зависят от инъекции частиц.

- Эффектом силы тяжести и сопротивления, оказываемого окружающим газом движению частиц, можно пренебречь, а все частицы имеют одинаковую скорость.

Основные уравнения для сохранения массы, энергии, сохранения импульса (с учетом закона Дарси и силы Лоренца), решаются с помощью пакета программ COMSOL Multiphysics методом конечных элементов.

Закон сохранения массы выражается как

$$\nabla(\rho u) = 0, \quad (1)$$

Закон сохранения импульса задается как

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho(u \nabla)u = \nabla[-pI + \eta(\nabla u + (\nabla u)^T)] + F_{Buoyancy} + F_{Darcy} + F_{Lorenz}, \quad (2)$$

где ρ — плотность; p — давление; η — вязкость, а $F_{Buoyancy}$, F_{Darcy} , F_{Lorenz} — подъемная сила, Дарси

и сила Лоренца соответственно. Подъемная сила возникает из градиентов плотности, что связано с расширением жидкого металла и обычно выражается с помощью приближения Буссинеска следующим образом:

$$F_{\text{Buoyancy}} = \rho(1 - \beta(T - T_m))g, \quad (3)$$

где β — коэффициент теплового расширения; g — ускорение свободного падения; T — температура; T_m — температура плавления.

Роль F_{Darcy} — снизить скорость на границе фазового перехода, поэтому после перехода она становится скоростью затвердевшей фазы. Этот параметр, как предполагается, изменяется в зависимости от жидкой фракции и может быть выражен в соответствии с уравнением Козени–Кармана [33], как

$$F_{\text{Darcy}} = -A_{\text{mush}} \frac{(1 - f_L)^2}{f_L^3 + c} u, \quad (4)$$

где f_L — объемная доля жидкой фазы; A_{mush} , c — произвольные константы (A_{mush} должна быть многозначной постоянной, учитывающей затухание скорости двухфазной области, c — небольшой постоянной, чтобы избежать деления на ноль в области твердого вещества).

Жидкая фракция f_L , как предполагается, линейно зависит от температуры в двухфазной зоне, которая ограничена температурами солидуса T_S и ликвидуса T_L . Она определяется как

$$f_L = \begin{cases} 0 & T < T_S, \\ \frac{T - T_S}{T_L - T_S} & T_S \leq T \leq T_L, \\ 1 & T > T_L. \end{cases} \quad (5)$$

F_{Lorenz} — сила Лоренца, вызванная внешним установившимся магнитным полем, установившимся электрическим полем и движением проводящей жидкости, которая описывается следующим уравнением:

$$F_{\text{Lorenz}} = jB = \sigma(E + uB)B = \sigma(EB + uB^2), \quad (6)$$

где j — плотность тока; B — напряженность магнитного потока; E — внешнее электрическое поле; σ — электропроводность.

Взаимодействие внешнего магнитного поля с внешним электрическим полем создает направленный вклад силы Лоренца $\sigma(EB)$. В то же время движение проводящего потока расплава во внешнем магнитном поле генерирует наведенный электрический ток. Этот индуцированный ток в том же внешнем магнитном поле образует ненаправленную силу Лоренца $\sigma(\mu BB)$, которая имеет компонент, направленный против первоначальной

скорости расплава, таким образом, замедляющий расплав.

Баланс тепла определяется как:

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} + \rho C_p u \nabla T = \nabla(k \nabla T) + Q_{\text{source}}, \quad (7)$$

где C_p — теплоемкость; k — теплопроводность; Q_{source} — источник тепла от лазерного луча.

Движение частиц в ванне расплава подчиняется второму закону Ньютона:

$$\frac{d(m_p v)}{dt} = F_D + F_g + F_{\text{Buoyancy}}, \quad (8)$$

$$F_D = m_p \left(\frac{1}{\tau_p} \right) (u - v), \quad (9)$$

$$F_g = m_p g, \quad (10)$$

$$F_{\text{Buoyancy}} = V_p \rho_f g, \quad (11)$$

где F_D — сила сопротивления; F_g — сила тяжести; F_{Buoyancy} — подъемная сила; m_p — масса частицы; u — скорость жидкости; v — скорость частицы; ρ_f — плотность жидкости; V_p — объем одной частицы. Относительное число Рейнольдса изменяется от 1 до 100, а коэффициент сопротивления C_D , основанный на режиме сопротивления Шиллера–Науманна, рассчитывается следующим образом:

$$\text{Re}_r = \frac{\rho_f |u - v| d_p}{\mu}, \quad (12)$$

$$C_D = \frac{24}{\text{Re}_r} (1 + 0,15 \text{Re}_r^{0,637}), \quad (13)$$

$$\tau_p = \frac{4\rho_p d_p^2}{3\mu C_D \text{Re}_r}, \quad (14)$$

где Re_r — относительное число Рейнольдса; d_p — диаметр частицы; μ — динамическая вязкость; ρ_p — плотность частиц.

Граничные условия. Первоначально температура подложки принимается такой же, как и температура окружающей среды T_0 . Распределение энергии лазерного луча считается однородным из-за природы диодного лазера. Поверхностное натяжение добавляется на верхней поверхности в качестве граничного условия, которое относится к температуре поверхности ванны расплава. В этой модели поверхностное натяжение выражается напряжениями сдвига Марангони с помощью тестовой функции вычислительной программы.

$$-\eta \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial x}, \quad -\eta \frac{\partial v}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial y}, \quad (15)$$

где η — вязкость; $\partial \gamma / \partial T$ — температурная производная поверхностного натяжения.

Скорость введения частиц WC рассчитывается следующим образом [34]:

$$u = \frac{3D^2 v_0^2 \cos \theta}{32\nu R}, \quad (16)$$

где D — гидравлический диаметр сопла; v_0 — скорость газа-носителя на выходе из сопла; ν — кинематическая вязкость; θ — угол расхождения частицы; R — расстояние между соплом и образцом. Скорость введения частиц считалась равной около 1,1 м / с, а центр пятна порошка совпадал с центром лазерного пятна.

Другие необходимые граничные условия показаны на рис. 3.

Физические свойства материала:

температура плавления 1700 К; плотность жидкости 7800 кг·м⁻³; плотность частиц 15600 кг·м⁻³; теплоемкость 746 Дж·кг⁻¹·К⁻¹; скрытая теплота плавления 30 Дж·кг⁻¹; теплопроводность 30 Вт·м⁻¹·К⁻¹; динамическая вязкость 0,006 Па·с; коэффициент поверхностного натяжения $-0,52 \cdot 10^{-4}$ Н·м⁻¹·К⁻¹; диаметр частиц 80 мкм. Параметры обработки: диаметр лазерного пятна 4 мм; скорость сканирования лазера 4 мм·с⁻¹; мощность лазера 1700 Вт; скорость подачи порошка 15 г·мин⁻¹; расход защитного газа 10 л·мин⁻¹.

Результаты и обсуждение. *Распределение температуры и скорости.* Распределение температуры по поверхности ванны расплавленного металла (направление $x, y = 0$ мм) показано на рис. 4, а. Распределение температуры по глубине ванны расплавленного металла в центре лазерного пятна (направление $y, x = 33,6$ мм) показано на рис. 4, б. Видно, что высокотемпературная зона расплавленной ванны, где действует сила Лоренца, подавляется. Независимо от того, направлена ли сила Лоренца вверх или вниз, распределение температуры при наличии КМЭП всегда ниже, чем при его отсутствии. В отличие от распределения тем-

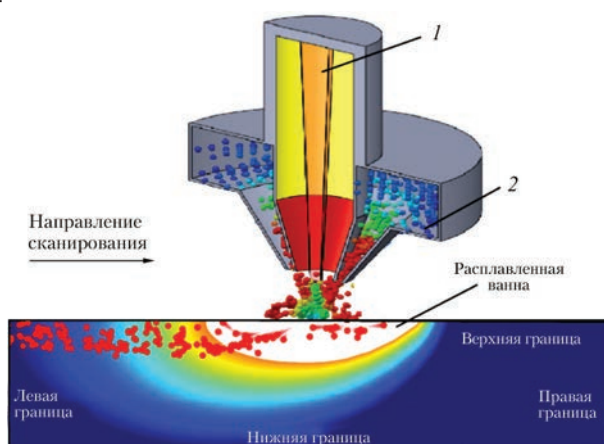


Рис. 3. Граничные условия численной модели: 1 — лазерный луч; 2 — частицы

пературы, распределение скорости жидкости в более значительной степени зависит от КМЭП, как показано на рис. 5. На рис. 5, а приведено распределение скорости по поверхности ванны расплавленного металла, а на рис. 5, б — распределение скорости по глубине ванны расплавленного металла. Максимальная скорость жидкости в ванне расплавленного металла около 0,08 мм/с при отсутствии КМЭП. При воздействии направленной силы Лоренца, индуцированной КМЭП, максимальная скорость жидкости в ванне расплавленного металла снижается до менее чем 0,02 мм/с, независимо от того, направлена ли сила Лоренца вверх или вниз. Двойные пики распределения скорости отражают разницу в максимальной скорости из-за эффекта накопления тепла и эффекта Марангони в процессе лазерного переплава. С каждой стороны от положения пиковой температуры температурные градиенты имеют противоположные знаки, что приводит к скорости потока жидкости, равной нулю в этой точке за счет эффекта Марангони. Тепловые градиенты становятся максимальными на краю лазерного луча, что объясняет наблюдаемые пики скорости [32].

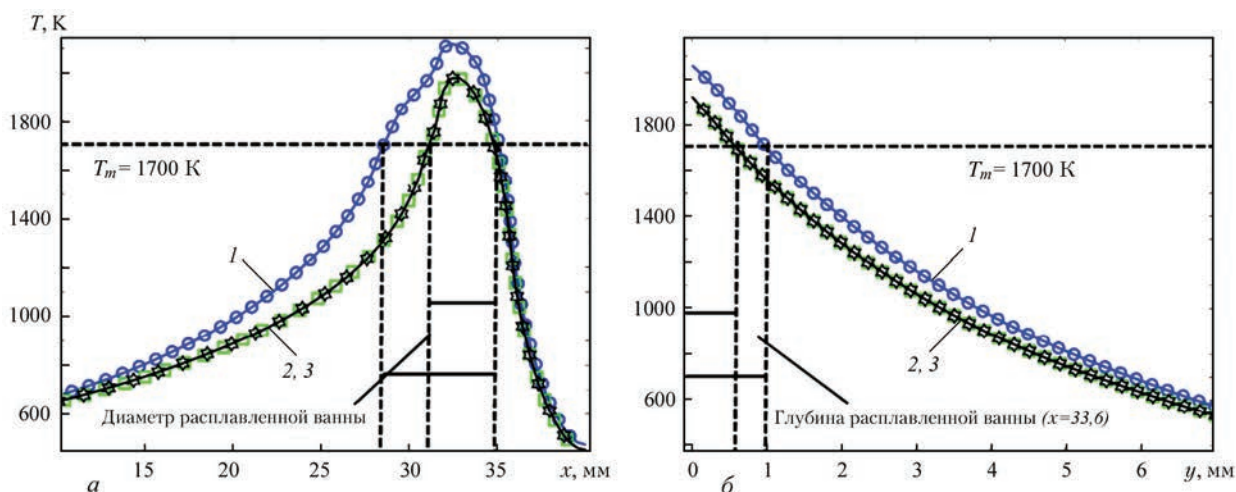


Рис. 4. Распределение температуры расплавленной ванны (время 6,5 с) по поверхности ванны расплавленного металла (а) и по глубине ванны расплавленного металла (б): 1 — $B = 0$; 2 — 0,6; 3 — 1,2 Тл

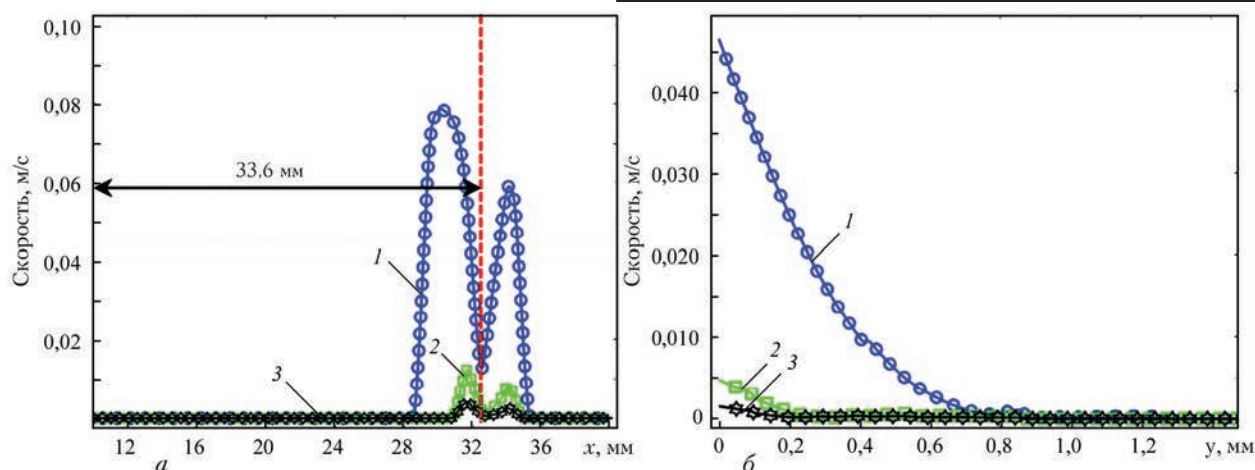


Рис. 5. Распределение скоростей в ванне расплава по поверхности ванны расплавленного металла (а) и по глубине ванны расплавленного металла (б) (обозначения те же, что и на рис. 4)

Распределение частиц. На рис. 6, а, б показаны продольные участки слоев ЛИН с распределением частиц, полученным при разных направлениях силы Лоренца, индуцированной КМЭП. Направление силы Лоренца на рис. 6, а — вверх, а на рис. 6, б — вниз. Рис. 6, в показывает продольное сечение ЛИН-слоя, полученного без внешней силы Лоренца. Благодаря тем же параметрам проводимого ЛИН процесса, толщина слоев ЛИН и доля инжектированных частиц в слое ЛИН почти одинаковая для этих трех образцов. Для того, чтобы исследовать количественное различие между частицами в трех распределениях на рис. 6, все слои ЛИН были разделены на две равные области (верхняя область и нижняя). Пропорции частиц WC в обеих областях были вычислены с помощью обработки с использованием компьютерной графики. Результаты вычислений показаны рядом с соответствующими слоями ЛИН на рис. 6, г.

При воздействии направленной вверх силы Лоренца большинство частиц сосредоточены в нижней области. Доля частиц в нижней области составляет более 50 % по сравнению с верхней областью. Лишь небольшое количество частиц

WC были захвачены приповерхностной частью ЛИН-слоя. Напротив, большинство частиц зафиксированы в верхней области, когда сила Лоренца направлена вниз, как показано на рис. 6, б. Частицы вряд ли могли опуститься в нижнюю часть ванны расплавленного металла. Сравнение распределений частиц при наличии и при отсутствии приложенного КМЭП показывает, что частицы равномерно распределены в слое ЛИН, полученном без приложения КМЭП (рис. 6, в). Сила Лоренца, генерируемая устойчивым магнитным и электрическим полем, является своего рода направленной объемной силой в ванне расплавленного металла. Направление силы Лоренца, действующей на жидкость, является противоположным относительно направления соответствующей силы, действующей на частицы (см. уравнение (2)).

$$L_f = (jB)V, \quad (17)$$

где L_f — сила Лоренца; j — плотность тока; B — плотность магнитного потока; V — объем жидкости, вытесненной одной частицей.

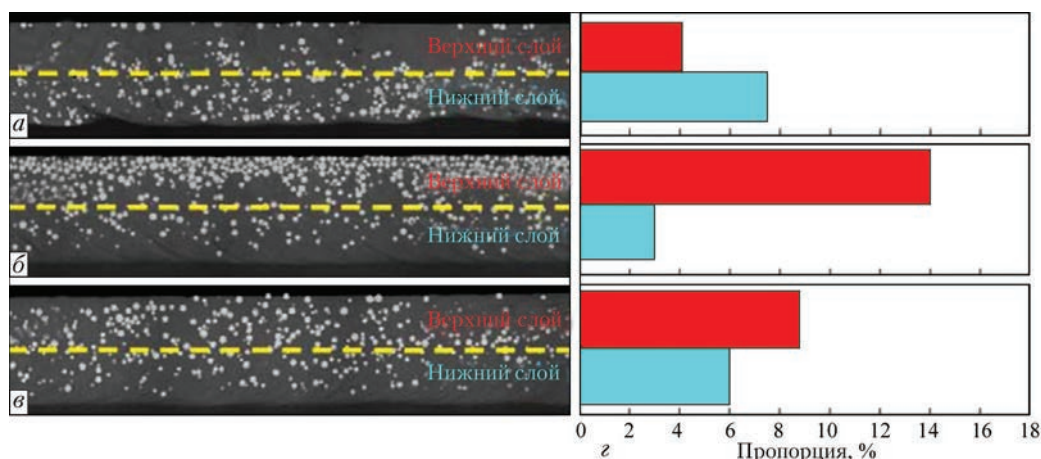


Рис. 6. Распределение частиц WC в продольных сечениях слоев ЛИН: а — сила Лоренца направлена вверх; б — вниз; в — без силы Лоренца

$$L_f = -L_p, \quad (18)$$

где L_p — противодействующая сила Лоренца, действующая на частицу. Поскольку частицы WC являются непроводящими и немагнитными, сила Лоренца не действует на частицу непосредственно.

На рис. 7 представлена диаграмма сил, действующих на одну частицу и окружающую жидкость. Когда сила Лоренца, действующая на жидкость, принимается направленной вверх, уравнение баланса определяется, чтобы выразить силу (в направлении y), действующую на частицу следующим образом:

$$-F_{iy} = F_B - L_p + F_{dy} - G_p, \quad (19)$$

где F_{iy} , F_B , L_p , F_{dy} и G_p — сила инерции, подъемная сила, сила Лоренца, сила сопротивления и тяжести, соответственно; F_B , F_{dy} и G_p предполагаются постоянными. Таким образом, F_{iy} и L_p положительно пропорциональны.

Следовательно, когда сила Лоренца, действующая на жидкость, направлена вверх, скорость погружения частицы увеличится. При непрерывном процессе введения порошка частицы легче опускаются в нижнюю часть ванны расплава. По аналогичному принципу частицы будут захвачены в верхней области, когда сила Лоренца, действующая на жидкость, направлена вниз.

Точные позиции захваченных частиц описываются имитационной моделью на рис. 8. Распределение частиц в продольных участках слоев ЛИН показаны на рис. 8, а, б. Точки обозначают инжектируемые частицы, ориентация «стрелок» указывает направление движения частиц, а длина «стрелок» показывает величину скорости движения частиц. При тех же параметрах процесса ЛИН количество вводимых частиц, глубина ванны расплава и длительность затвердевания одинаковые. При непрерывном процессе ЛИН частицы равномерно распределены в ванне расплава, как показано на рис. 8, б. Рис. 8, а показывает, что скорость

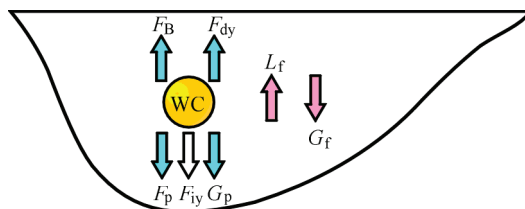


Рис. 7. Схема сил, действующих на частицу и окружающую жидкость

погружения частиц затухает при воздействии направленной вниз силы Лоренца. В течение того же периода затвердевания частицы, вводимые в ванну расплава, вряд ли могут опуститься на дно ванны расплава до затвердевания ванны расплава, и они концентрируются в верхней части ванны расплава. Фактически, частицы в ванне расплава не погружаются по прямой линии; траектории погружения были рассчитаны на имитационной модели и представлены на рис. 8, в (траектории погружения различны для частиц в разных положениях впрыскивания; частицы, показанные на рис. 8, в, взяты из центральной зоны лазерного пятна). Когда частицы проникают через поверхность ванны расплава, они переносятся вместе с движением жидкости из-за сильной конвекции Марангони у поверхности. Получаемые в результате траектории погружения частицы становятся различными, в основном из-за синергетического электромагнитного эффекта. Полученная выталкивающая сила, действующая на частицы, увеличивается при действии направленной вниз силы Лоренца. В результате, глубина погружения частиц уменьшается более явно. Между тем, конвекция Марангони больше влияет на частицы вблизи поверхности ванны расплава; они легче притягиваются к краю ванны расплава, где она подвержена затвердеванию.

Уравнение (18) получается из уравнения (16) путем разложения сил F_B и L_p . Принимается, что эквивалентное ускорение силы тяжести является синтезом локального ускорения силы тяжести и силы

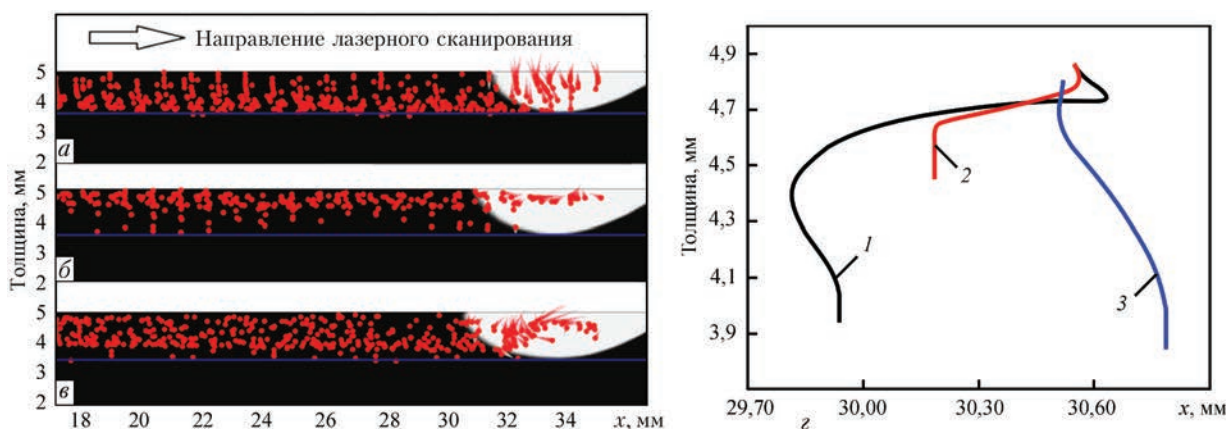


Рис. 8. Модель положения захваченных частиц в слое ЛИН: а — сила Лоренца, направленная вверх; б — вниз; в — без силы Лоренца; г — траектории погружения вводимых частиц (1 — без силы Лоренца; 2 — сила Лоренца направлена вниз; 3 — сила Лоренца направлена вверх)

Лоренца, связанной с плотностью жидкости. Согласно приведенным выше уравнениям, когда сила Лоренца и сила тяжести направлены в одну сторону, частицы в ванне расплава находятся только в состоянии гипергравитации, а когда сила Лоренца и сила тяжести направлены в противоположные стороны, частицы в ванне расплава можно считать находящимися в состоянии гипогравитации. В итоге, направление силы Лоренца можно легко регулировать путем изменения направления электрического и магнитного полей, контролируя, таким образом, перемещение частиц в процессе ЛИН.

$$\left(g - \frac{jB}{\rho_f}\right) \rho_f V + F_{dy} - G_p + F_{iy} = 0, \quad (20)$$

где ρ_f — плотность жидкости; g — ускорение свободного падения.

Выводы

Синергетический эффект КМЭП на распределение упрочняющих частиц при инжекционной лазерной наплавке был изучен экспериментально и с помощью численного моделирования. Сила Лоренца, создаваемая КМЭП, может изменить градиент распределения частиц WC. КМЭП показало влияние на распределения частиц WC в слоях ЛИН без корректировки исходных параметров ЛИН. Когда сила Лоренца и сила тяжести направлены в одном и том же направлении, большинство частиц задерживаются в верхней области, в случае, когда сила Лоренца и сила тяжести имеют противоположное направление, большинство частиц сосредоточены в нижней области. С помощью КМЭП скорость погружения и траектория частиц WC были изменены благодаря дополнительной объемной силе, действующей на жидкий металл ванны в процессе ЛИН.

Авторы благодарны за финансовую поддержку от Национального фонда естественных наук Китая. Отдельная благодарность проф. Ронг Лю из университета Карлтона за ее любезную помощь в совершенствовании статьи.

1. In situ investigation of fracture behavior in monocrystalline WCp-reinforced Ti-6Al-4V metal matrix composites produced by laser melt injection / D. Liu, Y. Chen, I. Li [et al.] // Scripta Materialia. – 2008. – 59. – P. 91–94.
2. Electron microscopy study of reaction layers between single-crystal WC particle and Ti-6Al-4V after laser melt injection / L. Li, D. Liu, Y. Chen [et al.] // Acta Materialia. – 2009. – 57. – P. 3606–3614.
3. Performance of a cutting tool made of steel matrix surface nano-composite produced by in situ laser melt injection technology / O. Verezub, Z. Kálazi, A. Sytcheva [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2011. – 211. – P. 750–758.
4. Wear resistance of WCp/Duplex Stainless Steel metal matrix composite layers prepared by laser melt injection / Do Nascimento A. M., Ocelik V., Ierardi M. C. F. [et al.] //

- Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202. – P. 4758–4765.
5. A study of laser melt injection of TiN particles to repair maraging tool steels / M. Cabeza, G. Castro, P. Merino [et al.] // Surface and Interface Analysis. – 2014. – 46. – P. 861–864.
6. Microstructure of reaction zone in WCp/duplex stainless steels matrix composites processing by laser melt injection / Do Nascimento A. M., Ocelik V., Ierardi M. C. F. [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202. – P. 2113–2120.
7. Laser melt injection in aluminum alloys: on the role of the oxide skin / J. A. Vreeling, V. Ocelik, Y. T. Pei [et al.] // Acta Materialia. – 2000. – 48. – P. 4225–4233.
8. Li FQ. Arc enhanced laser melt injection WC particles on Al surface / F. Q. Li, L. Q. Li, Y. B. Chen // Surface Engineering. – 2013. – 29. – P. 296–299.
9. Pei YT. SiCp/Ti6Al4V functionally graded materials produced by laser melt injection / Y. T. Pei, V. Ocelik, J. T. M. De Hosson // Acta Materialia. – 2002. – 50. – P. 2035–2051.
10. Vreeling JA. Ti-6Al-4V strengthened by laser melt injection of WCp particles / J. A. Vreeling, V. Ocelik, J. T. M. De Hosson // Acta Materialia. – 2002. – 50. – P. 4913–24.
11. WCp/Ti-6Al-4V graded metal matrix composites layer produced by laser melt injection / Y. Chen, D. Liu, F. Li [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202. – P. 4780–4787.
12. Liu A. Improved Wear Resistance of Low Carbon Steel with Plasma Melt Injection of WC Particles / A. Liu, M. Guo, H. Hu // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2009. – 19. – P. 848–851.
13. Microstructure of Cr₃C₂-reinforced surface metal matrix composite produced by gas tungsten arc melt injection / A. Liu, M. Guo, H. Hu [et al.] // Scripta Materialia. – 2008. – 59. – P. 231–234.
14. Microstructure and wear resistance of low carbon steel surface strengthened by plasma melt injection of SiC particles / M. Guo, A. Liu, M. Zhao [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202. – P. 4041–4046.
15. Microstructures and wear resistance of large WC particles reinforced surface metal matrix composites produced by plasma melt injection / A. Liu, M. Guo, M. Zhao [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2007. – 201. – P. 7978–7982.
16. WCp/Fe metal matrix composites produced by laser melt injection / D. Liu, L. Liu, F. Liu [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2008. – 202. – P. 1771–1777.
17. In-situ synthesis of a carbide reinforced steel matrix surface nanocomposite by laser melt injection technology and subsequent heat treatment / O. Verezub, Z. Kálazi, G. Buza [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2009. – 203. – P. 3049–3057.
18. Guo B. Simulation of the agglomeration in a spray using Lagrangian particle tracking / B. Guo, D. F. Fletcher, T. A. G. Langrish // Applied Mathematical Modelling. – 2004. – 28. – P. 273–90.
19. Minier J-P. On Lagrangian stochastic methods for turbulent polydisperse two-phase reactive flows / J-P. Minier // Progress in Energy and Combustion Science. – 2015. – 50. – P. 1–62.
20. Microstructure evolution of single crystal WCp reinforced Ti-6Al-4V metal matrix composites produced at different cooling rates / Y. Chen, D. Liu, L. Li [et al.] // Journal of Alloys and Compounds. – 2009. – 484. – P. 108–12.
21. Kloosterman AB. Electron microscopy of reaction layers between SiC and Ti-6Al-4V after laser embedding / A. B. Kloosterman, B. J. Kooi, J. T. M. De Hosson // Acta Materialia. – 1998. – 46. – P. 6205–6017.
22. Anandkumar R. Influence of powder particle injection velocity on the microstructure of Al-12Si/SiCp coatings produced by laser cladding / R. Anandkumar, A. Almeida, R. Vilar [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2009. – 204. – P. 285–90.
23. Gatzen M. Effect of electromagnetic Stirring on the Element Distribution in Laser Beam Welding of Aluminium with Filler Wire / M. Gatzen, Z. Tang, F. Vollertsen // Physics Procedia. – 2011. – 12. – P. 56–65.

24. Tang Z. Influence on the dilution by laser welding of aluminum with magnetic stirring / Z. Tang, M. Gatzert // Physics Procedia. – 2010. – 5. – P. 125–137.
25. Gatzert M. Influence of Low-frequency Magnetic Fields During Laser Beam Welding of Aluminium with Filler Wire // Physics Procedia. – 2012. – 39. – P. 59–66.
26. Velde O. Numerical investigations of Lorentz force influenced Marangoni convection relevant to aluminum surface alloying / O. Velde, R. Gritzki, R. Grundmann // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2001. – 44. – P. 2751–2762.
27. About the influence of a steady magnetic field on weld pool dynamics in partial penetration high power laser beam welding of thick aluminium parts / M. Bachmann, V. Avilov, A. Gumenyuk [et al.] // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2013. – 60. – P. 309–321.
28. Laser Beam Welding of Aluminum Alloys Under the Influence of an Electromagnetic Field / A. Schneider, V. Avilov, A. Gumenyuk [et al.] // Physics Procedia. – 2013. – 41. – P. 4–11.
29. Zhou J. Effects of electromagnetic force on melt flow and porosity prevention in pulsed laser keyhole welding / J. Zhou, H.-L. Tsai // International Journal of Heat and Mass Transfer. – 2007. – 50. – P. 2217–2235.
30. Numerical simulation of full-penetration laser beam welding of thick aluminium plates with inductive support / M. Bachmann, V. Avilov, A. Gumenyuk [et al.] // Journal of Physics D: Applied Physics. – 2012. – 45. – P. 035201.
31. Experimental and numerical investigation of temperature distribution and melt pool geometry during pulsed laser welding of Ti6Al4V alloy / M. Akbari, S. Saedodin, D. Toghraie [et al.] // Optics & Laser Technology. – 2014. – 59. – P. 52–59.
32. 2D longitudinal model ing of heat transfer and fluid flow during multilayered direct laser metal deposition process / S. Morville, M. Carin, P. Peyre [et al.] // Journal of Laser Applications. – 2012. – 24. – P. 032008.
33. Brent A. D. Enthalpy-Porosity Technique for Modeling Convection-Diffusion Phase Change: Application to the Melting of a Pure Metal / A. D. Brent, V. R. Voller, K. J. Reid // Numerical Heat Transfer Part B-fundamentals. – 1988. – 13. – P. 297–318.
34. A theoretical model for laser and powder particles interaction during laser cladding / Y. Fu, A. Lored, B. Martin [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2002. – 128. – P. 106–112.

Поступила в редакцию 08.12.2015



СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ И МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Конференция, посвященная 70-летию Института
металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины

Языки конференции: украинский, русский, английский

Конференция состоится **25-27 мая 2016 г.** по адресу:
г. Киев, бульвар Академика Вернадского, 36

ТЕМАТИКА

- ♦ Физика прочности и пластичности металлов и сплавов
- ♦ Атомное строение металлов и металлосодержащих гетерофазных структур
- ♦ Электронная структура и свойства металлов и соединений на их основе
- ♦ Наномасштабные и наноструктурированные системы

ДАТЫ

до 15.03.2016 г. — прием заявок на участие вместе с короткими тезисами (до ½ стр.)
до 30.03.2016 г. — уведомление о включении доклада в программу конференции
и его формат

Информация об условиях проведения и участия в конференции размещена на
официальной странице Института

<http://www.imp.kiev.ua>
E-mail: mpmms@imp.kiev.ua

УДК 621.791:[621.311.25:621.039.577]

МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ СВАРОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ВЫГОРОДКИ РЕАКТОРА ВВЭР-1000 В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

О. В. МАХНЕНКО, И. В. МИРЗОВ, В. Б. ПОРОХОНЬКО

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

При выполнении работ по продлению ресурса внутрикорпусных устройств реактора ВВЭР-1000 на втором энергоблоке Южноукраинской АЭС возник вопрос о влиянии остаточных сварочных напряжений в выгородке на величину радиационного распухания. В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, г. Киев, разработана и реализована математическая модель определения остаточного напряженно-деформированного состояния выгородки реактора ВВЭР-1000 при электрошлаковой сварке с последующей термообработкой, а также модель расчета радиационного распухания выгородки с учетом радиационной ползучести. По результатам математического моделирования можно сказать, что напряженное состояние выгородки после 60 лет эксплуатации, посчитанное с учетом остаточных сварочных напряжений, близко к результатам, полученным по модели без учета сварки. В данной работе рассматривается релаксация остаточных сварочных напряжений в выгородке ВВЭР-1000 под действием радиационного облучения и выводится зависимость их величины от времени в процессе эксплуатации. Библиогр. 15, табл. 3, рис. 11.

Ключевые слова: ВВЭР-1000, выгородка, электрошлаковая сварка, остаточные сварочные напряжения, термообработка, радиационное распухание, радиационная ползучесть, математическое моделирование

Введение. Выгородка реактора ВВЭР-1000 является внутрикорпусным устройством (ВКУ), изготавливается из стали 08X18H10T и в условиях эксплуатации подвержена накоплению пористости, приводящей к необратимому увеличению объема материала. Это явление именуется радиационным распуханием и может приводить к значительному изменению напряженного состояния конструкции в процессе эксплуатации.

В соответствии с паспортной документацией второго энергоблока Южноукраинской АЭС, выгородка реактора ВВЭР-1000 малой серии В-338 изготовлена с применением технологии электрошлаковой сварки (ЭШС) (рис. 1). Наличие сварных соединений тре-

бует учета влияния остаточных сварочных напряжений (ОСН) на изменение напряженно-деформированного состояния (НДС) выгородки в процессе эксплуатации. Поэтому изучение ОСН в выгородке с учетом радиационного распухания сегодня актуально и вызывает интерес с точки зрения расчетного обоснования возможности продления ресурса внутрикорпусных устройств.

В [1] экспериментально установлено незначительное снижение остаточных сварочных напряжений в образцах, облученных дозами от 0,3 до 1,0 сна при температуре 300 °С. В данной же работе рассматривается сварное соединение выгородки, облученное до 20...30 сна за 60 лет с уче-

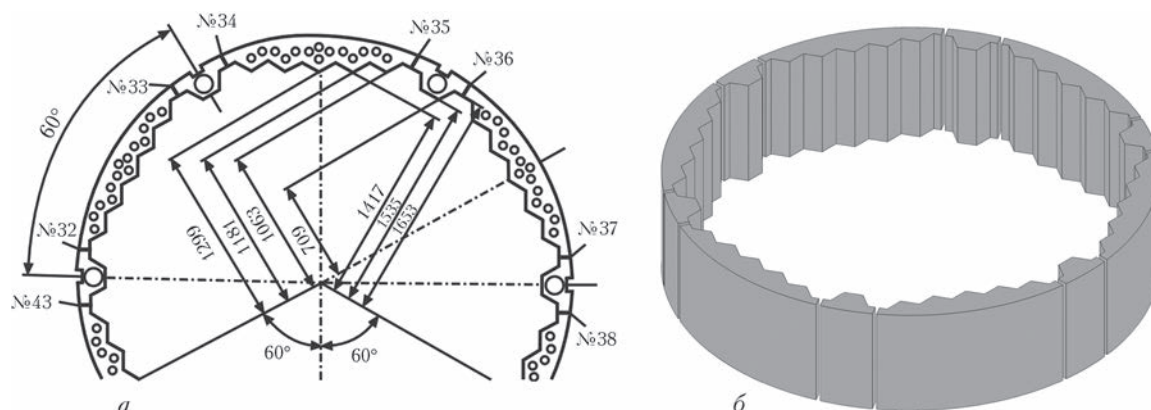


Рис. 1. Центральное кольцо выгородки: а — чертеж сечения из паспорта изделия с расположением сварных швов № 32–43; б — сегменты кольца выгородки перед электрошлаковой сваркой

© О. В. Махненко, И. В. Мирзов, В. Б. Порохонько, 2016

том эксплуатационных напряжений конструкции. Аналогичное исследование для внутрикорпусной шахты реактора ВВЭР-1000 проделано в [2].

Цель данной работы — создание математической модели определения НДС в зоне сварных соединений выгородки с учетом их термообработки, проведение расчетов радиационного распухания выгородки с учетом ОСН и анализ напряженного состояния сварных соединений выгородки после облучения за период 60 лет эксплуатации.

Сварка выгородки с применением электрошлаковой технологии. Кольца выгородки свариваются из кованных сегментов при помощи ЭШС [3–5]. Внешний вид сварных элементов кольца выгородки показан на рис. 1, б. Толщина металла в месте сварки составляет 76...79 мм (рис. 2), протяженность шва — 814 мм.

Как указано в специальной документации [4], для узлов и конструкций атомных электростанций толщиной 70...100 мм применяют преимущественно схемы ЭШС проволочными электродами и плавящимся мундштуком (рис. 3).

Применительно к изготовлению колец выгородки, более надежной с технологической точки зрения и более целесообразной с точки зрения качества сварного соединения является схема ЭШС плавящимся мундштуком (рис. 3, б). Сварку осуществляют за один проход на специализированных стендах с жестким закреплением свариваемых изделий.

Сварочный зазор выставляют с учетом усадочных деформаций. В нижней части стыка он составляет 28 мм, в верхней — 30 мм [6]. Плавящийся мундштук изготавливают из той же марки стали, что и основной металл. В мундштуке имеются каналы для основных и дублирующих проволок (используют проволоку Св-04Х19НН11М3 [7]). Технологией предусмотрены входной карман и выводные планки, которые после сварки удаляются механическим путем. Основные параметры ЭШС выгородки плавящимся мундштуком приведены в табл. 1. Можно оценить мощность источника электрошлаковой сварки: $P = IU\eta = 600 \cdot 46 \cdot 0,85 \approx 23$ кВт.

Выполненные электрошлаковой сваркой соединения подвергают термообработке по режимам, установленным для основного металла.

Разработка математических моделей. В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, г. Киев, разрабо-

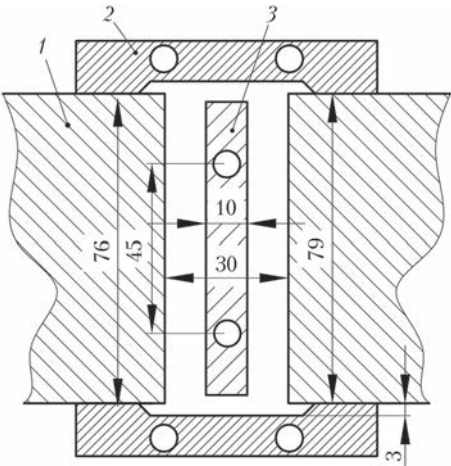


Рис. 2. Геометрические параметры сборки изделий под ЭШС: 1 — свариваемые изделия; 2 — водоохлаждаемая формирующая планка (ползун); 3 — мундштук

тана и реализована математическая модель электрошлаковой сварки выгородки с последующей термообработкой. Результаты расчета ОСН по этой модели легли в основу расчетов радиацион-

Таблица 1. Основные параметры ЭШС плавящимся мундштуком выгородки реактора ВВЭР-1000

Параметры	Значение
Сварочный ток $I_{св}$, А	600
Напряжение $U_{св}$, В	46
Скорость подачи электрода $v_{п.п}$, м/ч	230
Скорость сварки $v_{св}$, мм/с	0,42
Глубина жидкометаллической ванны, мм	40
Температура жидкометаллической ванны T_{max} , °С	2000
Толщина мундштука, мм	10
Диаметр проволоки, мм	3
Количество рабочих/дублирующих электродных проволок, шт.	2/2
Флюс	48-ОФ-6
Марка электродной проволоки [7]	Св-04Х19НН11М3
Тепловой КПД η процесса	0,85

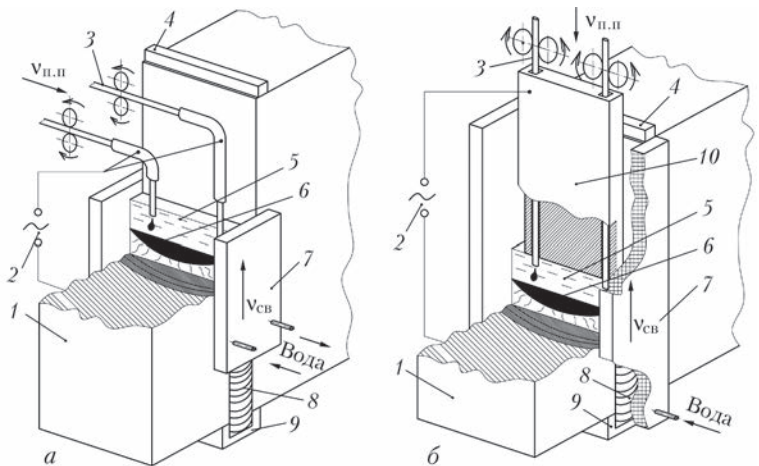


Рис. 3. Схемы ЭШС проволочными электродами (а) и плавящимся мундштуком (б): 1 — свариваемые изделия; 2 — источник питания; 3 — сварочная проволока; 4 — выводная планка; 5 — шлаковая ванна; 6 — металлическая ванна; 7 — водоохлаждаемая формирующая планка (ползун); 8 — сварной шов; 9 — входной карман; 10 — мундштук

Таблица 2. Химический состав основного материала ВКУ и металла шва, мас. %

Материал	δ-феррит	C	Cr	Ni	Mn	Si	Ti	S	P	Mo	V
Основной металл	2...3	0,06	17,89	9,06	1,17	0,31	0,6	0,01	0,009		
Металл шва	4,4	0,07	17,5	10,33	2,4	0,22		0,006	0,025	2,36	0,62

ного распухания выгородки, выполненных по модели ЦНИИ КМ Прометей, г. Санкт-Петербург [7, 8]. Также в расчетах радиационного распухания использованы данные по объемным тепловыделениям и скорости набора повреждающей дозы в выгородке, полученные в ИИИ НАН Украины, г. Киев [9], и ОКБ Гидропресс, г. Подольск [10].

Моделирование электрошлаковой сварки. Материал выгородки — аустенитная сталь 08X18H10T. Химический состав стали 08X18H10T и сварных узлов ВКУ в исходном (необлученном) состоянии взят из [7, 11] и приведен в табл. 2.

Как видно из табл. 2, химический состав сварного соединения отличается от основного металла незначительно, поэтому будем предполагать, что выгородка однородна и весь ее объем имеет свойства стали 08X18H10T. Зависимость предела текучести стали 08X18H10T от температуры приведена на рис. 4. Трехмерная конечно-элементная модель свариваемой выгородки приведена на рис. 5.

В зоне сварного шва толщина одного слоя численных элементов составляет $h = 8,14$ мм, а разбиение по высоте выгородки содержит 100 слоев. Задача моделирования электрошлаковой сварки относится к задачам с движущейся границей. Фронт расплавленного металла перемещается вверх по детали. Время dt , в течение которого фронт сместится на высоту h одного численного элемента, составит

$$dt = \frac{h}{v} = \frac{8,14}{0,42} \approx 19 \text{ с.}$$

Можно оценить скорость электрошлаковой сварки dV/dt по объему расплавляемого металла. Площадь S сварочной ванны составляет $S = 30 \cdot 77,5 = 2323 \text{ мм}^2$. Объем dV расплавленного металла за время dt равен $dV = Sh \approx 18,9 \text{ см}^3$. Тогда $dV/dt \approx 1 \text{ см}^3/\text{с}$. Оценим также количество энергии dQ ,

необходимой для нагрева $dV = 18,9 \text{ см}^3$ металла от $T_{\min} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$ до $T_{\max} = 2000 \text{ }^\circ\text{C}$.

$$dQ = dm(c\Delta T_1 + L + c\Delta T_2), \quad (1)$$

где c — удельная массовая теплоемкость металла, Дж/(кг·К); dm — масса объема dV материала; ΔT_1 — температурный диапазон от $20 \text{ }^\circ\text{C}$ до температуры плавления $T_{\text{lic}} = 1450 \text{ }^\circ\text{C}$; L — удельная массовая теплота плавления, Дж/кг; ΔT_2 — температурный диапазон от T_{lic} до T_{\max} .

Удобней перейти к объемным удельным теплоемкости и теплоте плавления:

$$dQ = dV(c_p\Delta T_1 + L_p + c_p\Delta T_2) = dV(c_p\Delta T_1 + L_p + c_p\Delta T_2), \quad (2)$$

где ρ — средняя плотность стали на всем температурном диапазоне; $c_p = c\rho$ — удельная объемная теплоемкость металла, Дж/(м³·К); $L_p = L\rho$ — удельная объемная теплота плавления, Дж/м³.

$$\text{При } T \in [T_{\min}; T_{\text{lic}}] \quad \bar{\rho} = 7575 \text{ кг/м}^3.$$

Тогда:

$$c = 462 \text{ Дж/(кг·К)} \rightarrow c_p = 462 \cdot 7575 = 3,5 \cdot 10^6 \text{ Дж/(м}^3\text{·К)} = 3,5 \text{ Дж/(см}^3\text{·К)}.$$

$$L = 277 \text{ кДж/кг} \rightarrow L_p = 277 \cdot 10^3 \cdot 7575 = 2,1 \cdot 10^9 \text{ Дж/м}^3 = 2100 \text{ Дж/см}^3.$$

$$dQ = 3,5 \cdot 18,9(1450 - 20) + 2100 \cdot 18,9 + 3,5 \cdot 18,9(200 - 1450) \approx 171 \text{ кДж.}$$

Расходуемая при сварке мощность составит $P = dQ/dt = 171/19 = 9 \text{ кВт}$.

Приведенные оценки показывают, что параметры режима ЭШС обеспечивают достаточную мощность для нагрева выгородки (60 %) и расплавления металла шва (40 %).

Инкремент по времени τ для решения температурной задачи определяется из соотношения:

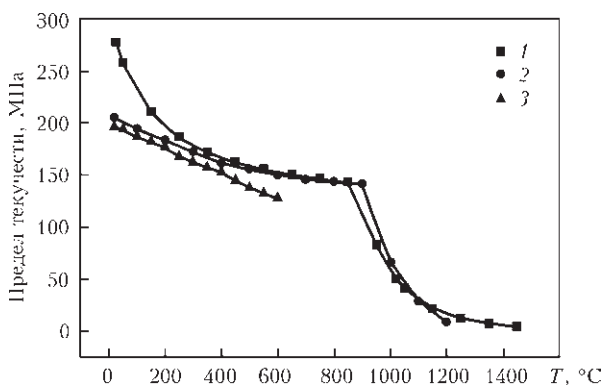


Рис. 4. Зависимость предела текучести стали 08X18H10T от температуры, взятая из различных источников: 1 — расчет программы JMatPro; 2 — Неймарк [12]; 3 — ПНАЭ [13]

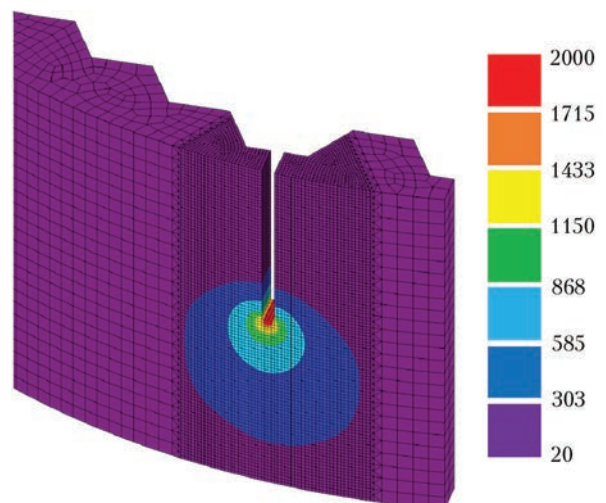


Рис. 5. Численная сетка, температура ($^\circ\text{C}$) и область проплавления в трехмерной модели электрошлаковой сварки

$$\tau < \frac{c h^2}{2\lambda}, \quad (3)$$

где $h = 0,814$ см — толщина численного элемента (дискретного слоя расплавленного металла за время dt); $\lambda = \lambda(T)$ — теплопроводность; $\lambda|_{t=20} = 1,6$ Вт/(м·К) = 0,166 Вт/(см·К), $\lambda|_{t=1000} = 30,0$ Вт/(м·К) = 0,3 Вт/(см·К).

$$\tau|_{t=20} > \tau|_{t=1000} < \frac{3,5 \cdot 0,814^2}{2 \cdot 0,3} \approx 3,9 \text{ с.}$$

Таким образом, для сходимости решения температурной задачи шаг времени dt необходимо разбить на $\lceil dt / \tau \rceil = 5$ инкрементов или более. Для механической задачи инкремент может превышать τ .

Моделирование термообработки. Ответственные сварные конструкции элементов оборудования АЭС подвергаются обязательной термообработке, что позволяет снизить уровень остаточных сварочных напряжений. Так, выгородка ВВЭР-1000 после сварки проходит термообработку по режиму высокого отпуска при температуре 650 °С. С ростом температуры снижается предел текучести материала, и остаточные сварочные напряжения частично релаксируют за счет эффекта мгновенной пластичности. Еще большее влияние на релаксацию остаточных сварочных напряжений оказывает эффект ползучести материала, который имеет место при указанной температуре.

Скорость деформаций ползучести $\dot{\epsilon}_{eq}^{cr}$ связана с интенсивностью напряжений σ_{eq} законом Нортона [14] $\dot{\epsilon}_{eq}^{cr} = A \cdot \sigma_{eq}^n$. Поэтому за инкремент времени dt прирост $d\epsilon_{eq}^{cr}$ интенсивности деформаций ползучести составит $d\epsilon_{eq}^{cr} = A \cdot \sigma_{eq}^n dt$.

Для материала выгородки при температуре $T = 650$ °С функция ползучести $\dot{\epsilon}_{eq}^{cr}(\sigma)$ выглядит так:

$$d\epsilon_{eq}^{cr} = 6,07307 \cdot 10^{-14} \sigma^{4,8351} dt. \quad (4)$$

Зависимость (4) иллюстрирует рис. 6.

Модель радиационного распухания. Зависимость радиационного распухания $d\epsilon_{eq}^{sw}$ от повре-

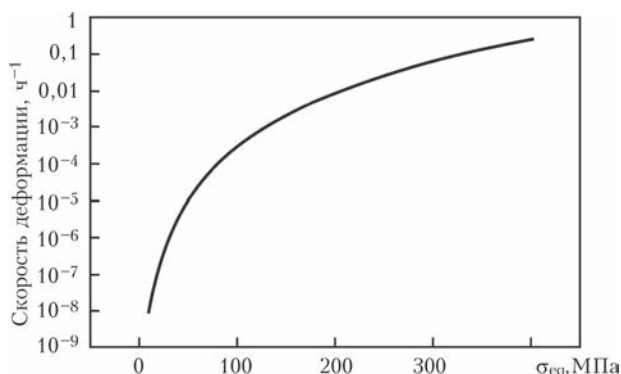


Рис. 6. Функция ползучести для стали 08X18H10T при температуре $T = 650$ °С

ждающей дозы D носит степенной характер [8, 15]:

$$\begin{aligned} \frac{d\epsilon_{eq}^{sw}}{dt} &= C_D n D(t)^{n-1} f_1(T) f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) f_3(\alpha) \frac{dD}{dt}, \\ d\epsilon_{eq}^{sw} &> 0, \quad d\epsilon_{eq}^{sw} \Big|_{t=0} = 0, \end{aligned} \quad (5)$$

$$f_1(T) = \exp(-r(T - T_{\max})^2),$$

$$f_2(\sigma_m, \sigma_{eq}) = 1 + 8 \cdot 10^{-3} (0,85\sigma_m + 0,15\sigma_{eq}),$$

$$f_3(\alpha) = \exp(-8,75\alpha),$$

$$C_D = 1,035 \cdot 10^{-4}, \quad n = 1,88, \quad r = 1,825 \cdot 10^{-4}, \quad T_{\max} = 470^\circ \text{С},$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}}{3},$$

где σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} — нормальные компоненты тензора напряжений,

$$\alpha = \int_0^D d\epsilon_i^p,$$

где $d\epsilon_i^p$ — интенсивность приращений пластических деформаций, $d\epsilon_i^p = \frac{\sqrt{3}}{2} \sqrt{d\epsilon_{ij}^p \cdot d\epsilon_{ij}^p}$, $i, j = 1, 2, 3$.

Выражение дополним соотношением для учета радиационной ползучести:

$$\frac{d\epsilon_{eq}^{cr}}{dt} = \left(B_0 \frac{dD}{dt} + \omega \frac{d\epsilon_{eq}^{sw}}{dt} \right) \sigma_{eq}, \quad d\epsilon_{eq}^{cr} > 0, \quad \epsilon_{eq}^{cr} \Big|_{t=0} = 0, \quad (6)$$

$$B_0 = 1 \cdot 10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{сна})^{-1}, \quad \omega = 2,95 \cdot 10^{-3} \text{ МПа}^{-1}.$$

Суммарный тензор приращений деформаций $d\epsilon$ распухания представляется как сумма приращения деформации радиационной ползучести $d\epsilon_{eq}^{cr}$ (девиаторная компонента) и приращения радиационного распухания $d\epsilon_{eq}^{sw}$ (шаровая компонента) на данном шаге по времени:

$$d\epsilon = \frac{1}{3} d\epsilon_{eq}^{sw} \mathbf{I} + d\epsilon_{eq}^{cr} \mathbf{n}, \quad (7)$$

где \mathbf{I} — единичный тензор, $\mathbf{n} = d\sigma_{eq}/d\sigma$ — интенсивность напряжений; σ — тензор напряжений.

Приращения деформаций $d\epsilon$ суммируются на всех шагах по времени, ϵ — суммарный тензор деформаций радиационного распухания, под объемными деформациями распухания будем понимать его первый инвариант.

Температурную зависимость предела текучести показывает рис. 4. Учет изменения предела текучести материала выгородки в зависимости от радиационной дозы а также температуры в задаче радиационного распухания дают соотношения, взятые из [7]:

$$\sigma_{0,2}(T,D)=\begin{cases}\sigma_{0,2}^0(T)+\Delta\sigma_{0,2}^T(T,D), & D < D^* \\ \sigma_{0,2}^*(T)+\Delta\sigma_{0,2}^*(D), & D \geq D^*\end{cases}$$
$$\sigma_{0,2}^0(T)=155+239\cdot\exp\left(-2,22\cdot10^{-3}(T+273)\right), \text{ МПа}$$
$$\Delta\sigma_{0,2}^T(T,D)=\left(\sigma_{0,2}^*(T)-\sigma_{0,2}^0(T)\right)\sqrt{\frac{1-\exp\left(-C_{\sigma_{0,2}}D\right)}{1-\exp\left(-C_{\sigma_{0,2}}D^*\right)}}$$
$$\sigma_{0,2}^*(T)=650+1405\exp\left(-5,9\cdot10^{-3}(T+273)\right), \text{ МПа}$$
$$\Delta\sigma_{0,2}^*(D)=A_{\sigma_{0,2}}\left(\sqrt{1-\exp\left(-C_{\sigma_{0,2}}D\right)}-\sqrt{1-\exp\left(-C_{\sigma_{0,2}}D^*\right)}\right)$$
$$D^*=7 \text{ сна}, \quad C_{\sigma_{0,2}}=0,126 \text{ сна}^{-1}, \quad A_{\sigma_{0,2}}=621 \text{ МПа}.$$

(8)

Результаты. Получено поле ОСН при электрошлаковой сварке выгородки с учетом термообработки.

Решена задача радиационного распухания выгородки в двух случаях: с учетом влияния ОСН и без.

Все задачи нелинейные и решены с прослеживанием по времени при помощи метода конечных элементов. Задача оценки остаточных сварочных напряжений решена в трехмерной постановке, остальные — в двумерной в условии обобщенной плоской деформации. В двумерных зада-

чах рассматривается срединное сечение кольца выгородки.

Остаточные сварочные напряжения. Изменение максимальных растягивающих и сжимающих напряжений после сварки и в процессе термообработки демонстрирует табл. 3. Максимальные напряжения после сварки/термообработки — осевые (продольные), их распределение показано на рис. 7.

Поле ОСН заложено в расчет радиационного распухания в качестве начального условия. Модель (5) учитывает влияние напряжений на величину распухания, поэтому стоит ожидать различия в полях распухания в задачах с учетом и без учета сварки.

Влияние ОСН на распухание и НДС в процессе эксплуатации. Результаты расчета распухания выгородки по модели (5)–(8) показаны на рис. 8.

Результаты расчета напряженного состояния по модели (5)–(8) — показаны на рис. 9.

Обсуждение. Максимальные остаточные сварочные напряжения — осевые — в сечении 1 имеют знак «+», то есть являются растягивающими. По модели растягивающие напряжения способствуют росту радиационного распухания. Однако результаты на рис. 8 не указывают на значительное влияние ОСН на величину распухания. То

Т а б л и ц а 3. Максимальные сжимающие/растягивающие остаточные сварочные напряжения в выгородке, МПа

Этап	Радиальные	Окружные	Осевые (продольные)
1. После сварки	–64/90	–52/105	–109/304
2. Термообработка — нагрев	–41/57	–41/75	–67/170
3. Термообработка — горячее состояние после отпуска	–23/24	–21/29	–27/50
4. Холодное состояние после термообработки	–30/31	–27/37	–34/65

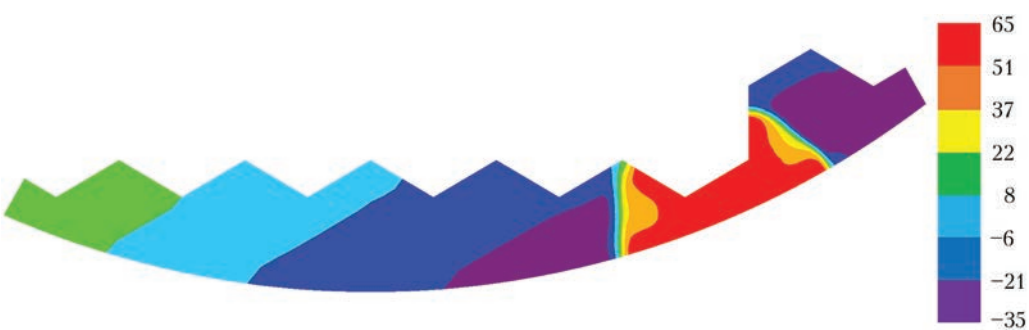


Рис. 7. Распределение осевых (продольных) остаточных сварочных напряжений в выгородке после термообработки

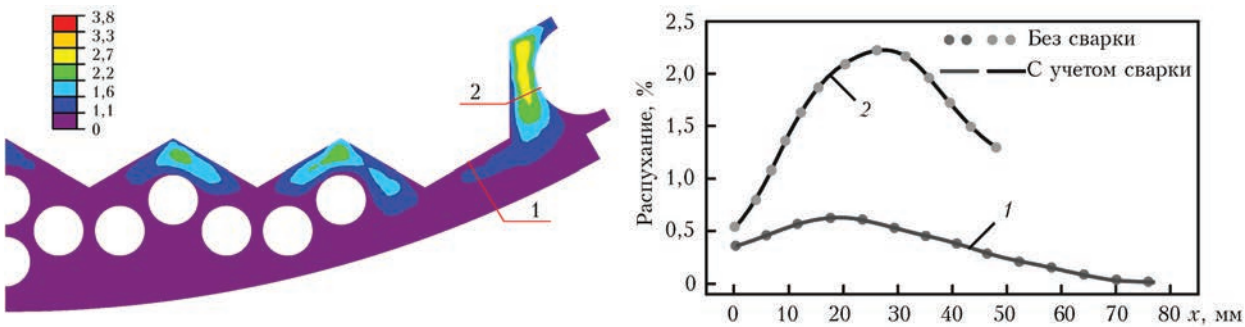


Рис. 8. Поле объемных деформаций распухания в выгородке после 60 лет эксплуатации и распределения распухания в сечениях 1 и 2 в задачах с учетом и без учета ОСН

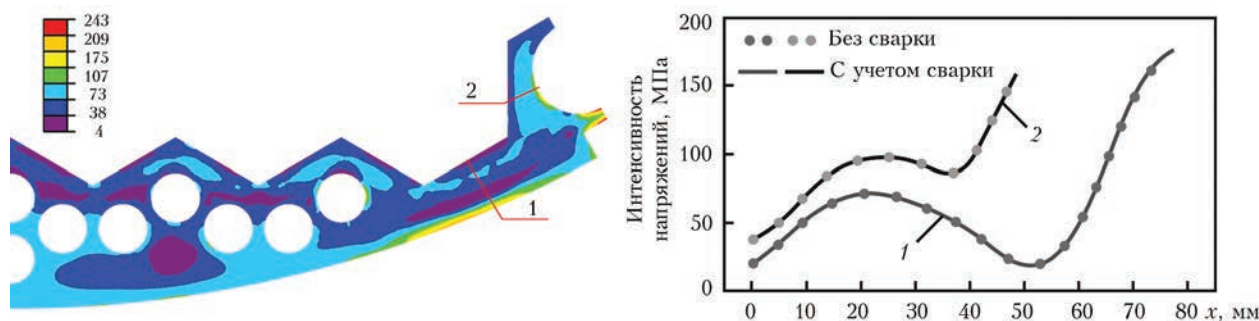


Рис. 9. Поле интенсивности напряжений в выгородке после 60 лет эксплуатации и распределения напряжений в сечениях 1 и 2 в задачах с учетом и без учета ОСН

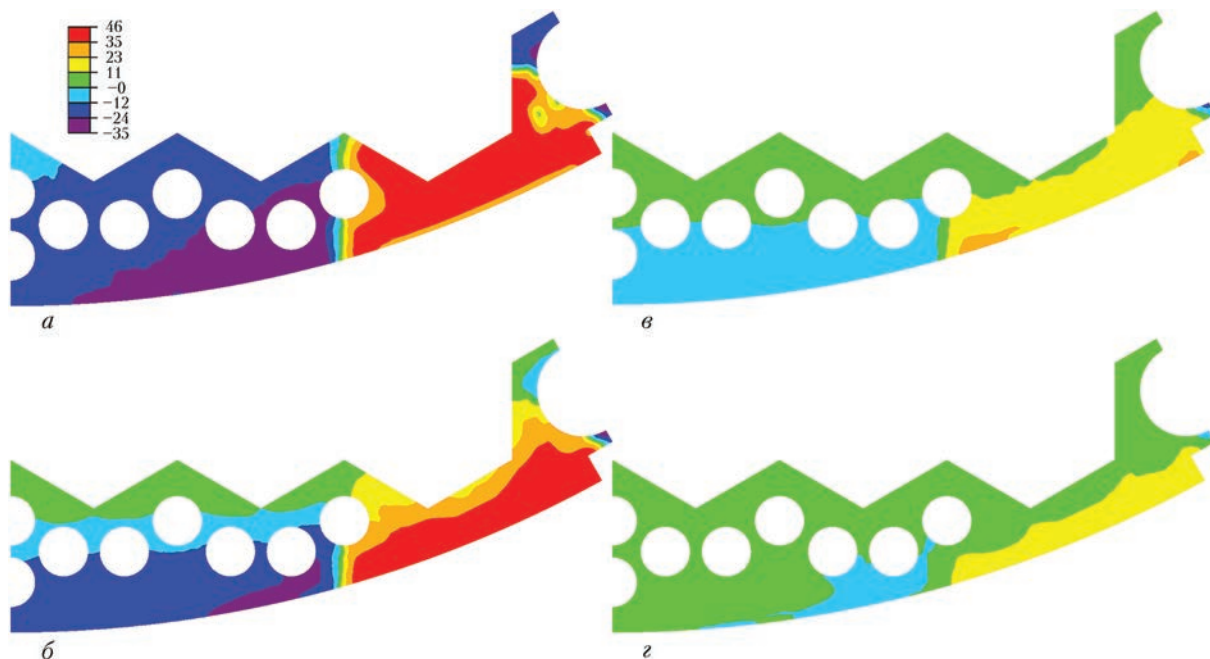


Рис. 10. Релаксация ОСН в выгородке реактора ВВЭР-1000: а — в начале эксплуатации; б — после 20 лет; в — после 40 лет; г — после 60 лет эксплуатации

есть ОСН на уровне 65 МПа недостаточно велики для оказания влияния на величину распухания в области сварных швов выгородки.

Кроме того, как видно из рис. 9, различие в распределениях напряжений в сечении 1 после 60 лет эксплуатации составляет около 6 МПа, что значительно ниже уровня ОСН, заложенных в расчет распухания. Такое поведение ОСН объясняется явлением радиационной ползучести, заложенной в модель распухания в зависимости (6). Однако принципиально важно выяснить каким образом происходит релаксация ОСН под действием радиационного облучения. Для этого в различные моменты времени от начала эксплуатации вычислялась разность полей осевых напряжений в выгородке (рис. 10). Такой подход позволяет проследить историю изменения вклада ОСН в общее напряженное состояние.

Рис. 10 показывает снижение ОСН в выгородке во времени и объясняет результаты, показанные на рис. 9: поля напряжений в выгородке после 60 лет эксплуатации в задачах распухания с учетом и без учета сварки отличаются на ~6 МПа.

Важно заметить, что релаксация ОСН в выгородке происходит не мгновенно, а в течение 60 лет эксплуатации реактора. Количественно это явление можно описать зависимостью:

$$\sigma = \sigma_0 0,92^t, \quad (9)$$

где σ_0 — начальный уровень ОСН в выгородке при выходе реактора на режим нормальной эксплуатации; t — год эксплуатации реактора.

Зависимость (9) представляет собой инженерное соотношение, которое можно применять для оценки статической и циклической прочности, а также для оценки сопротивления хрупкому разрушению материала выгородки. Это соотношение проиллюстрировано на рис. 11.

Заметим, что соотношение (9) получено для конкретных входных данных, таких как объемные тепловыделения и радиационная доза [9, 10], которые могут сильно варьировать для различных энергоблоков. Поэтому будущие оценки по продлению ресурса ВКУ ВВЭР-1000 рекомендуется проводить с учетом сварных соединений.

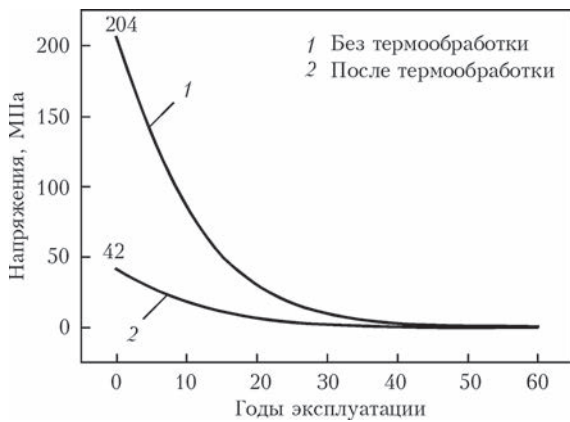


Рис. 11. Количественная характеристика релаксации ОСН в выгородке реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации: 1 — без термообработки; 2 — после термообработки

Выводы

1. В работе показано, что ОСН в выгородке ВВЭР-1000 с учетом термообработки практически полностью релаксируют под действием радиационного облучения за срок около 60 лет.

2. История влияния ОСН за 60 лет эксплуатации существенно не изменяет распухание выгородки в области сварных швов.

3. Выведено инженерное соотношение для оценки величины ОСН в выгородке в процессе эксплуатации.

4. Будущие оценки остаточного ресурса ВКУ ВВЭР-1000 рекомендуется проводить с учетом сварных соединений.

1. Irradiation effects on the evolution of the microstructure, properties and residual stresses in the heat affected zone of stainless steel welds. INTERWELD Project: FIKS-ST-2000-00103.
2. Махненко О. В. Перераспределение остаточных сварочных напряжений во внутрикорпусной шахте реактора ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации / О. В. Махненко, Е. А. Великоиваненко, И. В. Мирзов // Автоматическая сварка. — 2014. — № 11. — С. 1–7.

3. Электрошлаковая сварка и наплавка; под ред. Б.Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
4. Основные положения по сварке и наплавке узлов и конструкций атомных электростанций, опытных и исследовательских ядерных реакторов и установок. — М.: Металлургия, 1975. — 136 с.
5. Лычко И. И. Особенности ЭШС толстостенных протяженных стыков из стали типа 18-8 / И. И. Лычко, И. И. Супчук-Слюсаренко, К. А. Ющенко // Автоматическая сварка. — 1999. — № 9. — С. 61–65.
6. Сварка сталей электрошлаковая. Требования к технологическому процессу: ГОСТ 30482–97. — Издательство стандартов, 2001. — Межгосударственный стандарт.
7. Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР / А.А. Сорокин, Б.З. Марголин, И.П. Курсевич и др. // Вопросы материаловедения. — 2011. — № 2 (66). — С. 131–151.
8. Марголин Б. З. Анализ влияния вида напряженного состояния на радиационное распухание и радиационную ползучесть аустенитных сталей / Б. З. Марголин, А. И. Мурашова, В. С. Неустров // Проблемы прочности. — 2012. — № 3. — С. 5–24.
9. Дополнительные работы по оценке технического состояния элементов реактора энергоблока №1 ОП Южно-Украинской АЭС (этап № 6). Оценка радиационного распухания выгородки / В. Пиштора, С. Вандлик, Д. Лавурова, И. Андел // Отчет ИЯИ г. Ржеж, 2011. — 81 с.
10. The mechanisms of material degradation under neutron irradiation for WWER internals and methods for structural integrity assessment / B. Margolin, V. Fedorova, A. Sorokin et. al. // Intern. conf. «Structural integrity and life of NPP equipment», 1–5 Oct. 2012, Kiev, Ukraine.
11. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Часть II. Физические и механические закономерности охрупчивания / Б.З. Марголин, И. П. Курсевич, А. А. Сорокин и др. // Вопросы материаловедения. — 2009. — №2 (58). — С. 99–111.
12. Неймарк Б. Е. Физические свойства сталей и сплавов, используемых в теплоэнергетике: справочник / Б. Е. Неймарк. — М.-Л.: Энергия, 1967. — 240 с.
13. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7002–86). Госатомэнергоиздат. СССР. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 525 с.
14. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций / Ю. Н. Работнов. — М.: ГИФМЛ, 1966. — 752 с.
15. Марголин Б. З. Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей / Б. З. Марголин, А. И. Мурашова, В. С. Неустров // Вопросы материаловедения. — 2011. — №4(68). — С. 124–139.

Поступила в редакцию 16.02.2015

Вакансии

Компания Ярдвэй Групп, КНР приглашает на работу трех инженеров-сварщиков

Требования к кандидатам:

- ♦ степень бакалавра или выше по специальностям: сварка, машиностроение, электротехника и родственные специальности;
- ♦ мужчины, возраст 25–49 лет;
- ♦ базовое знание разговорного английского языка;
- ♦ интерес к китайской культуре, желание работать в КНР и других странах мира.

Сферы деятельности

Послепродажное обслуживание сварочного оборудования на предприятиях клиентов.
Модернизация существующего и разработка нового сварочного оборудования.

Приветствуется опыт работы в иностранных компаниях.

E-mail: masha@kiwayzh.com.

Tel: +8613809235810 (Kyiv time from 9:00–17:00). <http://www.yardwaygroup.com/>

СВОЙСТВА ВЫСОКОЛЕГИРОВАННОГО МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫМ СПОСОБОМ ДВУМЯ ЛЕНТАМИ

А. А. БАБИНЕЦ

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

При наплавке коррозионностойкого слоя на детали энергетического и химического оборудования часто возникает необходимость получения заданного химического состава и свойств наплавленного металла уже в первом слое. Исследовано влияние тока, напряжения и скорости наплавки, а также величины зазора между лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры наплавленных валиков и долю основного металла в наплавленном. Определена область режимов наплавки двумя нержавеющими лентами сечением $0,5 \times 60$ мм, при которых наблюдается устойчивый электрошлаковый процесс с хорошим формированием наплавленного и минимальным проплавлением основного металла в пределах $7...9\%$: $I_n = 1400...1500$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 14...17$ м/час; зазор между лентами — 16 мм. Механические свойства металла, наплавленного на этих режимах лентами ESAB OK Band 309LNb ESW и Св-08Х19Н10Г2Б под флюсом ESAB OK 10.10, находятся на достаточно высоком уровне и отвечают предъявляемым к ним требованиям. Полученные результаты могут быть использованы при выборе или разработке материалов и технологий антикоррозионной наплавки деталей энергетического и химического оборудования. Библиогр. 11, табл. 4, рис. 5.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, наплавленный металл, электродная лента, биметалл, коррозионностойкий слой, режимы наплавки, механические свойства

Для защиты от коррозии деталей энергетического и химического оборудования широко используется электродуговая наплавка высоколегированного металла на низкоуглеродистую сталь, выполняемая под слоем флюса [1, 2]. В основном наплавка осуществляется одной электродной лентой толщиной $0,5...0,8$ и шириной $50...70$ мм, что в зависимости от режимов наплавки обеспечивает производительность $10...35$ кг/ч [2]. Так как доля основного металла (ДОМ) в наплавленном составляет $15...25\%$, то для обеспечения необходимого химического состава коррозионностойкого слоя необходимо наплавливать два и более слоев, что может привести к накоплению микродефектов, повышению уровня остаточных напряжений, химической и структурной неоднородности [3]. В сложных условиях эксплуатации эти факторы могут негативно повлиять на стойкость наплавленного металла против образования и развития горячих трещин и межкристаллитной коррозии, что негативно скажется на долговечности деталей [4].

Одним из путей решения данной проблемы является использование способов и материалов для наплавки, которые бы обеспечили минимальное проплавление основного металла. Одним из таких способов является электрошлаковая наплавка двумя лентами, разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона. По некоторым данным [5–7] этот способ позволяет получить необходимый химический состав наплавленного металла уже в первом слое, что особенно важно при получении биметалличе-

ских изделий путем наплавки высоколегированных аустенитных сталей на обычную конструкционную сталь. При этом коррозионностойкий слой должен также обладать необходимыми механическими свойствами: достаточной прочностью, высокой пластичностью и ударной вязкостью.

Цель данной работы — исследовать влияние тока, напряжения и скорости наплавки, а также величины зазора между электродными лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры наплавленных валиков и долю основного металла в наплавленном.

Схема процесса электрошлаковой наплавки двумя лентами показана на рис. 1. Процесс происходит в следующей последовательности: в сварочную головку с одинаковой скоростью подаются две электродные ленты. Токоподвод осуществляется через медную вставку, расположенную между лентами и, таким образом, задающую определенный зазор. Защита зоны наплавки от атмосферы осуществляется электропроводным флюсом. При наплавке в первый момент времени между электродом и изделием возникает дуга, которая оплавляет края ленты, способствует расплавлению флюса и образованию шлаковой ванны, шунтирующей дугу. Далее дуговой процесс переходит в шлаковый, так как ток начинает протекать через расплавленный электропроводный шлак. Нагрев и плавление лент происходит за счет теплопередачи от расплавленного шлака.

Основными факторами, влияющими на устойчивость электрошлакового процесса, являются

Таблица 1. Химический состав лент для антикоррозионной наплавки и объемная доля δ -феррита в соответствующем наплавленном металле [6–10]

Марка ленты	Массовая доля элементов, %						Объемная доля δ -феррита, %
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Другие	
Св-03Х22Н11Г2Б	$\leq 0,03$	1,7	0,4	22,0	11,0	1,0 Nb	7-9
Св-08Х19Н10Г2Б	0,09	1,8	0,4	20,0	10,4	1,3 Nb	2-8
Нп-02Х22Н11Г	$\leq 0,02$	1,5	0,4	22,0	11,0	-	2-6
ЛС-02Х21Н12Г	$\leq 0,02$	1,2	0,4	21,0	11,5	-	2-8
ЛС-02Х21Н12Г2Б	$\leq 0,02$	1,7	0,4	21,0	11,5	0,3 Nb	2-8
ESAB OK Band 309L ESW	0,015	1...2,5	$\leq 0,5$	21,0...22,0	10,0...12,0	-	4-5
ESAB OK Band 309L Mo ESW	- « -	- « -	$\leq 0,4$	19,5...21,5	13,0...14,0	2,8...3,3 Mo	- « -
ESAB OK Band 309L Nb ESW	- « -	- « -	$\leq 0,4$	20,0...22,0	11,0...13,0	0,4...0,8 Nb	- « -

Таблица 2. Химический состав флюсов для антикоррозионной электрошлаковой наплавки [6–10]

Марка флюса	Массовая доля компонентов, %						
	SiO ₂	MnO	CaO	Al ₂ O ₃	CaF ₂	FeO	Прочие
АН-72	8,0	1,0	30,0	20,0	30,0	$\leq 2,0$	10ZrO ₂
АН-90	27,0*	-	23,5	10,5	39,0	-	-
ESAB OK 10.10	8,0*	-	-	25,0	63,0	-	-
ESAB OK 10.14	10,0*	-	-	20,0	70,0	-	-

* SiO₂ + MgO

Таблица 3. Химический состав металла, наплавленного электрошлаковым способом двумя лентами марки ESAB OK Band 309L Nb ESW

Количество наплавленных слоев	Массовая доля элементов, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	S	P
1 слой	0,014	1,43	0,67	22,7	12,5	0,59	0,005	0,017
2 слоя	0,017	1,47	0,65	22,4	12,4	0,63	0,005	0,017
3 слоя	0,017	1,42	0,70	23,1	12,8	0,58	0,007	0,019

составы лент и флюсов, режимы наплавки и величина зазора между лентами [5]. Для антикоррозионной наплавки в настоящее время разработано большое количество наплавочных материалов. В качестве электродных материалов, в основном,

применяются холоднокатаные, порошковые и спеченные ленты марок Св-08Х-19Н10Г2Б, Нп-02Х22Н11Г, ЛС-02Х-21Н12Г2Б, ESAB OK Band 309L ESW, ESAB OK Band 309L Nb ESW и др., а также флюсы марок АН-72, АН-90, ESAB OK 10.10, ESAB OK 10.14 и др. [5, 8–10].

При этом состав флюса оказывает большое влияние на качество наплавленного металла [7, 8]. В первую очередь флюс должен иметь высокую вязкость и быть достаточно «длинным», чтобы хорошо формировать наплавленный металл. Кроме того, флюс должен обладать достаточным электросопротивлением, которое обеспечивает выделение необходимого количества тепла в шлаковой ванне, тем самым увеличивая нагрев электродных лент и повышая производительность процесса наплавки. Химический состав некоторых антикоррозионных холоднокатаных и спеченных наплавочных лент приведен в табл. 1 и 2 [6–10]. Присутствие определенного количества δ -феррита в аустенитном наплавленном металле обеспечивает его высокую стойкость против образования трещин [11].

В данной работе в экспериментах использовали ленты ESAB OK Band 309L Nb ESW сечением 0,5×60 мм и флюс ESAB OK Flux 10.10. Для сравнения в некоторых экспериментах использовалась также лента Св-08Х19Н10Г2Б такого же сечения. Наплавка выполнялась на заготовки из Ст3 размерами 200×100×30 мм, значения тока и напряжения изменялись в пределах 1200...1600 А и 25...38 В соответственно. Скорость наплавки варьировалась в пределах 10...30 м/ч, а зазор между лентами — 8...20 мм, вылет лент оставался неизменным и составлял 35 мм.

После наплавки проводился послойный спектральный анализ химического состава наплавленного металла, результаты которого приведены в табл. 3. Анализ данных, приведенных в табл. 1 и 3, показывает, что при электрошлаковой наплавке

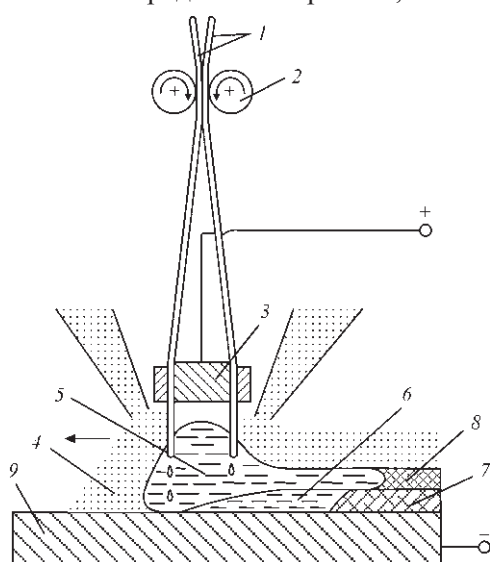


Рис. 1. Схема электрошлаковой наплавки двумя лентами [4]: 1 — электродные ленты; 2 — подающие ролики; 3 — медная вставка; 4 — шлак (флюс); 5 — шлаковая ванна; 6 — металлическая ванна; 7 — наплавленный металл; 8 — шлаковая корка; 9 — заготовка

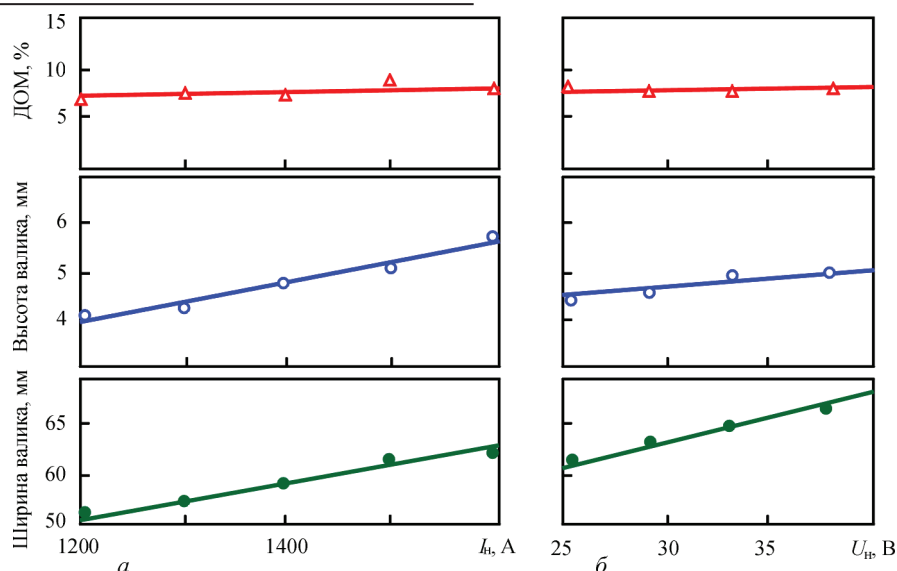


Рис. 2. Влияние тока I_n (а) и напряжения U_n (б) наплавки на геометрические размеры наплавленного валика и долю основного металла

двумя лентами заданный химический состав достигается уже в первом наплавленном слое.

Исследовали влияние тока, напряжения и скорости наплавки, а также зазора между лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры и ДОМ. Было установлено, что геометрические размеры наплавленного валика практически прямо пропорционально зависят от величины тока и напряжения наплавки, однако величина ДОМ при этом остается практически неизменной (рис. 2). Это объясняется тем, что при электрошлаковом процессе отсутствует прямое воздействие дуги на основной металл, поэтому увеличение электрической мощности в основном влияет только на увеличение количества наплавленного металла.

Большее влияние на ДОМ оказывает скорость наплавки, а также величина зазора между лентами (рис. 3). Скорость наплавки определяет продолжительность теплового воздействия шлаковой ванны на основной металл, а величина зазора существенно влияет на стабильность N протекания самого электрошлакового процесса. Стабильность определяли по осциллограммам как отношение продолжительности периодов электрошлакового и дугового процессов за определенное время. При небольшой величине зазора происходит перегрев шлаковой ванны между лентами, наблюдается непостоянный шлаково-дуговой процесс, в связи с чем увеличивается проплавление основного металла и ухудшается его формирование. С увеличением зазора площадь зеркала шлаковой ван-

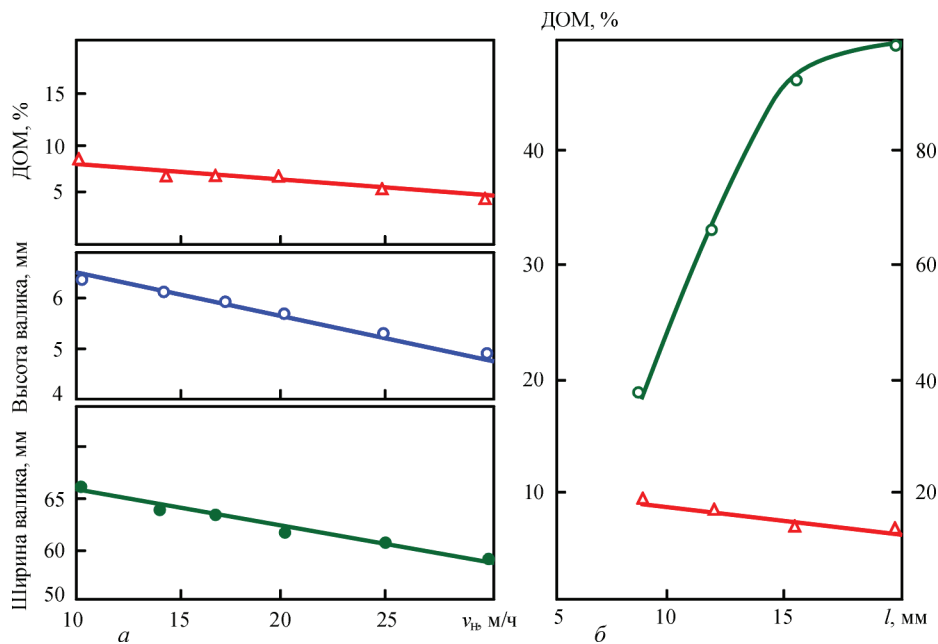


Рис. 3. Влияние скорости наплавки v_n (а) и зазора между лентами l (б) на геометрические размеры наплавленного валика, стабильность процесса N и долю основного металла



Рис. 4. Влияние величины зазора между лентами l на стабильность электрошлакового процесса: a — $l = 8$ мм; b — $l = 16$ мм. Режим наплавки: $I_n = 1200...1300$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 14$ м/ч

Таблица 4. Механические свойства наплавленного металла при 20 °С

Наплавленный металл	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести σ_T , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
309LNb	504...506	286...297	44,0...49,0	64,0...69,7
08X19H10Г2Б	523...588	295...314	24,0...28,0	52,0...55,0

ны увеличивается, температура ванны снижается и стабильность электрошлакового процесса улучшается (рис. 3, б). Из рис. 4 видно, что при ширине зазора 16 мм, наплавленный валик имеет более ровные края и гладкую поверхность, чем валик, полученный на таком же режиме, но при ширине зазора 8 мм.

Было установлено, что устойчивый электрошлаковый процесс при использовании лент сечением $0,5 \times 60$ мм достигается при следующих параметрах режима наплавки: $I_n = 1400...1500$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 14...17$ м/ч; зазор между лентами — 16 мм. Металлографические исследования показали, что образцы, наплавленные на указанных режимах, характеризуются хорошим формированием наплавленного и минимальным проплавлением основного металла в пределах 7...9 % (рис. 5). При этом граница сплавления наплавленного и основного металла достаточно ровная, что положительно сказывается на прочностных свойствах полученного соединения.

Для определения механических свойств наплавленного металла была произведена многослойная наплавка по указанному выше режиму. Общая толщина наплавленного металла составила 16 мм, ширина — 62...65 мм. Из наплавленной заготовки были вырезаны образцы для проведения механических испытаний. Механические свойства исследуемого наплавленного металла определяли

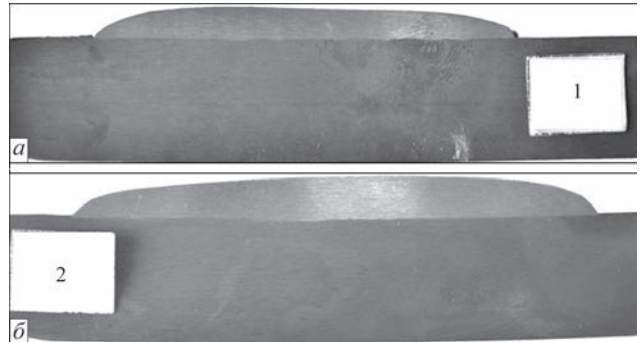


Рис. 5. Макрошлифы образцов, наплавленных на двух режимах: a — $I_n = 1400$ А (ДОМ = 7 %); b — $I_n = 1500$ А (ДОМ = 9 %); $U_n = 32...33$ В; $v_n = 12$ м/ч; $l = 16$ мм

при температуре 20 °С в исходном состоянии путем испытаний на растяжение образцов по ГОСТ 6996–66, результаты которых приведены в табл. 4. Для сравнения там же приведены механические свойства металла, наплавленного электрошлаковым способом двумя лентами широко применяемой марки Св-08Х19Н10Г2Б.

Результаты испытаний показывают, что прочностные характеристики металла, наплавленного лентами ESAB OK Band 309LNb ESW и Св-08Х19Н10Г2Б, находятся на достаточно высоком уровне и отвечают предъявляемым к ним требованиям. Полученные результаты могут быть использованы при выборе или разработке материалов и технологий антикоррозионной наплавки деталей энергетического и химического оборудования.

Выводы

1. Определена область режимов наплавки двумя нержавеющими лентами сечением $0,5 \times 60$ мм, при которых достигается устойчивый электрошлаковый процесс с хорошим формированием наплавленного и минимальным проплавлением основного металла в пределах 7...9 %: $I_n = 1400...1500$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 14...17$ м/ч; зазор между лентами — 16 мм.

2. Механические свойства металла, наплавленного электрошлаковым способом лентами ESAB OK Band 309LNb ESW и Св-08Х19Н10Г2Б под флюсом ESAB OK 10.10, находятся на достаточно высоком уровне и отвечают предъявляемым к ним требованиям.

- Кравцов Т. Г. Электродуговая наплавка электродной лентой / Т. Г. Кравцов. — М.: Машиностроение, 1978. — 168 с.
- Рябцев И. А. Высокопроизводительная широкополосная наплавка электродными проволоками и лентами: Обзор / И. А. Рябцев. // Автоматическая сварка. — 2005. — № 6. — С. 36–41.
- Иванов В. П. Влияние технологии наплавки и термообработки на структуру и свойства металла, наплавленного ленточным электродом ЛН-02Х25Н22АГ4М2 на углеро-

- дистую сталь / В. П. Иванов, В. Ю. Иващенко // Автоматическая сварка. – 2011. – № 8. – С. 9–11.
4. Фетисов Г. П. Материаловедение и технология металлов / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман. – М.: Высшая школа, 2001. – 639 с.
 5. Разработка процесса и исследование некоторых технологических особенностей электрошлаковой наплавки лентами / И. И. Фрумин, В. К. Каленский, Ю. А. Панчишин и др. // Теоретические и технологические основы наплавки. Новые процессы механизированной наплавки: [сб. ст.]. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1977. – С. 83–88.
 6. Применение электрошлаковой наплавки спеченными лентами для изготовления двухслойных листовых заготовок / В. К. Каленский, Ю. А. Панчишин, С. Я. Шехтери др. // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла: [сб. ст.]. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1980. – С. 89–92.
 7. Исследование процесса электрошлаковой антикоррозионной наплавки двумя ленточными электродами / В. А. Игнатов, В. В. Мурзин, Э. А. Рохлин и др. // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла: [сб. ст.]. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1980. – С. 101–106.
 8. Буга В. М. Разработка флюса и исследование свойств наплавленного металла применительно к однопроводной наплавке никельхромового сплава / В. М. Буга // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы: [сб. ст.]. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1978. – С. 95–96.
 9. Каленский В. К. Об эффективности антикоррозионной наплавки электродными лентами / В. К. Каленский, Ю. А. Панчишин // Наплавка. Опыт и эффективность применения: [сб. ст.]. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. – С. 35–40.
 10. Производство оборудования и расходных материалов для сварки и резки [электронный ресурс]: сайт концерна ESAB. – Режим доступа: <http://www.esab.com/>
 11. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением: монография / Под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1974. – 768 с.

Поступила в редакцию 21.01.2016

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

4–7 октября 2016 г.

г. Краматорск

УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!

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

Рабочие языки конференции: украинский, русский, английский.

Контакты: Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА), ул. Шкадинова, 72, 84313, г. Краматорск, Донецкая обл., Украина, факс: (+38-0626) 41-63-15.

Ученый секретарь конференции – Голуб Денис Михайлович.

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

УДК 621.791.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ЭЛЕКТРОННЫХ УСТРОЙСТВ ДЛЯ ПЕРВОНАЧАЛЬНОГО И ПОВТОРНЫХ ВОЗБУЖДЕНИЙ ДУГИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА

Н. М. МАХЛИН

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

E-mail: electro@paton.kiev.ua

Рассмотрены вопросы построения электронных устройств для бесконтактных первоначального и повторных возбуждений дуги переменного тока при механизированной дуговой сварке, генерирующих инжектируемые в межэлектродный промежуток импульсы высокого и повышенного напряжения, с учетом ранее проведенных исследований. Показано, что наиболее рациональным путем совершенствования электронных устройств для первоначального и повторных возбуждений дуги является создание комбинированных возбудителей-стабилизаторов, обладающих возможностью функционировать как в режиме первоначального возбуждения (зажигания) дуги, так и в режиме стабилизации процесса ее горения, что достижимо путем выполнения генераторов импульсов высокого или повышенного напряжения возбудителей-стабилизаторов, по крайней мере, с двумя независимыми формирующими контурами. Приведен и описан базовый вариант схемотехнических решений комбинированного электронного возбудителя-стабилизатора дуги с последовательным включением в сварочную цепь для механизированной сварки плавящимся электродом на переменном токе. Библиогр. 22, рис. 2.

Ключевые слова: механизированная дуговая сварка, переменный ток, первоначальное и повторные возбуждения дуги, устойчивость дуги, электронные возбудители-стабилизаторы дуги, генераторы импульсов высокого и повышенного напряжения

До настоящего времени самым распространенным методом бесконтактного первоначального возбуждения (зажигания) сварочной или вспомогательной дуги в межэлектродном промежутке остается его ударная ионизация путем электрического пробоя этого промежутка высоковольтными импульсами, вырабатываемыми специализированными генераторами (возбудителями дуги) [1–7].

Из известных способов повышения устойчивости сварочных дуг переменного тока наибольшее применение получили способы, основанные на использовании импульсов повышенного напряжения, генерируемых специальными вольтодобавочными устройствами (стабилизаторами дуги) и подаваемых в межэлектродный промежуток раз в период (в моменты начала формирования катода на изделии) или при каждой смене полярности сварочного тока, а также различные методы обеспечения высокой скорости изменения напряжения и тока дуги при переходах сварочного тока через нулевое значение [1–5, 7–12].

Хотя природа процессов первоначального и повторных возбуждений сварочной дуги различна [3–5, 7, 9, 10], структуры построения специализированных возбудителей и стабилизаторов дуги сходны между собой. Вместе с тем, в силу особенностей реализуемых этими устройствами процессов, они отличаются друг от друга не только амплитудными, энергетическими и временны-

ми параметрами выходных импульсов, но и алгоритмами и режимами работы узлов управления. В связи с этим построение возбудителей-стабилизаторов в течение длительного времени осуществлялось путем объединения в одном блоке, по сути, двух самостоятельных устройств, одно из которых функционирует в режиме первоначального возбуждения и управляется напряжением холостого хода сварочного источника питания переменного тока, а второе — в режиме обеспечения повторных возбуждений дуги при сварке с управлением напряжением дуги. Примерами подобного решения могут служить блоки возбуждения и стабилизации дуги установок УДГ-301 и УДГ-501 для ТИГ-сварки алюминия и его сплавов, установок УДГУ-301, УДГУ-302 и УДГУ-501 для ТИГ-сварки сталей и цветных металлов [5].

С учетом этого, усилия исследователей и разработчиков в течение продолжительного времени были направлены на создание комбинированных электронных возбудителей-стабилизаторов дуги, которые могли бы эффективно функционировать как в режиме первоначального возбуждения дуги, так и в режиме ее повторных возбуждений. К настоящему времени создан ряд таких устройств, описанных, например, в работах [5, 7, 13–15, 17–20], однако область их применения ограничивается такими способами дуговой сварки, как ручная и автоматическая сварка неплавящимся электродом в среде инертных газов (TIG и GTAW соот-

ветственно) и ручная дуговая сварка покрытыми электродами (ММА). Попытки же создания комбинированных электронных возбуждателей-стабилизаторов дуги для механизированной сварки на переменном токе плавящимся электродом в среде защитных газов (MIG/MAG) выявили ряд затруднений и ограничений по применению [9, 10, 21].

Поэтому задача создания эффективных возбуждателей-стабилизаторов дуги для MIG/MAG продолжает оставаться актуальной. Как показывает анализ схмотехнических и конструктивных особенностей известных комбинированных электронных возбуждателей-стабилизаторов дуги, решение этой задачи возможно при условии совершенствования как алгоритмов работы этих устройств и их узлов управления, так и функциональных узлов их силовой части и, прежде всего, генераторов импульсов высокого или повышенного напряжения (ГИН).

Цель настоящей работы состоит в рассмотрении разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона некоторых предложений по созданию и совершенствованию функциональных узлов силовой части комбинированных возбуждателей – стабилизаторов дуги для MIG/MAG на переменном токе и представлении результатов исследовательских и экспериментальных работ в этом направлении.

Основные особенности построения комбинированных возбуждателей-стабилизаторов для механизированной сварки. Сопоставление требований к основным параметрам высоковольтных импульсов и стабилизирующих импульсов повышенного напряжения, выполненное с учетом приведенных в работах [13, 15, 16] расчетных соотношений и рекомендаций, а также результатов ранее проведенных исследований и опыта практического применения комбинированных электронных возбуждателей-стабилизаторов, показывает, что:

для осуществления надежного первоначального возбуждения дуги при MIG/MAG выходные высоковольтные импульсы возбуждателей должны иметь энергию $W_{ив}$ от 0,20 до 0,50 Дж, амплитуду $U_{м\ ив}$ от 3 до 7 кВ и длительность $\tau_{ив}$ (на уровне $0,05 U_{м\ ив}$) от 5 до 20 мкс;

для обеспечения устойчивости сварочной дуги переменного тока при MIG/MAG выходные импульсы повышенного напряжения стабилизаторов дуги должны иметь энергию $W_{м\ ст}$ от 0,60 до 1,00 Дж, амплитуду $U_{м\ ис}$ от 400 до 950 В и длительность $\tau_{ис}$ (на уровне $0,05 U_{м\ ис}$) от 100 до 1000 мкс;

поскольку значения $W_{ист}$ практически всегда превышают значения $W_{ив}$, а значение энергии W_c , запасаемой в емкостном накопителе формирующего контура ГИН, определяется как $W_c = C_k U_{c0}^2 / 2$, где C_k — емкость конденсатора (конденсаторов) емкостного накопителя, а U_{c0} —

установившееся напряжение его заряда, то при одном и том же значении U_{c0} емкость $C_{к2}$ контура ГИН, формирующего стабилизирующие импульсы, должна превышать не менее, чем в $W_{ист}/W_{ив}$ раз, емкость $C_{к1}$, необходимую для формирования в контуре ГИН импульсов, обеспечивающих первоначальное возбуждение (зажигание) дуги;

при механизированных способах дуговой сварки плавящимся электродом и последовательном вводе вольтодобавочных импульсов в сварочную цепь с помощью импульсного трансформатора его коэффициент трансформации $k_{тр} = N_{III}/N_I$, где N_{III} — число витков вторичной обмотки импульсного трансформатора, N_I — число витков первичной обмотки этого трансформатора, как для режима первоначального возбуждения, так и для режима генерации стабилизирующих импульсов должен быть равен единице;

наибольшее значение амплитуды тока I_{Cm} в формирующем контуре ГИН, определяемое по формуле $I_{Cm} = U_{c0} \sqrt{C_k/L_k}$ [15, 17], в режиме генерации импульсов для первоначального возбуждения дуги составляет от 80 до 445 А, а в режиме генерации стабилизирующих импульсов — от 50 до 170 А.

Из анализа различий в требуемых значениях основных параметров высоковольтных импульсов и импульсов повышенного напряжения следует, что для обеспечения генерации таких импульсов в состав ГИН возбуждателя-стабилизатора должны входить, по меньшей мере, два независимых друг от друга коммутируемых LC-контура.

При этом с целью оптимизации структуры построения силовой части возбуждателя-стабилизатора целесообразно во всех режимах его работы поддерживать неизменным напряжение питания, а также использовать сигналы обратной связи по напряжению $U_{осн}$ на межэлектродном промежутке и по току $U_{ост}$ дуги.

Исходя из отмеченных особенностей процессов бесконтактных первоначального и повторных возбуждений дуги и определяемых этими особенностями требований к основным параметрам высоковольтных импульсов и импульсов повышенного напряжения, инициирующим эти процессы, в ИЭС им. Е. О. Патона совместно с ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» разработан и испытан ряд комбинированных возбуждателей-стабилизаторов для механизированной сварки на переменном токе плавящимся электродом (электродной проволокой), описание построения базовой модели которых приведено ниже.

Структурное построение базовой модели комбинированного возбуждателя-стабилизатора для механизированной сварки на переменном токе.

Структурно-функциональная схема базовой модели комбинированного возбудителя для MIG/MAG на переменном токе* приведена на рис. 1. Устройство представляет собой модернизированный вариант асинхронного возбудителя-стабилизатора дуги (АВСД) с выходным импульсным трансформатором $TV1$, число витков каждой из обмоток которого равно единице. Вторичная обмотка III этого трансформатора образована участком плавящегося электрода (электродной проволоки), перемещающимся через окно ферромагнитного сердечника трансформатора от кассеты к дуге.

Одним выводом обмотки III , обращенным непосредственно к дуге, служит контактирующий с наконечником сварочной горелки вылет плавящегося электрода, вторым выводом — скользящий контакт перемещающегося плавящегося электрода с контактными поверхностями введенного в устройство контактного узла, размещаемого возможно близко ко входу в направляющий канал выходного импульсного трансформатора $TV1$. Помимо трансформатора $TV1$, в состав устройства также входят накопительные конденсаторы $C1$, $C2$ и защитный конденсатор $C3$, входной выпрямитель 1 , умножители напряжения постоянного тока 2 и 3 , блок управления 4 , управляемые высоковольтные коммутирующие ключи $5-8$, контактный узел 9 , при этом ключи $5-7$ могут иметь одностороннюю проводимость, а ключ 8 — двухстороннюю.

На начальной стадии процесса сварки в режиме первоначального возбуждения дуги ключи 6 , 7 и 8 выключены, а ключ 5 сигналом с управляющего выхода 17 блока управления 4 включен. Во входном выпрямителе 1 напряжение $U_{вх}$, поступающее на вход этого выпрямителя от сети переменного тока или от вторичной обмотки источника питания дуги или с его выходов переменного или постоянного тока, подвергается выпрямлению, сглаживанию и фильтрации.

Сглаженное и отфильтрованное напряжение U_0 с входного выпрямителя 1 поступает на вход умножителя напряжения 2 , где это напряжение повышается до уровня $k_1 U_0$. Одновременно с этим напряжение $k_1 U_0$ с выхода умножителя 2 через включенный ключ 5 подается на вход умножителя 3 , с помощью которого это напряжение повышается до уровня $k_2 k_1 U_0$, то есть до заданного уровня заряда накопительного конденсатора $C1$.

* Заявка UA а2015 10698 від 03.11.2015. Пристрій для збудження та стабілізації процесу горіння дуги змінного струму при механізованому зварюванні плавким електродом / Н. М. Махлін, О. Є. Коротинський, М. І. Скопюк.

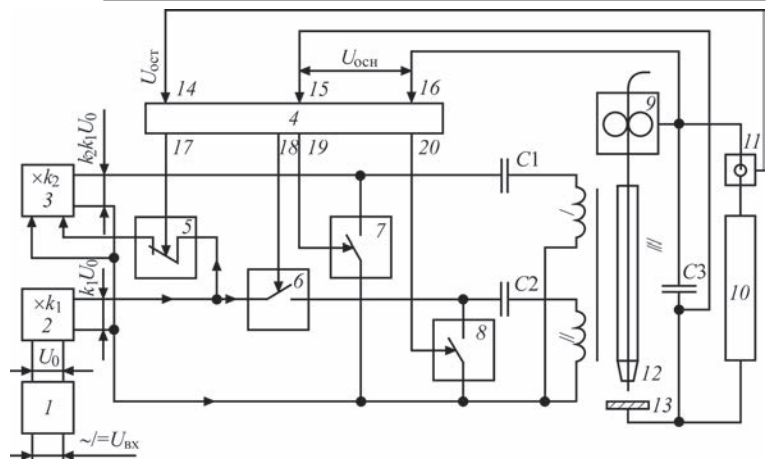


Рис. 1. Структурная схема возбудителя-стабилизатора для механизированной сварки на переменном токе плавящимся электродом (электродной проволокой) (обозначения см. в тексте)

По завершении заряда этого конденсатора в момент времени, определяемый блоком управления 4 с помощью сигналов обратной связи по напряжению $U_{осн}$, поступающих на входы 15 и 16 блока управления 4 , и соответствующий фазе (80 ± 5) электр. град. напряжения сети переменного тока или напряжения холостого хода источника питания дуги переменного тока, начнется генерация сигнала управления ключом 7 . Этот сигнал с управляющего выхода 19 блока управления 4 поступит на управляющий вход ключа 7 , что вызовет включение последнего.

В свою очередь, включение ключа 7 обусловит перезаряд накопительного конденсатора $C1$ через первичную обмотку I выходного импульсного трансформатора $TV1$, вследствие чего на обмотках I и III этого трансформатора сформируется высоковольтный импульс. После завершения перезаряда накопительного конденсатора $C1$ ключ 7 выключается и с этого момента возобновляется процесс заряда конденсатора $C1$. Далее все процессы заряда и перезаряда этого конденсатора повторяются как описано выше. С обмотки III выходного импульсного трансформатора $TV1$ высоковольтные импульсы через защитный конденсатор $C3$ прикладываются к образованному вылетом плавящегося электрода 12 и свариваемым изделием 13 межэлектродному промежутку, иницируя в нем искровой разряд, что обеспечивает ударную ионизацию межэлектродного промежутка и создает условия для возбуждения в нем устойчивого дугового разряда с помощью источника питания дуги 10 .

С момента возникновения в межэлектродном промежутке устойчивого дугового разряда с информационного выхода датчика тока дуги 11 на вход 14 блока управления 4 начнет поступать сигнал $U_{ост}$ уровень которого пропорционален току дуги, что приведет к полному прекращению поступления каких-либо сигналов с выходов

17 и 19 блока управления 4 на управляющие входы ключей 5 и 7 соответственно, вследствие чего прекратится и формирование высоковольтных импульсов и их инжекция в межэлектродный промежуток. Одновременно с выключением ключей 5 и 7 с выхода 18 блока управления 4 на управляющий вход ключа 6 начнет поступать сигнал включения этого ключа, что обусловит начало заряда накопительного конденсатора $C2$ до уровня $k_1 U_0$. По окончании заряда накопительного конденсатора $C2$ в момент времени, который определяется блоком управления 4 с помощью сигнала $U_{\text{осн}}$ и соответствует фазе (68...75) электр. град. относительно нулевой фазы напряжения холостого хода источника питания 10, с выхода 20 блока управления 4 на управляющий вход ключа 8 начнет поступать импульсный сигнал включения этого ключа.

При двухсторонней проводимости ключа 8 это вызовет колебательный разряд и перезаряд накопительного конденсатора $C2$ через первичную обмотку II выходного импульсного трансформатора $TV1$, вследствие чего в контуре конденсатор $C2$ –ключ 8–обмотка II трансформатора $TV1$ возникнут затухающие высокочастотные колебания. Так как емкость накопительного конденсатора $C2$ ощутимо больше емкости накопительного конденсатора $C1$, то на первичной II и вторичной III обмотках трансформатора $TV1$ сформируется высокочастотный импульс повышенного напряжения, амплитуда и частота высокочастотных колебаний которого значительно меньше, а длительность значительно больше, чем у высоковольтного импульса, формируемого при перезаряде накопительного конденсатора $C1$. В момент завершения разряда и перезаряда конденсатора $C2$ ключ 8 выключается и с этого момента возобновляется процесс заряда накопительного конденсатора $C2$. Далее все процессы заряда, разряда и перезаряда конденсатора $C2$ повторяются как описано выше. С вторичной обмотки III выходного импульсного трансформатора $TV1$ высокочастотные импульсы повышенного напряжения через защитный конденсатор $C3$ поступают в межэлектродный промежуток, вызывая при этом резкое повышение проводимости этого промежутка в интервалах бестоковых пауз, неизбежно возникающих при смене полярности тока дуги, создавая тем самым условия для беспрепятственного возбуждения каждой очередной полуволны тока дуги.

Если в процессе сварки возникнет перерыв в существовании устойчивой дуги переменного тока, то это вызовет прекращение поступления на вход 14 блока управления 4 сигнала $U_{\text{ост}}$, что обусловит соответствующее изменение состояния выходов 17–20 блока управления 4. Вследствие этого устройство

для механизированной сварки на переменном токе плавящимся электродом (электродной проволокой) автоматически возвратится к функционированию в режиме первоначального возбуждения дуги, а после повторного восстановления устойчивого дугового разряда в межэлектродном промежутке вновь автоматически перейдет к функционированию в режиме повторных возбуждений дуги переменного тока.

К отличительным особенностям разработанного комбинированного возбудителя-стабилизатора для механизированной сварки плавящимся электродом (электродной проволокой) можно отнести необходимость использования высоковольтных ключей и обратных связей по току и напряжению дуги, специфичность конструкции выходного импульсного трансформатора и наличие контактного узла.

В качестве электронных высоковольтных ключей 5–8 могут быть применены соответствующие силовые полупроводниковые приборы, например, тиристоры (65–95) классов типа T600N95 ТОН или рассчитанные на предельно допустимое напряжение коллектор–эмиттер 6500 В IGBT–модули типа FZ750R65KE3 фирмы INFINEON [22]. Для выбора и расчета параметров остальных элементов при проектировании и проектировании возбудителя-стабилизатора для механизированной сварки плавящимся электродом и ему подобных устройств можно воспользоваться соотношениями и рекомендациями, приведенными в работах [14, 15].

На рис. 2 приведена схема одного из возможных вариантов конструктивного исполнения выходного импульсного трансформатора возбудителя-стабилизатора для механизированной сварки плавящимся электродом. В состав трансформатора входят ферромагнитный сердечник 1, представляющий собой сплошной трубчатый цилиндр или набор кольцевых сердечников, изготовленных из ферритовых смесей или распыленного железа [15], внутренняя изоляционная термостойкая втулка 2 с двумя продольными отверстиями 3 и 4, в каждом из которых размещены виток отдельной первичной обмотки трансформатора (например, в отверстии 3 виток первичной обмотки 5, а в отверстии 4 виток первичной обмотки 6), установленный в изоляционной втулке 2 направляющий канал, содержащий жесткую внешнюю немагнитную втулку 7 и пружинистую внутреннюю немагнитную втулку 8 с низким сопротивлением трению при передвижении вдоль нее плавящегося электрода 9, который своим участком 10 образует вторичную обмотку трансформатора. Со стороны, обращенной к дуге, жесткая трубчатая втулка 7 соединена (например, резьбой) с наконечником 11 сварочной горелки. Электрод 9 сматывается с кассеты и с помощью механизма подачи автомата или полуавтомата проталкивается к дуге через

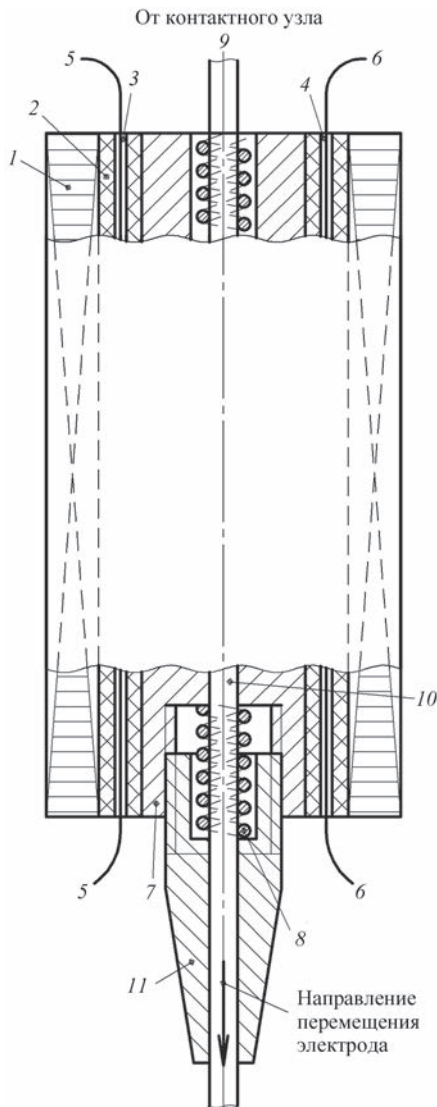


Рис. 2. Вариант конструктивной схемы выходного импульсного трансформатора возбuditеля-стабилизатора для механизированной сварки плавящимся электродом (электродной проволокой) (обозначения см. в тексте)

контактный узел разработанного возбuditеля-стабилизатора, направляющий канал его выходного импульсного трансформатора и наконечник 11. За счет обеспечиваемой с помощью ферромагнитного сердечника 1 и первичных обмоток 5 или 6 электромагнитной связи с участком 10 электрода 9 во время генерации в ГИН разработанного возбuditеля-стабилизатора высоковольтных импульсов или стабилизирующих горение дуги импульсов повышенного напряжения на участке 10 электрода 9 формируются импульсы с практически такими же параметрами, что и на соответствующей первичной обмотке выходного импульсного трансформатора.

Контактный узел разработанного возбuditеля-стабилизатора может быть выполнен в виде одного из широко известных механизмов зажима. Одним из примеров построения такого механизма зажима может служить конструкция, основ-

ные элементы которой представляют собой два контакта. Один из них неподвижен и через изоляцию жестко прикреплен к корпусной конструкции контактного узла, а второй может перемещаться в направлении, перпендикулярном продольной оси плавящегося электрода, до достижения такой степени прижатия, которая бы обеспечивала, с одной стороны, практически беспрепятственное перемещение плавящегося электрода, а с другой — надежный скользящий контакт с ним. Оба контакта со стороны, обращенной к плавящемуся электроду, снабжены полуцилиндрическими канавками, образующими цилиндрическую полость, через которую под воздействием усилий механизма подачи автомата или полуавтомата плавящийся электрод проталкивается через направляющий канал выходного импульсного трансформатора по направлению от кассеты к дуге.

Возбuditели-стабилизаторы, построенные на основе схемы (рис. 1) с выходным импульсным трансформатором, пример конструктивного выполнения которого приведен на рис. 2, успешно зарекомендовали себя при использовании в экспериментальных специализированных установках для точечной аргонодуговой сварки алюминиевых листовых строительных конструкций, а также в экспериментальных образцах оборудования для механизированной сварки плавящимся электродом диаметром (1,6...3,0) мм.

Выводы

1. Исходя из рассмотренных особенностей первоначального и повторных возбуждений дуги переменного тока, установлено, что совершенствование построения возбuditелей-стабилизаторов дуги возможно путем введения в силовую часть этих устройств дополнительного контура ГИН, содержащего, по крайней мере, дополнительный полупроводниковый ключ и последовательно соединенные отдельный емкостной накопитель и дополнительную первичную обмотку повышающего импульсного трансформатора и использования одновременно с этим обратных связей по току и напряжению дуги.

2. Создан возбuditель-стабилизатор для механизированной сварки плавящимся электродом (электродной проволокой) в среде защитных газов, что позволяет существенно расширить использование переменного тока при этом способе дуговой сварки.

1. 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.
2. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением; под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.

3. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Г. И. Лесков. – М.: Машиностроение, 1970. – 335 с.
4. Темкин Б. Я. Теория и расчет возбудителей сварочной дуги: автореф. дис. ... канд. техн. наук / Б. Я. Темкин. – Л., 1981. – 16 с.
5. Оборудование для дуговой сварки: справ. пособие; под ред. В. В. Смирнова. – Л.: Энергоатомиздат, 1986. – 656 с.
6. Arc initiation in gas metal arc welding / D. Farson, C. Courardy, J. Talkington et al. // Welding Research Suppl. – 1998. – № 8. – Р. 315–321.
7. Махлин Н. М. Особенности бесконтактного возбуждения дуги переменного тока / Н. М. Махлин // Автоматическая сварка. – 2015. – № 10. – С. 30–37.
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. 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.
10. Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги / Б. Е. Патон, И. И. Заруба, В. В. Дыменко, А. Ф. Шатан. – К.: Екологія, 2007. – 218 с.
11. Коротинский О. Є. Високоєфективні джерела живлення для дугового зварювання на основі індуктивно – ємнісних перетворювачів: дис. ... д-ра техн. наук / О. Є. Коротинський. – К., 2007. – 392 с.
12. <http://www.fronius.com/cps/rde/xchg/SID-A4272FC1-EE958500>
13. 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.
14. 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.
15. 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.
16. Теоретические основы электротехники: справочник по теории электрических цепей: под ред. Ю. А. Бычкова, В. Н. Золотницкого, Э. П. Чернышова. – СПб.: Питер, 2008. – 349 с.
17. Дудко Д. А. Тиристорные генераторы импульсов типа УПД-1 / Д. А. Дудко, В. Г. Федотенков, Н. М. Махлин // Автоматическая сварка. – 1980. – № 6. – С. 61–63.
18. А. с. 601877 СССР МПК: В23К 9/06. Устройство для возбуждения дуги / В. Г. Федотенков, Э. И. Шмаков, Г. П. Иванов, Н. М. Махлин. – 14.12.1977.
19. А. с. 490592 СССР, МПК: В23К 9/06. Устройство для возбуждения дуги / Э. И. Шмаков, В. Г. Федотенков, Г. Ф. Колесник, Н. А. Глебов. – Опубл. 05.11.1975. – Бюл. № 41.
20. Пат. UA 109334 України С2, МПК: В23К 9/067 (2006.1), В23К 9/073 (2006.1). Пристрій для збудження та стабілізації процесу горіння дуги змінного струму / Н. М. Махлін, О. Є. Коротинський, М. І. Скопюк – Опубл. 10.08.2015. – Бюл. № 15.
21. Зажигание дуги при сварке плавящимся электродом / В. А. Ленивкин, Г. Г. Кленов, Х. Н. Сагиров, Н. Г. Дюргеров // Автоматическая сварка. – 1986. – № 2. – С. 30–34.
22. <http://www.infineon.com>.

Поступила в редакцию 23.11.2015



“ПРОМЕТЕЙ”
ФГУП “ЦНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ”
ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РФ

Международная конференция «Ti-2016 в СНГ»

Конференция посвящена памяти академика РАН И. В. Горынина

29–31 мая 2016 г.

Санкт-Петербург

Организаторы

Межгосударственная ассоциация «Титан»

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

Место проведения конференции:

ЦНИИ КМ «Прометей» – пленарное заседание 30 мая 2016 г.

«Азимут отель Санкт-Петербург» – работа конференции 31 мая 2016 г.

Основные темы конференции:

- рынок титана
- морское применение титана
- рудная база титана
- производство губчатого титана
- новые виды оборудования
- производство слитков и проката из титановых сплавов
- производство и анализ рынка ферротитана
- научные исследования в области титана и его сплавов
- 3D-технологии в титане

<http://www.titan-association.com/#!ti-2016--/c154y>

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ИНВЕРТОРНЫЕ СВАРОЧНЫЕ ИСТОЧНИКИ ПИТАНИЯ С ПОВЫШЕННЫМ КОЭФФИЦИЕНТОМ МОЩНОСТИ

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

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет».
87500, г. Мариуполь, ул. Университетская, 7. E-mail: vburlaka@rambler.ru

Предложено схемное решение преобразователя с высокочастотной трансформаторной развязкой и трехфазным входом без промежуточного выпрямления входного напряжения. Использован модульный принцип построения системы: в каждой фазе установлены одинаковые высокочастотные AC/DC преобразователи с трансформаторной развязкой, выходы этих преобразователей соединены последовательно. Применение принципа непосредственного преобразования позволяет уменьшить количество элементов в силовой цепи источника, снизив тем самым потери энергии в нем. Кроме этого, преобразование энергии на высокой частоте позволяет значительно улучшить массогабаритные характеристики системы. Путем применения специального алгоритма управления силовыми ключами возможна активная коррекция входного коэффициента мощности и нейтрализация гармоник частоты сети в выходном напряжении источника, что значительно снижает требования к выходному фильтру. Разработанный источник имеет высокое быстродействие и может использоваться для обеспечения процессов сварки, требующих высоких скоростей изменения тока дуги. Библиогр. 14, табл. 3, рис. 4.

Ключевые слова: источник питания, сварочный инвертор, корректор коэффициента мощности, непосредственный преобразователь, прямое преобразование, качество электроэнергии, гальваническая развязка

В современных инверторных сварочных источниках питания обычно используется двойное преобразование энергии: переменное напряжение питающей сети выпрямляется и сглаживается, после чего поступает на DC/DC преобразователь, обеспечивающий заданные выходные параметры электрической энергии и трансформаторную развязку от сети.

Коэффициент мощности (КМ) источника определяется преобразователем переменного напряжения сети в постоянное. Зачастую эта задача решается с помощью диодного моста, к выходу которого подключен фильтрующий конденсатор большой емкости [1, 2]. Недостатками такого способа преобразования является низкий КМ – порядка 0,5...0,7 и большие искажения формы кривой потребляемого тока.

Повысить КМ можно либо посредством установки активного выпрямителя – корректора коэффициента мощности [3–7], либо путем применения принципа прямого преобразования энергии.

В работе [8] предложен вариант однофазного сварочного источника, в котором исключена функция выпрямления входного напряжения за счет применения четырехтранзисторного прерывателя переменного напряжения и низкочастотного (50 Гц) трансформатора с малым рассеянием. Источник имеет хорошие результаты по КПД и КМ, но использование низкочастотного трансформатора ведет к ухудшению массогабаритных характеристик устройств, использующих подобный принцип регулирования. Кроме того, при не-

обходимости сварки на постоянном токе в однофазных источниках в любом случае приходится применять накопитель энергии, обеспечивающий горение дуги в моменты перехода сетевого напряжения через нуль. Это может быть конденсатор фильтра или выходной дроссель.

Следует обратить внимание также на схемное решение источника с коррекцией коэффициента мощности [9, 10], в котором применен трехфазный понижающий трансформатор, работающий на частоте сети, а его вторичные обмотки нагружены на три понижающих DC/DC преобразователя, выходы которых соединены последовательно (рис. 1).

Диоды VD1–VD6 образуют три двухполупериодных выпрямителя, а элементы C1VT1VD7, C2VT2VD8, C3VT3VD9 — три понижающих преобразователя, работающие с общим высокочастотным сглаживающим дросселем L1. Конденсаторы C1–C3 имеют небольшую емкость и предназначены для ограничения импульсных перенапряжений, возникающих при закрытии силовых транзисторов. При этом их влиянием на формирование сетевого тока можно пренебречь.

Близкий к единице КМ достигается путем установки скважностей управляющих импульсов VT1–VT3 пропорциональными модулям мгновенных значений соответствующих фазных напряжений. При питании от симметричной сети на выходе подавлены гармоники сетевой частоты, что позволяет применять дроссель L1 с небольшой индуктивностью.

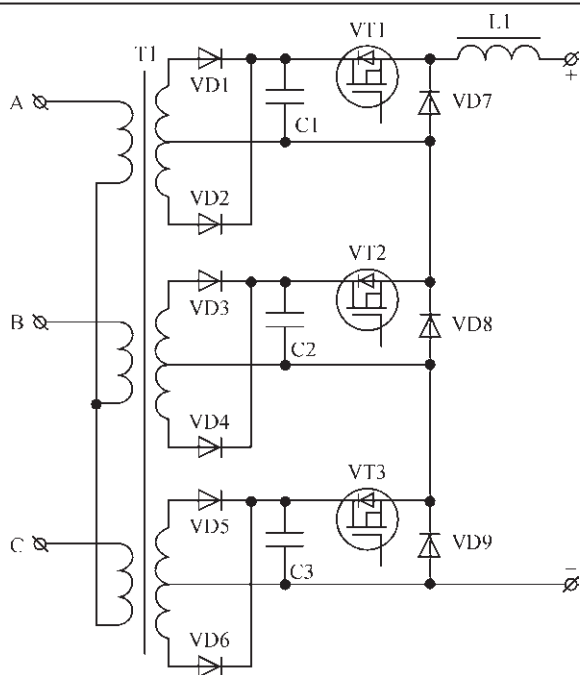


Рис. 1. Схема гибридного источника с НЧ трансформатором

В работе [8] обозначена перспективная задача создания трехфазных источников с разделительным высокочастотным трансформатором и непосредственным преобразованием и предложена схема однофазного источника с непосредственным преобразованием и высокочастотной трансформаторной развязкой. Источник выполнен на основе прямоходового преобразователя с трансформатором. К недостаткам предложенной в работе [8] схемы следует отнести плохое использование магнитопровода импульсного трансформатора из-за работы с постоянной составляющей магнитного потока и невозможность поддержания тока дуги в моменты перехода сетевого напряжения через нуль.

Улучшить использование трансформаторов источника питания можно за счет применения

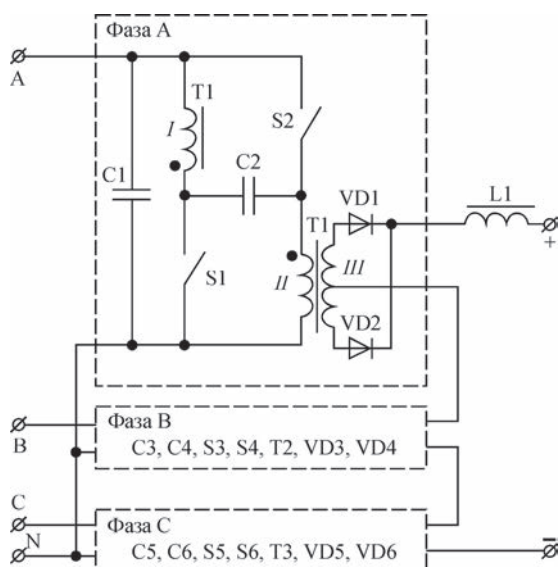


Рис. 2. Силовая часть источника с двухтактным режимом работы трансформаторов

двухтактного режима работы. Эта задача решена в модульном источнике питания [11], схематехника силовой части которого показана на рис. 2.

В каждой фазе источника питания установлен высокочастотный трансформатор, первичные обмотки которого включены таким образом, что ток намагничивания имеет разную полярность, в зависимости от включенного ключа (для фазы А это трансформатор Т1 и ключи S1, S2). Два конденсатора (C1, C2) предназначены для ограничения перенапряжений при переключении ключей. Выходная обмотка трансформатора подключена к двухполупериодному выпрямителю (диоды VD1, VD2). Выходы выпрямителей всех фаз соединены согласно-последовательно и подключены к выходу источника через сглаживающий дроссель L1.

Рассмотрим процессы, протекающие в элементах, соединенных с фазой А, поскольку в других фазах процессы аналогичны. Для упрощения анализа примем тот же ряд допущений, что и в ранее описанном источнике.

При замыкании ключа S1 первая обмотка трансформатора подключается к входному напряжению. ЭДС выходной обмотки открывает один из выходных диодов (VD1 или VD2) и закрывает другой, в зависимости от знака входного напряжения. Ток первой обмотки трансформатора (и ключа S1) при этом равен приведенному току нагрузки. Напряжения на конденсаторах C1, C2 равны между собой и равны входному напряжению.

После закрытия S1 напряжение на выходной обмотке исчезает, ток нагрузки равномерно распределяется между выходными диодами. Ток ключа S1 (это ток намагничивания T1) перебрасывается в конденсатор C2.

При открытии S2 процессы идут аналогично, но с той разницей, что производная от потокосцепления трансформатора имеет противоположный знак. Это позволяет избежать насыщения магнитопровода и обеспечить двухтактный режим работы.

Следует отметить, что ключи S1, S2 должны быть рассчитаны на напряжение, не меньшее удвоенной амплитуды входного фазного напряжения.

Если силовые ключи фазы А переключаются со скажностью $D_a(t)$, можно вычислить локальные средние (т.е. средние за период несущей частоты ШИМ) значения входного тока и выходного напряжения за период переключения. При этом максимальная скажность составляет $D_{\max} = 0,5$ (при больших скажностях оба ключа будут включены одновременно, что приведет к короткому замыканию входа). Для большей наглядности на рис. 3 приведена схема замещения для локальных средних.

Локальный средний входной ток будет равен:

$$\hat{i}_a(t) = 2I_L \text{sign}(u_a(t)) D_a(t). \quad (1)$$

Коэффициент 2 появляется из тех соображений, что ток потребляется два раза за период переключения (один раз — при включенном S1, второй — при включенном S2). Знак входного тока всегда совпадает со знаком напряжения благодаря действию выходного выпрямителя. Выходное напряжение соответственно:

$$\hat{e}_a(t) = 2 \frac{|u_a(t)|}{K_T} D_a(t). \quad (2)$$

Напряжение берется по модулю из-за наличия выходного выпрямителя.

Условие близкого к единице входного коэффициента мощности: $D_a(t) = v|u_a(t)|$, где v — коэффициент пропорциональности.

Выходное напряжение трех фаз источника питания при питании от трехфазной симметричной сети:

$$\begin{aligned} \hat{e}_a(t) + \hat{e}_b(t) + \hat{e}_c(t) &= \\ &= 2 \frac{|u_a(t)|}{K_T} v |u_a(t)| + \\ &+ 2 \frac{|u_b(t)|}{K_T} v |u_b(t)| + 2 \frac{|u_c(t)|}{K_T} v |u_c(t)| = \\ &= 2 \frac{v}{K_T} (u_a^2(t) + u_b^2(t) + u_c^2(t)) = 3 \frac{v}{K_T} U_m^2. \end{aligned} \quad (3)$$

Как видно из полученного выражения, в выходном напряжении нет компонентов с частотой сети или ее гармоник, что позволяет уменьшить индуктивность выходного дросселя L1.

Управление выходным напряжением осуществляется изменением параметра v при соблюдении условия ограничения скважности $D_a(t) \leq D_{\max}$. Подставив соответствующие выражения, получаем:

$$v |u_a(t)| \leq D_{\max}; \quad (4)$$

$$v \leq \frac{1}{2U_m}. \quad (5)$$

Отсюда максимальное выходное напряжение источника:

$$[\hat{e}_a(t) + \hat{e}_b(t) + \hat{e}_c(t)]_{\max} = \frac{3}{2} \frac{U_m}{K_T}. \quad (6)$$

В практической реализации трехфазного источника питания максимальное выходное напряжение составляет около 70 В при $U_m = 350$ В.

Количество витков обмоток трансформаторов также определяется из условия максимальной индукции B_m в магнитопроводе. Определим количество витков первичной обмотки W_I через уравнение ее максимального потокоцепления, которое

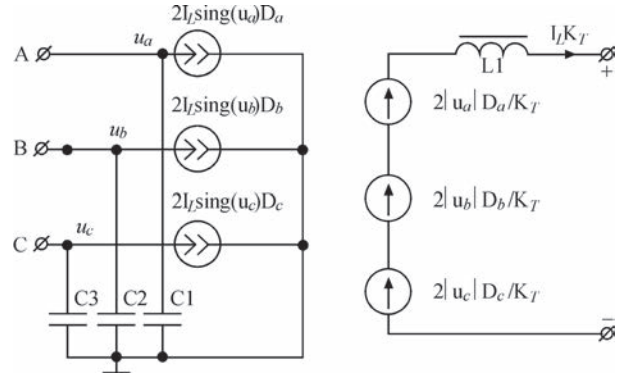


Рис. 3. Схема замещения источника рис. 2 для локальных средних

имеет место при переходе фазного напряжения через максимум при установленном максимальном выходном напряжении. С учетом двухтактного режима работы трансформатора (перематгничивание от $-B_m$ до B_m) можно записать:

$$\frac{U_m D_{\max}}{f} = 2B_m S W_I; \quad (7)$$

$$W_I = \frac{U_m D_{\max}}{2B_m S f}, \quad (8)$$

где S — сечение магнитопровода, м^2 .

Варианты практической реализации источника с силовой частью по рис. 2 могут быть различными. На рис. 4, а–в приведены несколько вариантов.

На рис. 4, а двунаправленные ключи выполнены в виде двух встречно-последовательно соединенных IGBT транзисторов с обратными диодами.

В варианте схемы, показанном на рис. 4, б, на входе каждого фазного модуля установлен диодный мост, что позволяет вдвое сократить количество силовых транзисторов и упростить систему управления. Цена упрощения — сниженный КПД из-за увеличения числа полупроводниковых элементов в силовой цепи (два диода моста и транзистор).

В варианте, приведенном на рис. 4, в, ключи выполнены из двух встречно-параллельно соединенных RB IGBT транзисторов, способных выдерживать обратное напряжение. Это решение позволяет свести количество полупроводниковых элементов в силовой цепи источника до одного, тем самым повысить эффективность. Кроме того, для снижения потерь энергии на выходе применен синхронный выпрямитель на MOSFET транзисторах с малым сопротивлением канала.

В практической реализации источника использована схема рис. 4, а. Для фазных трансформаторов применены сердечники E42/21/20 (EPCOS) из материала N87 с сечением магнитопровода $S = 234 \text{ мм}^2$; максимальная индукция принята равной $B_m = 0,25$ Тл. Частота переключения $f =$

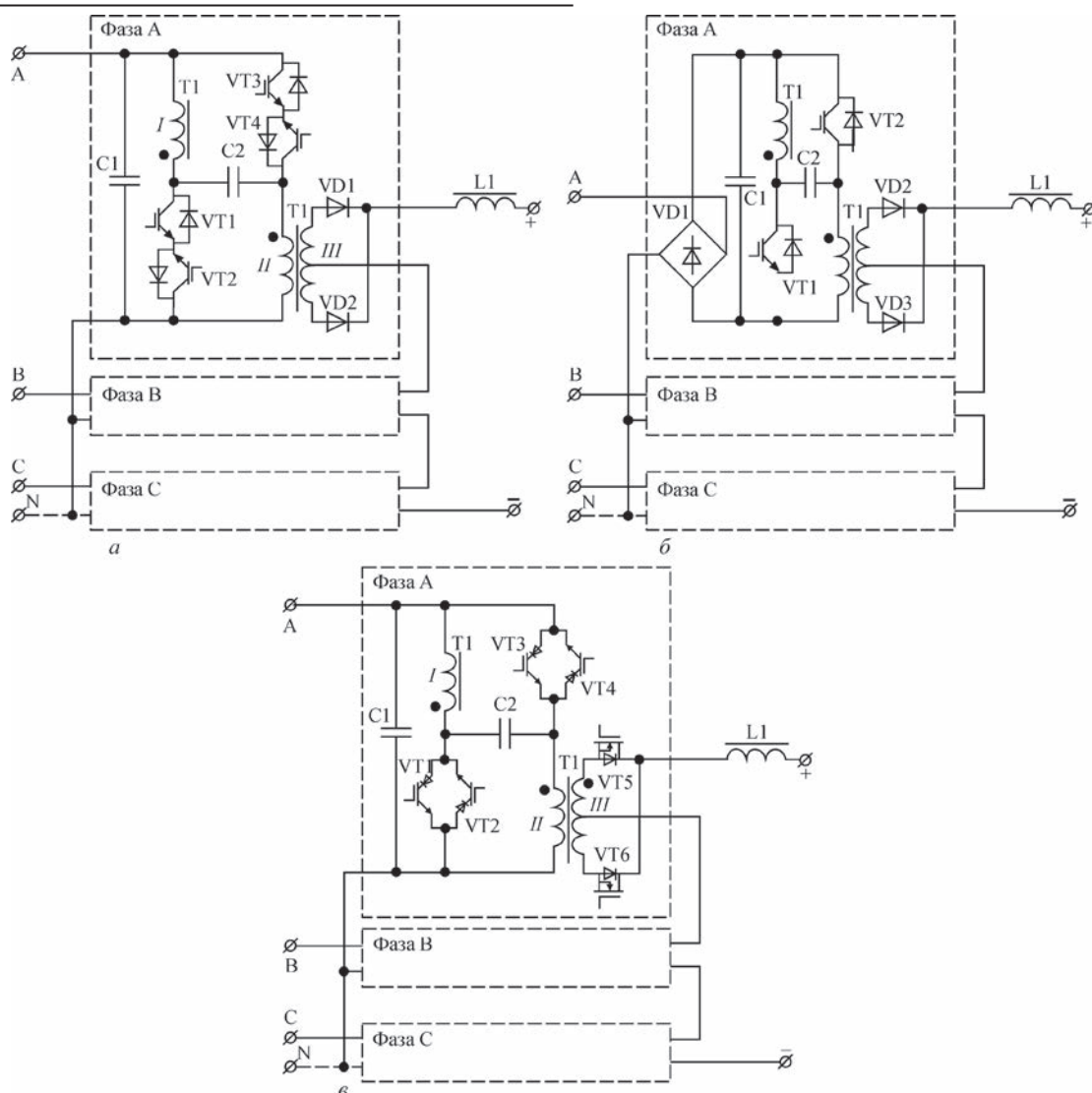


Рис. 4. Варианты силовой части источника по рис. 2 (описание а–в см. в тексте)

$= 20$ кГц, $U_m = 350$ В. По этим данным получаем $W_I = 75$ витков.

Силовые транзисторы типа STGW30N120KD. Диоды выходных выпрямителей — сборки типа 80CTQ150. Коэффициент трансформации высокочастотных трансформаторов равен 7,5 (выходная обмотка имеет 2 секции по 10 витков). Конденсаторы имеют емкость 4,7 мкФ и рабочее напряжение 400 В. Выходной дроссель L1 имеет индуктивность 45 мкГн при токе 60 А (43 витка на тороидальном сердечнике T184-52).

Схема управления выполнена на однокристальном микроконтроллере STM32F100C4T6B (STMicroelectronics), работающего на частоте 24 МГц. Контроллер формирует для каждой фазы два широтно-импульсных сигнала Φ_1 и Φ_2 (для ключей S1 и S2). Эти сигналы распределяются между транзисторами в зависимости от знака фазного напряжения. В табл. 1 приведено это распределение для фазы А.

Формирование управляющих сигналов для затворов силовых транзисторов осуществляет-

ся с помощью специализированных оптопар FOD3120. Вычислительные способности примененного микроконтроллера позволяют реализовать работу источника без подключения к нейтрали сети, при этом балансировка входных напряжений фазных модулей осуществляется программно по известному принципу «два из трех» [12, 13]: корректировка скважностей производится в фазах с максимальным и минимальным напряжением, что позволяет управлять смещением нейтрали звезды, образованной фазными модулями.

В источнике по схеме рис. 4, б могут быть применены транзисторы IXRP15N120 (IXYS), в выходном выпрямителе — транзисторы IRFS4115-7P (International Rectifier), трансформаторы и конденсаторы те же, что и в источнике по схеме рис. 4, а. Формирование управляющих сигналов для транзисторов фазы А приведено в табл. 2 (восклицательный знак (!) означает операцию логического отрицания — NOT).

Таблица 1. Распределение сигналов управления

Фазное напряжение	VT1	VT2	VT3	VT4
$u_{AN} > 0$	Φ_1	1	Φ_2	1
$u_{AN} < 0$	1	Φ_1	1	Φ_2

Таблица 2. Управляющие сигналы для схемы рис. 4, в

Фазное напряжение	VT1	VT2	VT3	VT4	VT5	VT6
$u_{AN} > 0$	Φ_1	1	Φ_2	1	$!\Phi_1$	$!\Phi_2$
$u_{AN} < 0$	1	Φ_1	1	Φ_2	$!\Phi_2$	$!\Phi_1$

Таблица 3. Зависимость параметров макета источника от выходного тока

Выходная мощность, кВт	0,25	0,5	1	1,8
Коэффициент мощности	0,95	0,98	0,99	0,99
Коэффициент гармоник сетевого тока, %	28	15	5	4

Пары сигналов (Φ_1 ; $!\Phi_1$) и (Φ_2 ; $!\Phi_2$) формируются с бестоковой паузой, необходимой для корректной коммутации силовых ключей.

Ухудшение параметров при малой нагрузке объясняется тем, что во входном токе начинают преобладать низкочастотные гармоники выпрямителей VD1C1 (рис. 4, б). Для схем (рис. 4, а, в) снижение коэффициента мощности при малой нагрузке будет из-за емкостного тока, протекающего через входные конденсаторы (C1, рис. 4, а, в).

Установка скважностей управляющих импульсов ключевых транзисторов пропорционально модулям мгновенных значений соответствующих фазных напряжений не является единственным возможным алгоритмом управления предложенным преобразователем. Так, в работе [14] выполнен обзор способов формирования входных токов активных трехфазных выпрямителей при различных условиях в питающей сети — несимметрии и наличии высших гармоник напряжения. Несмотря на то, что исследование [14] выполнено для активных выпрямителей тока и активных выпрямителей напряжения, его результаты с некоторыми ограничениями могут быть распространены и на предложенный источник прямого преобразования, так как его схема замещения (рис. 3) соответствует активному выпрямителю тока. Из выводов, изложенных в работе [14], следует, что при несимметрии сети оптимальным является управление с целью минимизации пульсаций выходного тока, а при искажении сетевых напряжений оптималь-

ным является метод, при котором фазные токи повторяют по форме фазные напряжения.

Применение рассмотренных преобразователей трехфазного напряжения в постоянное позволит не вносить искажений в напряжение сети питания, уменьшить потери энергии в преобразователе, улучшить его динамические и массогабаритные характеристики.

1. Bin Wu. High power converters and AC drives / Wu Bin. — IEEE Press, Wiley-Interscience. — New Jersey, 2006. — 333 p.
2. Kolar J. W. The essence of three-phase PFC rectifier systems / J. W. Kolar, T. Friedli: Proc. Of IEEE 33rd International Telecommunications Energy Conference (INTELEC), 9–13 oct., 2011. — 27 p.
3. Harmonic reduction of CO₂ welding machine using single-switch, three-phase boost converter with six order harmonic injection PWM / J. H. Lee, J. H. Kim, S. S. Kim [et al.] // IEEE ISIE'01 Proc. 2001. — Vol. 3. — P. 1526–1529.
4. Salo M. A high performance three-phase DC voltage source — an application to a welding machine / M. Salo, H. Tuusa, J. Nyqvist // IEEE APEC'01 Proc. — 2001. — Vol. 2. — P. 793–799.
5. A 10 kW single-stage converter for welding with inherent power factor correction / N. Huang, D. Zhang, T. Song [et al.] // IEEE APEC'05 Proc. — 2005. — Vol. 1. — P. 254–259.
6. Schenk K. A Simple Three-Phase Power Factor Corrector with Improved Harmonic Distortion / K. Schenk, S. Cuk: PESC 1997. — P. 399–405.
7. Huang Q. Harmonic Reduction in a Single-Switch, Three-Phase Boost Rectifier with High Order Harmonic Injected PWM / Q. Huang, F. Lee: PESC 1996. — P. 790–797.
8. Рудык С. Д. Перспективные источники сварочного тока / С. Д. Рудык, В. Е. Турчанинов, С. Н. Флоренцев // Электротехника. — 1998. — № 7. — С. 8–13.
9. Пат. JP 7-46846 А Япония. МПК H02M 7/25, 3/155, 7/08. — Three-phase rectifier / Sekino Yoshihiro. — № 05-208530; заявл. 30.07.1993; опубл. 14.02.1995.
10. Пат. 63702 Украина на корисну модель. МПК H02H 7/09 (2006.01) Джерело живлення з трифазним входом / В. В. Бурлака, С. В. Гулаков; заявитель и патентообладатель Приазов. гос. техн. ун-т — № u 2009 13205; заявл. 18.12.2009; опубл. 25.10.2011. — Бюл. № 20. — 3 с.
11. Пат. 102042 України на винахід, МПК H02M 7/155 (2006.01) Багатофазне джерело живлення / В. В. Бурлака, С. В. Гулаков; заявитель и патентообладатель Приазов. гос. техн. ун-т — № а 2012 05831; заявл. 14.05.2012; опубл. 27.05.2013. — Бюл. № 10. — 6 с.
12. Novel three-phase Y-rectifier cyclic 2 out of 3 DC output voltage balancing / J. Biela, U. Drofenik, F. Krenn [et. al.]: in proc. 29th International Telecommunications Energy Conference, 2007 (INTELEC 2007). — P. 677–685.
13. Three-Phase Y-Rectifier Cyclic 2 Out of 3 DC Output Voltage Balancing Control Method / J. Biela, U. Drofenik, F. Krenn [et. al.]: in proc. IEEE Transactions on Power Electronics. — 2009. — Vol. 24, Issue 1. — P. 34–44.
14. Кондратьев Д. Е. Трехфазные выпрямители с активной коррекцией коэффициента мощности и двунаправленной передачей энергии: автореф. на получение уч. степени канд. техн. наук: 05.09.12 / Д. Е. Кондратьев. — Москва, 2008. — 20 с.

Поступила в редакцию 20.05.2015

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>

СОСТАВ, СТРУКТУРА И ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ВОССТАНОВЛЕНИЯ И УПРОЧНЕНИЯ ИЗНОШЕННЫХ ДЕТАЛЕЙ*

А. В. ПАУСТОВСКИЙ, Ю. Г. ТКАЧЕНКО, Р. А. АЛФИНЦЕВА, Д. З. ЮРЧЕНКО, В. Г. ХРИСТОВ

Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3.
E-mail: tkachenko_yuri@ukr.net

Разработаны электродные материалы для получения электроискровых покрытий из сплава колманой-WC, с содержанием WC 10...70 мас. % и твердых сплавов с использованием TiC, Mo₂C, TiN, Co, Cr, Ni, Al. Исследованы фазовый состав, структура, кинетика массопереноса, твердость и износостойкость электроискровых покрытий из разработанных сплавов. Показано, что в сплавах колманой, колманой-10 % WC и колманой-25 % WC наблюдается структура эвтектического характера. При энергии импульса 7,5 Дж толщина сформированных покрытий составила 3...5 мм. Износостойкость покрытий колманой-WC в 3,5 раза выше покрытий из сплава колманой. Установлено, что структура и состав разработанных электродных материалов из твердых сплавов на основе TiC позволяют получить электроискровые покрытия толщиной до 100 мкм, твердостью до 14 ГПа. Разработанные электродные материалы применены в промышленных условиях для упрочнения и восстановления электроискровым способом изношенных деталей из конструкционных сталей. Библиогр. 4, табл. 3, рис. 7.

Ключевые слова: электроискровое упрочнение, электродные материалы, восстановление деталей, эрозионные свойства, свойства покрытий, износостойкость, жаростойкость

Получение электроискровым способом толстых покрытий для восстановления изношенных поверхностей имеет ряд особенностей, требующих разработки электродных материалов, способных к эрозии преимущественно в жидкой фазе. Основой этих композиций должны быть металлы, продукты эрозии которых хорошо адгезируют к материалу основы. Реализация этих принципов при создании электродных материалов существенно повысит эффективность нанесения покрытий на металлические поверхности.

Эвтектические сплавы на основе никеля и железа, содержащие легирующие добавки бора, кремния, хрома, используются при получении плазменных и детонационных покрытий [1]. Применение таких сплавов для электроискрового легирования требует исследований структуры и свойств полученных покрытий, разработки технологии получения компактных электродов и разработки технологического процесса.

Для получения износостойких (толщиной 0,5...2 мм) электроискровых покрытий были исследованы материалы электродов из сплава с эвтектической структурой системы Ni-Ni₃B, легированного кремнием и медью, а также с добавками WC. Предыдущие исследования [2] показали це-

лесообразность работы в этом направлении. В данной работе выполнены исследования и разработаны технологии получения эвтектического сплава Ni-Ni₃B, входящего в класс колманой, разработаны технологии получения порошковых смесей системы WC-колманой с различным соотношением компонентов. Разработана технология и установлены оптимальные режимы прессования и последующего спекания порошковых смесей с целью получения электродов, в которых пористость не превышает 10 %.

С целью получения покрытий высокой твердости и толщиной 40...80 мкм наиболее эффективное направление современных исследований заключается в разработке электродных материалов, содержащих в основе тугоплавкие соединения с металлической связкой, оптимизации состава и структуры этой связки и технологии изготовления электродов. Целесообразным является проведение работы по созданию электродных материалов с использованием TiC, Mo₂C, TiN, Co, Cr, Ni, Al.

Сплавы системы колманой-WC. Электродные материалы колманой-WC были изготовлены методами порошковой металлургии: размол, смешивание, введение пластификатора, прессование и спекание. Для разработки электродного матери-

* По материалам работы, выполненной в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» (2013–2015 рр.).

ала был использован порошок сплава на основе никеля, принадлежащего к группе сплавов колманой, полученный методом распыления. Этот сплав находится в области тройной эвтектики с основной фазой твердого раствора на основе никеля, температура плавления которой около 860 °С, что обеспечивает при электроискровом легировании высокий массоперенос и толщину покрытия, достаточную для восстановления изношенных деталей. В качестве добавки была использована медь. Как раскислитель использовали кремний, наиболее эффективную легирующую добавку, которая значительно увеличивает жаростойкость. Твердость сплава зависела от количества вводимого карбида вольфрама.

Порошок карбида вольфрама размалывали в шаровой мельнице в среде спирта–ректификата при массовом соотношении «порошок : твердосплавные шары : спирт» – 2:6:1. Время размолла — 72 ч. Размер частиц порошка основной фракции менее 1 мкм.

Смесь колманой-карбид вольфрама получали путем размолла-смешивания в течение 4 ч при массовом соотношении «порошок : твердосплавные шарики : спирт» – 2:8:1. После размолла смесь сушили в сушильном шкафу и смешивали с 5 %-ным раствором синтетического каучука в бензине. Полученные смеси сушили в вытяжном шкафу и протирали на сите 045. Были получены порошковые смеси колманой-(10, 20, 25, 30, 40, 50, 70) мас. % WC. Заготовки размером 4×4×70 мм прессовали на гидравлическом прессе под давлением 300 МПа. Пористость заготовок составляла 40...42 %. Прессовки сушили в сушильном шкафу при температуре 150 °С в течение 12 ч.

Спекание электродов проводили в 2 этапа. Предварительное спекание в муфельной печи в среде водорода при температуре 800 °С в течение 2 ч. Скорость повышения температуры 0,06 град/с. Образцы размещались в засыпке из прокаленного глинозема с 2 %-ной добавкой графитовой крупки. Окончательное спекание производилось в вакуумной печи в вакууме $6,67 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре 960...980 °С в течение 2 ч. При такой температуре спекания образцы имеют пористость до 10 %, которая является оптимальной. При большей пористости, которая получается при меньшей температуре спекания, электрод в процессе нанесения покрытия нагревается до 800...1000 °С вследствие уменьшения его теплопроводности и происходит значительное окисление материала покрытия.

Микроструктура сплава колманой — структура доэвтектического сплава соответственно диаграммы фазовых равновесий Ni–Ni₃B. Первичная фаза — твердый раствор бора, меди и кремния на основе никеля с микротвердостью 2,3 ГПа, вторич-

ная фаза — эвтектика, состоящая из твердого раствора на основе никеля и боросилицидной фазы на основе никеля, с микротвердостью 7...8 ГПа. Рентгенофазовый анализ литого никеля и сплава колманой свидетельствует, что при легировании никеля кремнием и медью образуются твердые растворы замещения, а легирование бором приводит к образованию твердого раствора внедрения, в результате чего параметр решетки твердого раствора на основе никеля увеличивается от 0,3520 нм для никеля до 0,3588 нм для сплава колманой (атомные радиусы — $a_{Ni} = 0,124$, $a_{Si} = 0,134$, $a_{Cu} = 0,128$ нм [3]). Расчет параметров кристаллической решетки для WC показал, что в данном случае элементы бор и кремний растворяются в карбиде вольфрама, образуя твердые растворы замещения. Медь растворяется в никеле. Микроструктура сплавов, содержащих 25, 50, 60, 70, 80 % WC, представляет собой конгломерат мелкозернистых фаз твердого раствора на основе никеля и тугоплавких карбо-боросилицидных сочетаний. Полученные микроструктуры имеют типичные признаки структур твердых сплавов WC–Co (смесь иглообразных фаз карбида вольфрама и твердого раствора на основе металла).

Электроискровую обработку поверхности стали 45 разработанными сплавами колманой-WC выполняли на установке «ЭЛИТРОН-52» на нулевом режиме при напряжении 100 В, энергии импульса — $E_{имп} = 7,5$ Дж. Массоперенос с анода на катод измеряли путем взвешивания образцов на аналитических весах. Твердость покрытия измеряли на приборе ПМТ-3. Значение массопереноса для электродов с различным содержанием WC (от 10 до 70 мас. %) изменялось соответственно от 2,3 до 0,49 г/см² с максимум 2,7 при содержании 25 мас. % WC. Проведенные исследования зависимости твердости полученных покрытий от содержания WC в электродах показали значительное повышение твердости — от 3 до 8,7 ГПа. Для восстановления закаленных стальных деталей оптимальными оказались электроды, содержащие 50...60 % WC. При использовании сплава с 50 % WC твердость покрытия около 5 ГПа, однако его перенос на подложку на 25 % ниже, чем для сплава колманой. В случае использования сплава с 60 % WC твердость покрытия 7 ГПа. Его массоперенос в 1,5 раза ниже, чем в случае сплава колманой. Этого достаточно для получения покрытий толщиной до 2 мм. Сплав с 70 % WC дает возможность получать покрытия с твердостью 8,7 ГПа, но его перенос в 5 раз меньше, чем сплава колманой.

Проведенные исследования показали, что изменяя соотношение компонентов в сплаве колманой-WC, можно получать в соответствии с потребностями различные значения толщины покрытия, например на стали 45: из электродного

материала колманой — 4,2...4,8; колманой-25 % WC — 4,0...4,5; колманой-50 % WC — 3,2...3,8 мм, а также его твердости. Разработанные сплавы рекомендованы для восстановления изношенных деталей из конструкционных сталей.

Надо отметить, что поверхность покрытий, полученных на установке «ЭЛИТРОН-52» при мощной энергии импульса, является «бугристой» и требует дальнейшей механической обработки.

Исследование кинетики массопереноса сплавов колманой-WC на сталь 45 проводили также на установке ЭФИ-46А на режиме: частота колебаний 100 Гц, ток короткого замыкания $I_{кз} = 4$ А, рабочий ток $I_p = 1,5...2,0$ А, энергия одного разряда $E = 0,28$ Дж, (что в 27 раз меньше энергии на установке «ЭЛИТРОН-52») время обработки 10 мин/см². Определялась кинетика изменений следующих параметров: эрозии анода Δ_a , масса увеличения катода Δ_k (подложка – сталь 45), определенные за каждую минуту обработки 1 см² подложки.

На рис. 1 приведены зависимости прироста массы катода Δ_k при электроэрозионной обработке поверхности стали 45 сплавами системы колманой-WC, колманой и стандартным сплавом BK20.

Микротвердость покрытий, полученных на установке ЭФИ-46А, представлена на рис. 2. Сравнение значений микротвердости покрытия с 10 % WC с покрытием, содержащим 70 % WC, показало, что микротвердость последнего, в зависимости от расстояния до поверхности, в 5 раз превышает микротвердость покрытия колманой-10 % WC.

Исследования на трение и износ покрытий на стали 45 в условиях сухого трения скольжения на воздухе при комнатной температуре по схеме вал-плоскость проводили на машине трения при скорости скольжения 10 м/с и нагрузке 10 кг [4]. Покрытия на торцевой поверхности обрабатывали до чистоты $Ra = 0,2$ мкм. Определяли коэффициент трения f и интенсивность изнашивания I , мкм/км. Для сравнения были испытаны образцы стали 45 без покрытия. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Результаты проведенных исследований показали, что износостойкость покрытий увеличивается с увеличением содержания WC. Износостойкость покрытия при применении электрода с 70 % WC почти в 9 раз больше износостойкости стали.

Проведенные исследования свойств электроискровых покрытий (значения массопереноса, толщины, твердости и износостойкости) дали возможность определить оптимальное содержание легирующих элементов: меди — 4...5, бора — 0,5...0,7, кремния — 3,2 %, что обеспечивает образование тройной эвтектики Ni-Ni₃B-Si-Cu, невысокая температура плавления которой позволяет получать высокие значения массопереноса элект-

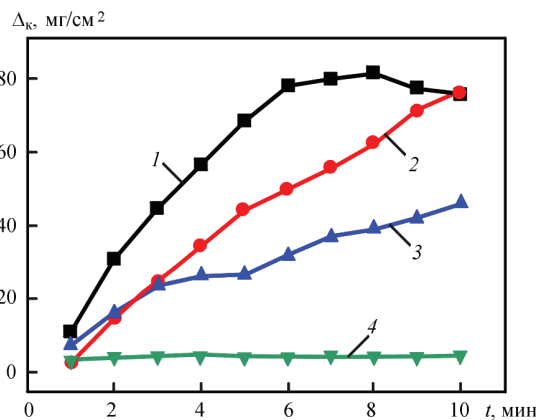


Рис. 1. Кинетические зависимости прироста массы катода Δ_k при электроэрозионной обработке стали 45 сплавами системы колманой-WC и сплавом BK20: 1 — колманой-25 % WC; 2 — колманой; 3 — колманой-70 % WC; 4 — BK20

родного материала на поверхность детали. Содержание WC регулируется твердость покрытия.

Электродные материалы на основе карбида титана. Объектами исследования выбраны сплавы на основе карбидов титана с добавками тугоплавких соединений (Mo_2C , TiN), а также металлов Co, Cr, Al и Ni. При изготовлении образцов использовали порошки тугоплавких соединений Донецкого завода химреактивов, а также технические порошки никеля, кобальта и хрома.

Образцы сплавов изготавливали путем размол исходных компонентов в заданном соотношении в планетарной мельнице с последующим горячим прессованием. Размол порошковых смесей $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$, $\text{TiC-Mo}_2\text{C-TiN-Co-Cr}$ и TiC-Co-Ni-C проводили в среде ацетона при соотношении «порошок : стальные шарики» = 1: 5 в течение 30 мин. Размер частиц основной фракции полученных смесей составлял менее 1 мкм. Горячее прессование образцов в графитовых пресс-формах проводили на гидравлическом прессе при температурах 1420...1500 °C, давлении 30 МПа и продолжительности спекания 5...20 мин. Относительная плотность горячепрессованных образцов составляла 0,96...0,98.

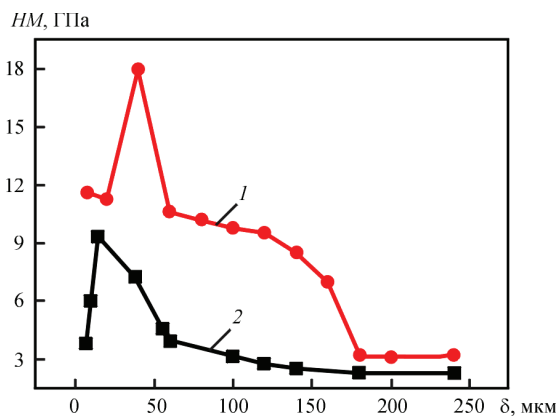


Рис. 2. Зависимость микротвердости покрытий от расстояния до поверхности: 1 — колманой-70 % WC; 2 — колманой-10 % WC

Таблица 1. Интенсивность изнашивания покрытий системы колманой–WC на стали 45 ($P = 10$ кг, $v = 10$ м/с)

Материал электрода	I , мкм/км	f
колманой	64,5	0,29
колманой + 10 % WC	60,8	0,28
колманой + 25 % WC	58,6	0,30
колманой + 38 % WC	37,5	0,37
колманой + 60 % WC	37,0	0,38
колманой + 70 % WC	18,5	0,30
Сталь 45	160	0,40

Разработанные карбидотитановые сплавы были использованы в качестве электродных материалов для нанесения защитных покрытий на стальную подложку из стали 45. Электроискровую обработку стальных поверхностей проводили на установке «ЭЛИТРОН-22А» при $I_p = 0,8; 1,3; 1,8$ и $2,3$ А. В процессе исследования определяли массу эродированного материала анода Δ_a , мг и прирост массы катода Δ_k , мг/см². Исследования фазового состава горячепрессованных образцов карбидотитановых сплавов и структуры защитных электроискровых покрытий из них на стальной подложке проводили на установке ДРОН-3М в CuK_α -излучении. Электронномикроскопические исследования субструктуры и изломов горячепрессованных образцов на основе карбида титана, а также сформированных электроискровых слоев на стальной подложке (по глубине) осуществляли на установке ПЕМУ SelMI. Плотность полученных образцов определяли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах марки АДВ-200, микротвердость HM — на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке на индентор 1,0 Н.

Проведен рентгенофазовый анализ электродных материалов следующих составов (мас. %): TiC-12Co-3Ni-0,5C , $\text{TiC-5Mo}_2\text{C-12Co-5Cr}$ и $\text{TiC-5Mo}_2\text{C-10TiN-12Co-5Cr}$, а также покрытий, нанесенных на подложку из стали 45 с использованием указанных электродных сплавов (табл. 2 и 3).

Согласно данным рентгеновских исследований стальная подложка представляет собой α -Fe с очень незначительным количеством оксида железа Fe_2O_3 . Основной фазой электродного сплава TiC-Co-Ni-C является карбид титана несте-

хиометрического состава в области гомогенности TiC_{1-x} . Кроме того, выявлено β -Co и присутствующие на дифрактограмме линии очень слабой интенсивности, которые идентифицированы как оксид титана $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$. В электроде $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$ аналогично электроду TiC-Co-Ni-C основной фазой является карбид титана нестехиометрического состава в области гомогенности TiC_{1-x} . Выявлен карбид хрома Cr_3C_2 . Также согласно дифрактограммы в электродном материале присутствуют следы Co(Ti) , карбида молибдена Mo_2C , интерметаллида CoTi_2 и оксида титана $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$. В сплаве $\text{TiC-Mo}_2\text{C-TiN-Co-Cr}$ основной фазой является карбонитрид титана TiCN . На дифрактограмме присутствуют также слабые линии, которые идентифицированы как интерметаллиды Cr_2Ti , Co_3Ti , а также очень слабые линии оксида титана $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$.

Разработанные сплавы имеют подобную структуру и отличаются только дисперсностью. В сплаве $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$ размер зерен карбида титана достигает 10 мкм, а в сплаве $\text{TiC-Mo}_2\text{C-TiN-Co-Cr}$ он не превышает 5 мкм. В этих сплавах по данным локального рентгеноспектрального анализа наблюдаются зернограницные прослойки, содержащие Co и Cr.

В сплаве TiC-Co-Ni-C зерна карбида титана размером от 2 до 10 мкм разделены прослойкой зернограницной фазы толщиной до 1 мкм. Зернограницная фаза по данным локального рентгеноспектрального анализа содержит Co и Ni. В образце наблюдаются поры (в основном по границам зерен) до 10 мкм.

На рис. 3 показана кинетика прироста массы катода из стали 45 при электроискровом легировании электродами из карбидотитановых твердых сплавов, а также стандартного сплава ТН-20 ($\text{TiC-15 \% Ni-6 \% Mo}$).

Максимальный эффект при формировании защитного покрытия на стальной подложке наблюдается при использовании сплава на основе карбида титана, содержащего карбид молибдена, кобальт и хром. При этом масса перенесенного электродного сплава на стальную подложку более

Таблица 2. Фазовый состав и микротвердость электродных материалов

Состав сплавов, мас. %	HM , ГПа	Фазовый состав сплавов
$\text{TiC-5Mo}_2\text{C-10Co-5Cr}$ (1)	27,0	TiC_{1-x} , Cr_3C_2 , Mo_2C , CoTi_2 , $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$
$\text{TiC-5Mo}_2\text{C-10TiN-12Co-5Cr}$ (2)	25,6	TiCN , Cr_2Ti , Co_3Ti , $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$
TiC-12Co-3Ni-0,5C (3)	24,5	TiC_{1-x} , β -Co, $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$

Таблица 3. Фазовый состав покрытий на стальной подложке из сплавов на основе карбида титана

Состав электродного материала, мас. %	Фазовый состав покрытия на подложке из стали 45
$\text{TiC-5Mo}_2\text{C-10Co-5Cr}$ (1)	TiC_{1-x} , Cr_7C_3 , $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$, Co(Ti) , Cr_2Ti
$\text{TiC-5Mo}_2\text{C-10TiN-12Co-5Cr}$ (2)	TiCN , $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$, Co(Ti) , Co_3Ti , FeTi
TiC-12Co-3Ni-0,5C (3)	TiC_{1-x} , Co(Ti) , $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$, Fe_2O_3 , CoO , CoTi_2

чем в 3 раза выше по сравнению со стандартным твердым сплавом ТН-20.

Как свидетельствуют результаты рентгенофазового анализа сформированных покрытий (табл. 3), в покрытиях, полученных при электроискровом легировании с $I_p = 0,8$ и $1,3$ А и использованием электрода TiC-Co-Ni-C , основной фазой является карбид титана нестехиометрического состава в области гомогенности TiC_{1-x} с межплоскостным расстоянием, которое несколько меньше, чем такое же в электродном материале. В покрытии также присутствует твердый раствор титана в кобальте $\text{Co}(\text{Ti})$, оксид титана $\text{Ti}_x\text{O}_{2x-1}$. Кроме того, в покрытии проявляются составляющие подложки Fe и оксид железа Fe_2O_3 , а также наблюдаются слабые линии, которые могут указывать на наличие в покрытии следов оксида кобальта CoO и интерметаллида CoTi_2 .

Проведенные электронномикроскопические исследования морфологии поверхности электроискровых покрытий из сплавов на основе TiC показали, что для всех трех покрытий характерно наличие на поверхности двух видов морфологий: первая — поверхность оплавлена, вторая представлена накоплением округлых частиц размерами от долей микрона до 10 мкм. В покрытиях, сформированных из первых двух сплавов, наблюдаются накопления мелких округлых частиц, в случае использования сплава № 3 округлые частицы достаточно равномерно распределены по поверхности. На относительно гладких оплавленных участках наблюдаются трещины. Исследование состава методом локального рентгеноспектрального анализа не показало отличий в составе оплавленных участков и участков, покрытых накоплениями частиц. Анализ поперечных сечений электроискровых покрытий из сплавов на основе карбида титана на подложке из стали 45 показал, что толщина сформированных покрытий составляет 50...100 мкм.

На этих же образцах было изучено распределение микротвердости по глубине покрытий (рис. 4). Из приведенных данных видно некоторую аномалию в изменении микротвердости по глубине покрытия, а именно — на расстоянии от поверхности покрытия 10...15 мкм микротвердость составляет 7...9 ГПа с последующим ее повышением, по мере удаления от поверхности, до значений 12...14 ГПа. Объяснение этому следует искать в изменении содержания элементов по толщине покрытий, например кислорода в приповерхностном слое. Так, чем меньше содержание кислорода, тем меньше наличие твердых фаз, содержащих кислород (табл. 3) в процессе формирования электроискровых покрытий.

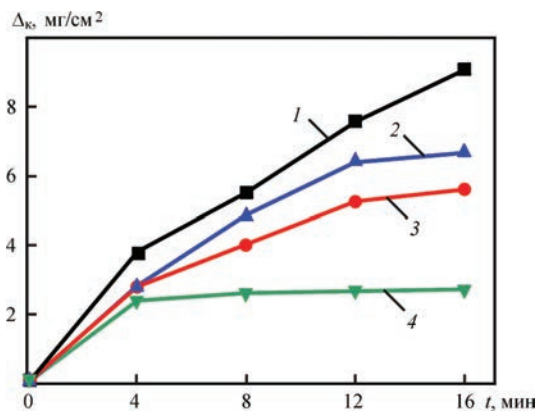


Рис. 3. Кинетика прироста массы катода из стали 45 при электроискровом легировании сплавами на основе карбида титана: $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$ (1), $\text{TiC-Mo}_2\text{C-TiN-Co-Cr}$ (2), TiC-Co-Ni-C (3) и ТН-20 (4)

Покрытия из твердых сплавов на основе карбида титана были испытаны в условиях трения об абразивную шкурку из карбида кремния зернистостью Р1200. Интенсивность изнашивания при абразивном трении покрытия из сплава $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$ на пути трения до 15 м в 2 раза меньше в сравнении со сталью 45.

Износостойкость, определенная при трении по абразивной шкурке, является фундаментальной характеристикой прочностных свойств поверхностного слоя образца. Относительная износостойкость дает в безразмерных единицах количественную оценку сопротивления материала разрушению. Полученные данные в сочетании с данными о твердости покрытий в сечении подтверждают эффективность электроискрового упрочнения стальных поверхностей разработанными материалами.

Проведена оценка триботехнических свойств образцов из стали 45 с электроискровыми покрытиями, нанесенными на установке «ЭЛИТРОН-22А» при рабочем токе 1,3 А с использованием электродов из разработанных сплавов

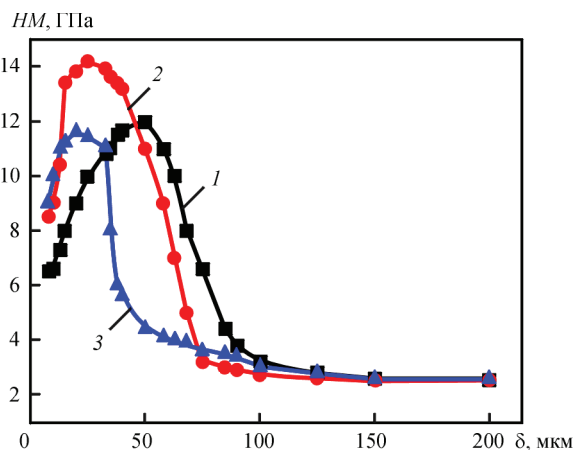


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине покрытий, полученных при легировании подложки из стали 45 карбидтитановыми твердыми сплавами: $\text{TiC-Mo}_2\text{C-Co-Cr}$ (1), $\text{TiC-Mo}_2\text{C-TiN-Co-Cr}$ (2), TiC-Co-Ni-C (3)

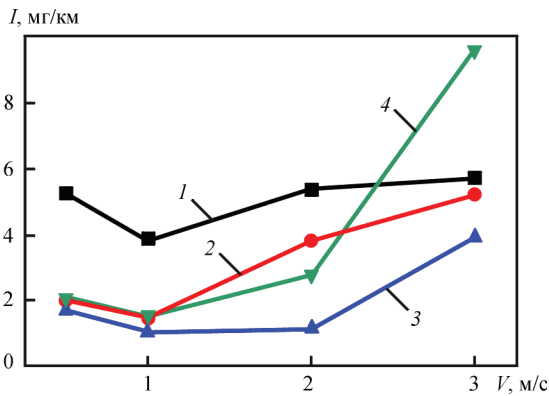


Рис. 5. Влияние скорости скольжения на интенсивность изнашивания электроискровых покрытий из сплавов: TiC-Mo₂C-Co-Cr (1), TiC-Mo₂C-TiN-Co-Cr (2), TiC-Co-Ni-C (3) и ТН-20 (4) при трении по стали 45

на основе карбида титана и стандартного сплава ТН-20. Испытания на трение и износ проведены по схеме вал-плоскость на машине трения [4] при скоростях скольжения 0,5, 1,2 и 3 м/с и нагрузке 1 МПа. В качестве контртела использовали кольцо (вал) диаметром 40 мм из закаленной стали 45 (HRA 42...48) с шероховатостью рабочей поверхности $Ra = 0,2$ мкм. Испытания проводили на воздухе без смазки. Путь трения составлял 3 км. Температуру в зоне контакта измеряли на расстоянии 0,3 мм от поверхности трения. Интенсивность изнашивания I (мг/км) определяли путем взвешивания образца с покрытием до и после испытаний.

На рис. 5 показана зависимость интенсивности изнашивания электроискровых покрытий из разработанных электродных материалов на стальной подложке при различных скоростях скольжения. Температура в зоне контакта изменялась в зависимости от скорости скольжения в диапазоне 92...275 °С. Рост температуры в зоне контакта по мере повышения скорости скольжения приводит у всех пар трения к росту интенсивности изнашивания и снижению коэффициента трения. Исследования показали, что полученные покрытия при скоростях скольжения до 2 м/с при трении по стали имеют высокую износостойкость и могут быть использованы в парах трения.

Практическое использование разработанных электродных материалов. Применение новых композиционных электродных материалов колманой-WC дает возможность получать электроискровые покрытия толщиной до 2...4 мм с износостойкостью в 5...10 раз выше износостойкости стали 45. Изменяя соотношение компонентов колманой и WC возможно получать покрытия на конструкционных сталях с широким спектром свойств. Для восстановления деталей из стали Ст.3 или не закаленной стали 45 целесообразным является использование покрытий из сплава, содержащего не более 25 мас. % WC. Для восстановления деталей из закаленных ста-



Рис. 6. Шахтные гидростойки после восстановления методом электроискрового легирования

лей необходимо использовать покрытия из сплава с содержанием 50 мас. % WC. Проведена работа по практическому использованию материалов и технологии электроискрового упрочнения и восстановления металлических поверхностей на предприятиях «ТЕХМАШКОМПАНИ» и «Укрметаллургремонт» (г. Днепропетровск).

Одна из причин выхода из строя деталей машин — фреттинг-коррозия, которая возникает на границе раздела двух тел, контактирующих друг с другом. Сочетание природной коррозии с фреттинг-механическим износом двух поверхностей, имеющих малое относительное взаимное перемещение, приводит к значительному повышению степени износа поверхностей и опасности локального разрушения. Износ имеет вид так называемых язв (каверн), достигающих значительной глубины. К таким парам относятся контактирующие поверхности подшипников, шлицы, шпоночные соединения, прессовые посадки, детали электродвигателей, кулачковые механизмы, соприкасающиеся валы. Эти язвы приводят к образованию усталостных трещин и локальному разрушению. Убрать эти язвы, особенно на деталях, где не допускается термическое воздействие на металл, практически невозможно. Только электроэрозионная обработка позволяет исправить этот дефект. Но в этом случае глубина язв не может превышать 0,4 мм. Разработанный авторами сплав колманой-WC позволяет увеличить точечную толщину нанесенного слоя до 1,8 мм, что позволяет значительно расширить номенклатуру ремонтно-пригодных деталей.

Сплав колманой-WC успешно был использован на предприятии «ТЕХМАШКОМПАНИ» для восстановления штоков шахтных гидростоек (рис. 6), которые эксплуатируются во влажной среде, и при длительной эксплуатации на поверхности штока в местах контакта с нижней и верхней опорой стойки образуются точечные каверны, приводящие к потере герметичности узла и резкому снижению нагрузки, воспринимаемой стойкой. Это приводит к необходимости ремонта стоек. Электроэрозион-



Рис. 7. Восстановление посадочных мест промышленных вентиляторов

ное устранение каверн с последующим выравниванием вместо применяемой в настоящее время наплавки всей поверхности штока с последующей механической обработкой, позволило значительно снизить время восстановления штока и в 3 раза уменьшить расходы на ремонт.

Промышленные испытания сплава колманой-WC показали, что по ряду показателей он превосходит сплавы типа ВК и стеллит, которые применяются при электроискровом восстановлении в настоящее время. Максимальная толщина наносимого слоя увеличилась с 0,5 до 1,8 мм.

В промышленных условиях была внедрена технология электроискрового нанесения покрытий для восстановления посадочных поверхностей осей крановых тележек мостовых кранов, посадочных отверстий в корпусе буксы оси крановой тележки, посадочных отверстий подшипников в крышках электродвигателей и для упрочнения инструментов. Ось крановой тележки имеет диаметр 100 и длину 700 мм. Она изготовлена из стали 45. В процессе эксплуатации изнашивается посадочная поверхность на концах осей шириной 40 мм. Величина износа достигает 0,4 мм. Восстановление производится окончательно без последующей механической обработки. Оператор определяет необходимую толщину покрытия восстановления и, выбрав один из 9 режимов установки ЭИЛ8а, наносит на поверхность детали необходимый слой. Восстановление посадочных отверстий подшипников в крышках электромоторов производится по той же технологии.

Электроискровое легирование было использовано для восстановления валов электродвигателей. Раньше эти валы заменялись новыми. Восстановление валов методом электродуговой наплавки на изношенные посадочные места подшипников металлических сплавов показало, что вследствие высокой температуры наплавки в ста-

ли вала происходят структурные изменения, а соответственно и деформация, которую механической обработкой исправить невозможно. В электродвигателе появлялось биение и он становился непригодным для эксплуатации. Вопрос был решен методом электроискрового легирования. Электродный материал колманой-50 % WC был использован на НПП «Электромаш» (г. Сумы) для локального упрочнения на установках «Элитрон-22А» и «Электрон-52А» лемехов плугов, восстановления валков прокатных станов и посадочных мест промышленных вентиляторов (рис. 7).

Выводы

1. Разработана технология получения эвтектического сплава Ni-Ni₃B (колманой) с добавками WC. Установлено наличие эвтектических структур в разработанных электродах. Показано, что твердость возрастает с ростом содержания WC от 2,8 до 8,7 ГПа для сплава колманой и колманой-70 % WC соответственно. Толщина покрытий уменьшается от максимальной 4,2...4,8 мм для сплава колманой до 3,2...3,8 для сплава с 50 % WC. Микроструктура полученных покрытий имеет характер тонкого конгломерата фаз на основе никеля и WC. Износостойкость покрытий колманой-WC в 3...5 раз выше износостойкости стали 45.

2. Покрытия на металлических подложках электродами на основе TiC имеют толщину 50...100 мкм, сплошность около 80 %, микротвердость 12...14 ГПа. При трении скольжения износостойкость покрытий из разработанных сплавов на основе TiC в 2...4 раза выше по сравнению с покрытиями из стандартного сплава ТН-20.

3. Внедрение технологии электроискровой обработки изношенных поверхностей и новых электродных материалов в 1,5...2 раза увеличивают стойкость деталей и инструментов и в 3...5 раз уменьшают затраты, связанные с ремонтом оборудования.

1. Газотермические покрытия из порошковых материалов: [Справочник] / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. – К.: Наук. думка, 1987. – 544 с.
2. Паустовский А. В. Оптимизация состава, структуры и свойств электродных материалов и электроискровых покрытий при упрочнении и восстановлении металлических поверхностей / А. В. Паустовский, Ю. Г. Ткаченко, Р. А. Алфинцева [и др.] // Электронная обработка материалов. – 2013. – 49, № 1. – С. 4–13.
3. Уманский Я. С. Рентгенография / Я. С. Уманский, А. К. Трапезников, А. И. Китайгородский. – М.: Машгиз, 1951. – 310 с.
4. Колесниченко Л. Ф. Методика изучения трения и износа металлокерамических материалов / Л. Ф. Колесниченко, В. В. Полотай, Л. В. Заболотный // Порошковая металлургия. – 1970. – № 3. – С. 61–66.

Поступила в редакцию 25.12.2015

К 80-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ В. Ф. МУСИЯЧЕНКО



В апреле 2016 г. исполнилось бы 80 лет со дня рождения известного ученого в области металлургии и технологии сварки высокопрочных сталей, доктора технических наук Валентина Федоровича Мусияченко.

С 1959 г. после окончания Киевского политехнического института и до последних дней жизни В. Ф. Мусияченко плодотворно трудился в Институте электросварки им. Е. О. Патона, сначала инженером, затем научным сотрудником, а с 1982 г. — заведующим отделом «Сварка легированных сталей».

Под его руководством были проведены исследования физико-механических свойств сварных соединений, свариваемости, особенно в части изучения механизма замедленного разрушения, созданы сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных легированных сталей для изготовления горнодобывающей и дорожно-строительной техники. С именем В. Ф. Мусияченко связаны работы по внедрению в промышленность новых хладостойких сталей при изготовлении рабочих органов шагающих экскаваторов большой единичной мощности и платформ автомобилей БелАЗ грузоподъемностью до 180 т. Более 40 лет эксплуатируется автодорожный мост через р. Смолч в г. Каменец-Подольский, уникальные сварные конструкции которого изготовлены из высокопрочной

стали, созданной В. Ф. Мусияченко совместно с металлургами.

Большое внимание В. Ф. Мусияченко уделял подготовке научных кадров, оказывая постоянную и квалифицированную помощь молодым специалистам в повышении их профессионального уровня. Трудовые достижения В. Ф. Мусияченко были отмечены орденом Дружбы народов и другими государственными наградами. За проведенный комплекс работ по внедрению высокопрочных сталей при изготовлении конструкций тяжелого машиностроения в 1986 г. ему присуждена Премия Совета Министров СССР. В. Ф. Мусияченко автор свыше 100 печатных работ и изобретений. Деятельность Валентина Федоровича получила широкое признание научной общественности. Он принимал активное участие в работе многочисленных научно-технических конференций, в том числе и за рубежом, возглавлял секцию «Технология и оборудование дуговой и электрошлаковой сварки сталей» в ИЭС им. Е. О. Патона, входил в состав редколлегии журнала «Автоматическая сварка».

Недолгую, но яркую жизнь прожил Валентин Федорович Мусияченко. Внезапная смерть 22 января 1989 г. настигла его в возрасте 52 года, именно в момент его наивысшего творческого вдохновения и способностей. Это был человек блестящего интеллекта, щедрой души, великолепный семьянин. Он прекрасно владел пером и словом, его любили и уважали коллеги, после себя он оставил множество благодарных преемников и учеников, которые продолжают дело выдающегося ученого.

Редакция и редколлегия
журнала «Автоматическая сварка»

ПАМЯТИ О. И. СТЕКЛОВА



7 апреля на 83-м году ушел из жизни видный ученый, руководитель научно-педагогической школы «Основы технологии, механокоррозионной прочности, защиты и мониторинга сварных конструкций и соору-

жений», профессор, доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники Российской Федерации, президент Российского научно-технического сварочного общества Олег Иванович Стеклов.

После окончания МВТУ им. Н. Э. Баумана О. И. Стеклов работал мастером и ведущим технологом Свердловского завода «Углемаш» (1957–1959). С 1960 по 1962 гг. обучался в аспирантуре МВТУ им. Н. Э. Баумана. С 1963 г. был на научной и преподавательской работе в МВТУ в должностях ассистента (1963–1965), доцента (1965–1966), профессора (1974–1981).

С 1981 г. приглашен заведовать кафедрой производства газонефтехимической аппаратуры МИНХ и ГП им. И. М. Губкина, ныне это кафедра сварки и защиты от коррозии РГУ нефти и газа им. И. М. Губкина. Одновременно с 1985 по 1996 гг. избирался деканом факультета инженерной механики.

В 1964 г. О. И. Стеклов защитил кандидатскую, в 1972 г. — докторскую диссертации.

О. И. Стеклов успешно сочетал педагогическую и научную работу. Под его руководством и им лично проведены исследования по разработке и промышленному внедрению сварки объектов ответственного назначения, их защите от воздействия коррозионно- и экологически опасных сред, включая конструкции из специальных сталей, титановых и циркониевых сплавов, крупногабаритные оболочковые конструкции из сталей нефтегазохимического сортамента.

Он — автор более 450 научных публикаций, в том числе 33 монографий, учебников, учебных пособий, брошюр и 65 изобретений и патентов.

Под его научным руководством защищены более 60 кандидатских диссертаций, он был научным консультантом 14 докторских диссертаций, в том числе соискателей из зарубежных стран.

В 1995 г. О. И. Стеклов был избран президентом Российского научно-технического сварочного общества. Являлся членом Управляющего Совета Международного института сварки, членом жюри Союза научных и инженерных обществ России по присуждению дипломов им. В. Г. Шухова и «Инженер года», членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка», главным редактором журнала «Сварщик-Профессионал», академиком Международной академии наук высшей школы, членом Нью-Йоркской академии наук.

Деятельность О. И. Стеклова получила заслуженную оценку. Он был лауреатом Премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники (1998), дважды лауреатом Премии имени академика И. М. Губкина (1997, 2002), награждался нагрудным знаком «Отличник газовой промышленности» (1990), дипломом «Почетный работник газовой промышленности» (2000), медалями «Ветеран труда», «В память 850-летия Москвы», медалью Федерации космонавтики им. С. П. Королева «За заслуги перед отечественной космонавтикой» (2003), дипломом и медалью имени академика Н. Н. Семенова «За выдающиеся достижения в области инженерных наук» (2006).

О. И. Стеклов большое внимание уделял пропаганде здорового образа жизни. Он награждался Почетными грамотами ЦК ВЛКСМ, Спорткомитета СССР, Советского комитета ветеранов войны. Мастер спорта СССР по лыжным гонкам. Многократный чемпион Москвы, России, мира в своей возрастной группе.

Светлая память об Олеге Ивановиче навсегда останется среди его друзей и коллег по работе. Выражаем глубокие соболезнования родным и близким.

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»



К 25-летию Ассоциации «Электрод»

Ассоциация «Электрод» (АЭ) сегодня объединяет свыше 20 предприятий-изготовителей сварочных материалов (электродов, порошковых проволок, проволок сплошного сечения, флюсов), сырьевых материалов из России, Украины, Казахстана.

История создания Ассоциации такова. В 1987 г. руководители двенадцати ведущих предприятий-производителей сварочных электродов обратились к председателю СМ СССР Рыжкову Н. И. с просьбой поручить министерствам и ведомствам обеспечить выполнение заданий по развитию электродного производства, установленных Постановлением СМ СССР от 24 января 1985 г. № 83 «О дальнейшем развитии на основе научно-технического прогресса сварочного производства в 1986–1990 гг.» и Постановлением ГКНТ СССР и АН СССР от 10 ноября 1985 г. № 573/137 «Об утверждении развернутых научно-технических программ (заданий и этапов) на 1986–1990 гг.». К сожалению, несмотря на положительную реакцию Н. И. Рыжкова (а он прекрасно понимал суть проблемы, так как в свое время был главным сварщиком «Уралмаша») в ответ на указанное обращение практических результатов не последовало. Безрезультатно было и совещание в аппарате Председателя Бюро Совета Министров СССР по машиностроению Силаева И. С. Именно тогда участники этого совещания 13–14 марта 1990 г. собрались на Московском электродном заводе для выработки мер по объединению усилий для решения общих проблем. В совещании приняли участие также представители ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, Гипрометиза и ВНИИЭТО.

Участники совещания детально проанализировали причины неудовлетворительного выполнения заданий Постановления и приняли решение о создании нового технологического оборудования для электродного производства за счет заинтересованных изготовителей сварочных электродов и соответствующих Министерств и ведомств. Было признано целесообразным создание Ассоциации «Электрод» в качестве координирующего органа по претворению этого решения в жизнь. Главной целью было обозначено создание и изготовление конкурентоспособного основного технологического оборудования для технического перевооружения электродных цехов с обеспечением на этой основе выпуска конкурентоспособных сварочных



Участники международной конференции по сварочным материалам, Санкт-Петербург, 2000 г.

электродов. Одновременно предусматривалось решение и других важных вопросов, например, обеспечения предприятий сырьевыми материалами, обмена технической информацией и другое.

Участники X Всесоюзной конференции по сварочным материалам, которая состоялась в сентябре 1990 г. в г. Краснодаре на базе филиала ВНИИмонтажспецстрой, поддержали идею создания Ассоциации «Электрод». В том же году 17–20 декабря в г. Москве на базе Московского электродного завода в Киржаче состоялось учредительное собрание Ассоциации.

Для обеспечения работы Ассоциации был избран Совет и ревизионная комиссия, в состав которых вошли представители ведущих электродоизготавливающих предприятий. Президентом Ассоциации был избран А. И. Бугай — начальник технологического бюро Череповецкого сталепрокатного завода, а Исполнительным директором — П. В. Игнатченко, заместитель начальника научно-технического бюро ИЭС им. Е. О. Патона. Был рассмотрен и утвержден Устав Ассоциации «Электрод». (В последующем президентами Ассоциации избирались И. М. Лившиц, А. П. Мажирин, в настоящее время Е. А. Палиевская).

Избранный Совет сразу же включился в работу по решению одного из важнейших вопросов, а именно, созданию нового технологического оборудования и внедрения прогрессивных технологических процессов, без которых невозможно было добиться выпуска высококачественных сварочных электродов, осуществить техническое перевооружение цехов и участков.

Дирекция Ассоциации предприняла энергичные меры для привлечения ПО «Прессмаш» (г. Одесса) к изготовлению опытного образца электрообмазочного прессы АОЭ-4, с целью испытания и проверки его на работоспособность. Проектирование прессы было завершено, серия прессы АОЭ-4 была изготовлена ПО «Прессмаш» и пущена в эксплуатацию. Приобрели их, к сожалению, начинающие электродчики, которые не имели достаточного опыта в наладке и освоении в производстве столь сложного технологического оборудования. Не получилось, к сожалению, положительных результатов у ПО «Упмаш» (г. Воронеж) по доводке и сдаче опытного образца и организации выпуска автоматов для упаковки сварочных электродов. Тем не менее, был приобретен практический опыт взаимодействия различных электродных организаций.

На следующих этапах работ по созданию технологического оборудования Совет Ассоциации принял решение привлечь к этой работе представителей различных предприятий, организаций и фирм. Состав Ассоциации увеличился, появились специалисты по оборудованию: собственные и сторонние. Так, КБ автоматических линий, совместно с ЧСПЗ, был разработан автомат для упаковки электродов. ВНИИЭТО была создана печь радиационного нагрева типа СПК-5/250 для прокалики сварочных электродов, главное достоинство которой заключалось в ее секционности. Печь имела 8 тепловых зон, ее габариты были меньше, чем у традиционной печи типа ОКБ-463, несмотря на это при прокатке в ней электродов в покрытии не образуются трещины.

Распад СССР на самостоятельные государства отрицательно сказался на функционировании всех отраслей промышленности, прежде всего потому, что начали рушиться производственные связи. Снижение объемов производства промышленной и строительной продукции привело к уменьшению потребления сварочных материалов. Несмотря на это предприятия-члены Ассоциации «Электрод» развивались. Обнадеживающим стало вступление в Ассоциацию таких предприятий, как ООО «Велма», НПП «Свапро», ООО «Ротекс», ОАО «Тяжпрессмаш», ОАО «НИИмонтаж» и др.

Это позволило в последующие годы достигнуть положительных результатов по перевооружению многих производств более современным технологическим оборудованием.

Параллельно Ассоциацией велись работы и по другим направлениям, представляющим общий интерес и занимающих возрастающую долю сотрудничества. Была создана уникальная платформа для коммуникаций с партнерами внутри сообщества электродчиков, доказавшая в течение своего существования высокую эффективность. Результатом активной работы АЭ стало увеличение числа ее членов (на пике развития до 67 организаций), представляющих Азербайджан, Армению, Беларусь, Грузию, Казахстан, Молдову, Россию и Украину. Тесное взаимодействие в рамках АЭ разработчиков, производителей оборудования и производителей сварочных материалов способствовало созданию оборудования, эффективного при выпуске разнообразной номенклатуры электродов, совершенствованию технологических процессов и технического уровня продукции.

Наиболее продуктивными оказались контакты специалистов на проводимых в рамках

АЭ расширенных Советах, семинарах и конференциях. Такие мероприятия проводились во многих городах (Санкт-Петербург, Москва, Магнитогорск, Киев, Донецк, Гомель, Мценск, Артемовск, Бор, Сычевка, Орел и др.) как правило с посещением соответствующих производственных площадок по изготовлению сварочных материалов и возможностью ознакомления с передовым опытом.

Одним из членов АЭ — ООО «Ротекс-К» — была подготовлена и издана библиотечка, насчитывающая 14 выпусков, и эта работа была продолжена ООО «ТЕХПРОМ», которым выпущено уже 9 брошюр. К IX научно-технической конференции в Волгограде (31 мая – 3 июня 2016 г.) подготовлены брошюры на темы «Импортозамещение и конкурентоспособность отечественных сварочных электродов» и «Сырьевая база».

По решению Совета АЭ от 28.04.2005 г. была подготовлена и издана без привлечения средств АЭ монография «Производство электродов для ручной дуговой сварки».

Информационная работа стала важнейшей составляющей деятельности Ассоциации. За 25 лет Ассоциация «Электрод» провела 8 международных научно-технических конференций и 2 научно-технических семинара, которые посвящены актуальным проблемам электродного производства. На них заслушано около 400 докладов, включенных в 10 сборников, изданных накануне конференции или семинара, которые, как правило, проводились на одном из предприятий-членов ассоциации. Это давало возможность участникам конференции или семинара кроме ознакомления с передовым производственным опытом своих коллег, провести в рамках личного общения полезные обсуждения по тем или иным проблемам. Наряду с этим Совет ассоциации провел 20 годовых общих собраний (4 из них отчетно-выборных), 16 расширенных собраний, 6 научно-технических совещаний и 18 заседаний Совета.

Ассоциация «Электрод» занимает достойное место в ряду сварочных сообществ. Заключены договора о совместной деятельности с Российским НТСО, обществом сварщиков Украины. Информация о работе АЭ регулярно публикуется в журналах «Автоматическая сварка» и «Сварочное производство». Публиковались интервью в журнале «Автоматическая сварка» с директором «Сумы электрод» П. Н. Погребным и директором «ТМ.ВЕЛТЕК» А. А. Голяковичем. Тесные связи налажены с Московской межотраслевой ассоциацией главных сварщиков, НП «Нацпромсвар», Ассоциацией «Промметиз» и др. В результате длительной, настойчивой работы АЭ с Ростехнадзором РФ и НАКС, Комитетом по сварочным материалам НАКС были разработаны, утвержденные решением НТС НАКС 09.09.2015, новые Рекомендации по применению РД 03-613-03 «Порядок применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции технических устройств для опасных производственных объектов». В этих Рекомендациях учтены предложения предприятий Ассоциации «Электрод», направленные на упрощение процедур аттестации и снижение финансовых нагрузок на предприятия.

В настоящее время ведется работа с металлургическими заводами (Ижсталь, БМК) по обеспечению электродчиков высоколегированной проволокой современного качества.

С 2013 г. организован и функционирует сайт Ассоциации. Он постоянно обновляется в направлении освещения новостей, предоставления разнообразной полезной информации, чествования юбиларов, а также поздравлений ведущих специалистов АЭ.

В последние годы налажена регулярная (практически ежемесячно) подготовка и рассылка членам ассоциации подборки реферативной информации по теме «Сварочные материалы»; организована подписка на журнал «Автоматическая сварка».

В последние годы в ассоциацию «Электрод» привлечены новые члены: ПАО «ПлазмаТек» (г. Винница), ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» (г. Киев), ООО «Керамглас» (г. Белгород), ТОО «Электрод СК» (г. Караганда).

В заключение следует отметить, что за 25-летний период Ассоциация прошла этапы создания, становления, относительно бурного развития предприятий. Последние годы характеризуются общим спадом экономики. Это отражается на активности предприятий в деятельности Ассоциации. Несмотря на это есть уверенность, что польза для членов Ассоциации от участия в ее работы перевесит временные трудности.

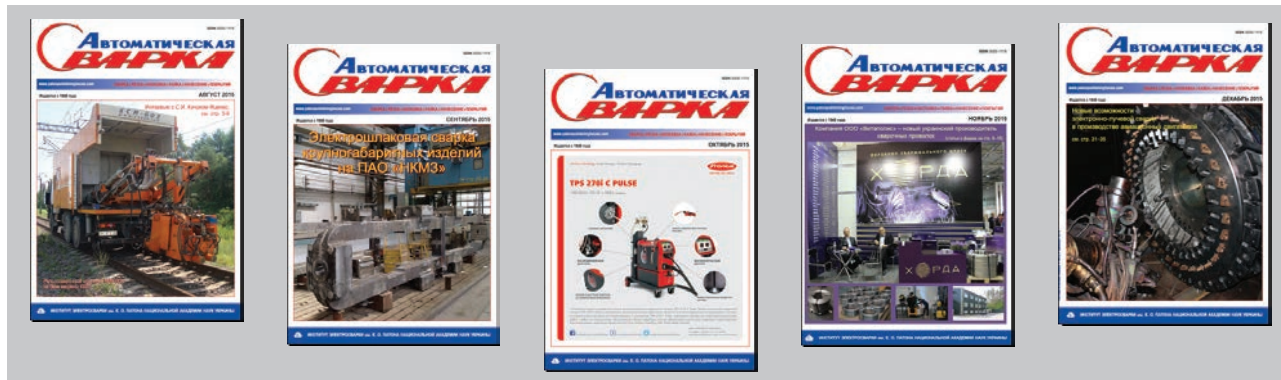
П. В. Игнатченко, Е. А. Палиевская, В. Н. Липодаев

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 07.04.2016. 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 860 экз.
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

ММС100**7–10 June 2016,
Kyiv, Ukraine****www.medovar100.org**

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

Дата проведения

7–10 июня 2016 г.

Тематика симпозиума

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

Место проведения

Киев, Украина, Президент Отель

Организационный комитет

Тел.: +38(044) 287-52-18, +38(044) 337-30-81. Тел./факс: +38(044) 337-30-82
E-mail: org@medovar100.org, info@medovar100.org

Дополнительная информация на сайте симпозиума www.medovar100.org

Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

13–15 июня 2016 г.

Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

Тематика конференции:

- ♦ электронно-лучевая сварка
- ♦ лазерная сварка
- ♦ гибридные процессы сварки
- ♦ сварка трением с перемешиванием
- ♦ контактно-стыковая сварка высокопрочных сталей
- ♦ сварка дугой, вращающейся в магнитном поле
- ♦ 3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах

Контрольные даты

- ♦ Подача заявок для участия и отправка доклада до 15.03.2016
- ♦ Рассылка программы конференции до 15.04.2016
- ♦ Оплата организационного взноса до 14.06.2016

Организационный комитет:

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев, ул. Боженко 11, тел./факс: +38(044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua, patonpublishinghouse@gmail.com
www.pwi-scientists.com/rus/modernweld2016
www.patonpublishinghouse.com

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

Украина, Одесса, отель «Курортный» (www.inkurort.com.ua)
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.

- ♦ Текст следует набирать на одном из рабочих языков в редакторе Microsoft Word (кегль 12, через 1,5 интервала). Объем тезисов – 1 страница. Поля сверху – 2 см, снизу, справа и слева – по 3 см. Название необходимо печатать заглавными буквами посередине ряда. Ниже указать инициалы и фамилии авторов, еще ниже – название организации, город, страну. Тезисы не должны содержать формул, таблиц, рисунков, фотографий и списка литературы.

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.

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

Оргкомитет

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича 11,
г. Киев, 03680, Украина;

к.ф.-м.н. Зельниченко Александр Тимофеевич
тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
E-mail: patonpublishinghouse@gmail.com

к.т.н. Романова Ирина Юрьевна
тел.: (38044) 205-22-26
E-mail: romanova@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/mmi2016>

