

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, М. И. Гасик,
Г. М. Григоренко
(зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.),
В. И. Лакомский, Л. Б. Медовар,
Б. А. Мовчан, А. Н. Петрунько,
А. С. Письменный,
А. Д. Рябцев, А. А. Троянский,
А. И. Устинов,
В. А. Шаповалов

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Д. Аблизер (Франция)
Г. М. Григоренко (Украина)
К. В. Григорович (Россия)
А. А. Ильин (Россия)
Б. Короушич (Словения)
С. Ф. Медина (Испания)
А. Митчелл (Канада)
Б. Е. Патон (Украина)
Ц. В. Рашев (Болгария)
Ж. Фокт (Франция)
Т. Эль Гаммаль (Германия)

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200 82 77;
200 54 84
Тел.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редактор:

В. И. Котляр
Электронная верстка:
Л. Н. Герасименко,
Т. Ю. Снегирева

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

ISSN 0233-7681

Журнал входит в перечень
утвержденных МОН Украины
изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

При перепечатке материалов
ссылка на журнал обязательна

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

95-летие Национальной академии наук Украины и ее президента Бориса Евгеньевича Патона	3
Патон Б.Е. Исследования и разработки ИЭС им. Е.О. Патона для современной энергетики*	12
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Назарчук А.Т., Протоковиллов И.В., Порохонько В.Б. Особенности создания импульсных магнитных полей для магнитоуправляемой электрошлаковой плавки	21
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Устинов А.И., Мельниченко Т.В., Шишкин А.Е. Деформационное поведение многослойных вакуумных конденсаторов Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок	27
Ахонин С.В., Северин А.Ю., Березос В.А., Ерохин А.Г. Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью	34
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Цветков Ю.В., Николаев А.В., Самохин А.В. Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов*	40
Цыкуленко К.А., Шаповалов В.В., Степаненко В.В., Жиров Д.М. Вихревой эффект и газодинамика в полом электроде плазмотрона	47
ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ	
Жарди А. Численное моделирование и экспериментальные исследования процессов переплава*	54
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Григоренко Г.М., Адеева Л.И., Туник А.Ю., Степанюк С.Н., Полищук М.А., Зеленин Е.В. Особенности структуры биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом сварки трением с перемешиванием	60
Ивану Васильевичу Шейко — 70 лет!	69
Новая книга	69
Памяти Александра Георгиевича Шалимова	70
Указатель статей, опубликованных в 2013	71
Указатель авторов	72
Правила для авторов журнала	73

*По материалам докладов, представленных на Международной конференции «Сварка и родственные технологии — настоящее и будущее», 25–26 ноября 2013 г., Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ

Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384)
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания
www.cisp-publishing.com

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

№ 4 (113)

2013

Published since January, 1985

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

S. V. Akhonin, M. I. Gasik,
G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.),
V. I. Lakomsky,
L. B. Medovar, B. A. Movchan,
A. N. Petrunko, A. S. Pismenny,
A. D. Ryabtsev, A. A. Troyansky,
A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

D. Ablitzer (France)
G. M. Grigorenko (Ukraine)
K. V. Grigorovich (Russia)
A. A. Iljin (Russia)
B. Koroushich (Slovenia)
S. F. Medina (Spain)
A. Mitchell (Canada)
B. E. Paton (Ukraine)
Ts. V. Rashev (Bulgaria)
J. Foct (France)
T. El Gammal (Germany)

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel./fax: (38044) 200 82 77;
200 54 84
Tel.: (38044) 205 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Editor:

V. I. Kotlyar
Electron galley:
L. N. Gerasimenko
T. Yu. Snegiryova
State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 0233-7681

All rights reserved.

This publication and each of the
articles contained here in are
protected by copyright

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

CONTENTS

95 th Birthday Anniversary of the National Academy of Sciences of Ukraine and Boris Evgenievich Paton, its President	3
Paton B.E. Research and developments of the E.O. Paton Electric Welding Institute for nowadays power generation*	12
ELECTROSLAG TECHNOLOGY	
Nazarchuk A.T., Protokovilov I.V., Porokhonko V.B. Features of inducing pulsed magnetic fields for magnetically-controlled electroslag melting	21
ELECTRON BEAM PROCESSES	
Ustinov A.I., Melnichenko T.V., Shishkin A.E. Deformational behaviour of multilayer Ti/Al foils at heating under the conditions of continuously applied loads	27
Akhonin S.V., Severin A.Yu., Berezos V.A., Erokhin A.G. Mathematical simulation of the processes of evaporation in melting ingots of multicomponent titanium alloys in electron beam cold hearth installations	34
PLASMA-ARC TECHNOLOGY	
Tsvetkov Yu.V., Nikolaev A.V., Samokhin A.V. Plasma processes in metallurgy and technology of inorganic materials*	40
Tsikulenko K.A., Shapovalov V.A., Stepanenko V.V., Zhirov D.M. Eddy effect and gas dynamics in plasmatron hollow electrode	47
VACUUM-ARC REMELTING	
Jardy A. Numerical simulation and experimental investigation of remelting processes*	54
NEW MATERIALS	
Grigorenko G.M., Adeeva L.I., Tunik A.Yu., Stepanyuk S.N., Polyshchuk M.A., Zelenin E.V. Features of structure and properties of bimetal joints of dissimilar metals produced by friction stir welding process	60
Ivan Vasiljevich Sheiko is 70	69
New book	69
In memory of Aleksandr Grigorievich Shalimov	70
Index of Papers Published in 2013	71
Author Index	72
Rules for contributing authors	73

*Base on materials of presentation made at International Conference «Welding and Related Technologies. Present and Future», 25–26 November 2013, PWI, Kiev, Ukraine.

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal (Electrometallurgy Today)
is published in English under the title of «**Advances in Electrometallurgy**»
by Cambridge International Science Publishing, United Kingdom
www.cisp-publishing.com

95-ЛЕТИЕ НАЦИОНАЛЬНОЙ АКАДЕМИИ НАУК УКРАИНЫ И ЕЕ ПРЕЗИДЕНТА БОРИСА ЕВГЕНЬЕВИЧА ПАТОНА

Борис Евгеньевич Патон — выдающийся украинский ученый в области сварки, металлургии и технологии материалов, материаловедения, видный общественный деятель и талантливый организатор науки, академик Национальной академии наук Украины, Академии наук СССР, Российской академии наук, профессор, заслуженный деятель науки и техники УССР, лауреат Ленинской и Государственных премий СССР и Украины, дважды Герой Социалистического Труда, Герой Украины, участник Великой Отечественной войны, ликвидатор аварии на Чернобыльской атомной электростанции.

Вместе со своим отцом — Евгением Оскаровичем Патоном — он создал всемирно известную патоновскую научную школу.

Мировой авторитет Б.Е. Патону принесли разносторонняя и чрезвычайно плодотворная научная и инженерная деятельность, стремление направить фундаментальные научные исследования на решение проблем общества.

Б.Е. Патон более 60 лет возглавляет всемирно признанный научно-технологический центр — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины — и уже более 50 лет является бессменным президентом Академии наук УССР (ныне Национальной академии наук Украины).

Борис Евгеньевич Патон родился 27 ноября 1918 г. в Киеве. Он выходец из известного дворянского рода Патонов, семейной традицией которого было служение Отечеству и военная служба. Его прадед, Петр Иванович Патон, был зачислен в армию М.И. Кутузова шестнадцатилетним юношей и участвовал в Отечественной войне 1812 г., награжден орденом, завершил службу генералом от инфантерии и сенатором Российской империи. Дед, Оскар Петрович, — военный инженер, гвардейский полковник, консул Российской империи. Отец, Евгений Оскарович Патон, — выдающийся ученый и инженер, основатель и руководитель Института электросварки, человек высокого гражданского долга, Герой Социалистического Труда, участник Великой Отечественной войны 1941–1945 гг., внес большой вклад в победу над фашизмом, награжден боевыми орденами. Мать Бориса Евгеньевича, Наталья Викторовна Будде, происходила из старинного дворянского рода. Она — воспитанница Фребелевского женского педагогического института. Во времена революции, в тяжелые годы гражданской войны и становления нового государства, в годы Великой Отечественной войны она была ближайшим другом и помощником Евгения Оскаровича.

Производственная и научная деятельность Б.Е. Патона началась на Уралвагонзаводе в Нижнем Тагиле в 1942 г. С тех пор в течение одиннадцати лет Борис Евгеньевич работал вместе с отцом — это были годы его становления как ученого, исследователя, а затем и как руководителя большого научного коллектива.

Борис Евгеньевич оказался одним из наиболее одаренных учеников и достойным последователем своего отца. Он продолжил и блестяще развил дело, начатое Е.О. Патоном.

Наряду с большой и напряженной работой на оборонных заводах коллектив института продолжал вести научные исследования. В 1942 г. В.И. Дятлов обнаружил явление саморегулирования плавления электрода при электродуговой сварке под флюсом. Последующее изучение этого явления Б.Е. Патоном совместно с А.М. Макарой, П.И. Севбо, М.Н. Сидоренко послужило основой для создания простого и надежного сварочного автомата. Применение сварочных автоматов позволило многократно увеличить производительность работ при изготовлении танков.

Крупносерийное производство на Уралвагонзаводе и других заводах страны танка Т-34, который был признан специалистами лучшим средним танком Второй мировой войны, в значительной мере предопределил нашу победу над фашизмом. Благодаря надежной сварной броне были спасены жизни многих тысяч танкистов.

За достижения в механизации и автоматизации сварочных работ при изготовлении боевой техники Б.Е. Патон в 1943 г. был награжден орденом Трудового Красного Знамени.

В годы войны Борис Евгеньевич выполнил ряд важных исследований статических свойств автоматов для сварки под флюсом, ставших основой его кандидатской диссертации, которую он защитил в 1945 г. В последующих трудах он показал, что оптимальные характеристики имеют автоматы с постоянной скоростью подачи проволоки, укомплектованные источниками питания с быстродействующим регулятором напряжения.

За разработку полуавтоматов для сварки под флюсом Б.Е. Патону, специалистам Института электросварки, а также Ленинградского завода «Электрик» была присуждена в 1950 г. Сталинская премия в области науки и техники. Позже этот принцип управления был положен в основу создания полуавтоматов для сварки в защитных газах.

Б.Е. Патон плодотворно работал над завершением исследований, связанных с условиями устойчивого горения дуги и ее регулирования. Он успешно защитил докторскую диссертацию и был избран в 1951 г. членом-корреспондентом Академии наук УССР.

В эти годы под руководством Б.Е. Патона выполнены исследования сварочных источников питания. Актуальность этих работ была обусловлена тем, что автоматическая сварка под флюсом была одним из самых высокопроизводительных процессов и промышленность остро нуждалась в новых разработках в этой области. В институте развернулись исследования металлургических процессов сварки под флюсом. За короткое время были созданы основы теории металлургии сварки и наплавки под флюсом, разработана гамма флюсов различного назначения. Созданы новые технологии и мощное производство плавящихся флюсов.

На основе этих разработок на Харцызском трубном заводе налажено первое в стране производство высококачественных труб большого диаметра. Б.Е. Патон — один из его создателей. Эта работа была основополагающей в организации и развитии современного массового производства труб большого диаметра для мощных газотранспортных систем СССР на Харцызском, Челябинском, Волжском, Выксунском и других заводах.

В институте был создан новый процесс дуговой сварки под флюсом швов, расположенных в различных пространственных положениях. Впервые он был применен на монтаже пролетных строений киевского моста через Днепр, названного именем главного идеолога сварного мостостроения, технического руководителя проектирования и строительства этого уникального сооружения Е.О. Патона. Позднее был разработан способ дуговой сварки порошковой проволокой с принудительным формированием шва, который был широко использован при сооружении пролетных строений Московского и Южного мостов через Днепр в Киеве и через Волгу в Саратове, сооружении магистральных трубопроводов, металлургических агрегатов, химических аппаратов, корпусов судов.

После кончины Евгения Оскаровича Патона в 1953 г. директором Института электросварки им. Е.О. Патона Академии наук УССР был избран Борис Евгеньевич Патон.

Борис Евгеньевич развил плановый характер в организации научных исследований института. Он устанавливает деловые связи с руководителями предприятий, совнархозов, министерств, Госплана СССР, организует и возглавляет подготовку предложений о развитии сварки в СССР. В июне 1958 г. ЦК КПСС и Совет Министров СССР приняли постановление «О дальнейшем внедрении в производство сварочной техники», которое предусматривало развитие фундаментальных исследований сварочных процессов, разработку оборудования, материалов, технологий, создание новых НИИ и заводских лабораторий, строительство специализированных заводов по производству сварочного оборудования, материалов, сварных конструкций. В течение последующих пятилеток был принят еще ряд подобных постановлений, выполнение которых предопределило развитие сварочной науки и техники во второй половине XX в. не только в СССР, но и в ряде зарубежных стран. СССР стал ведущей страной мира в области сварки, а наши американские коллеги назвали Киев столицей сварщиков мира.

Борис Евгеньевич отличается исключительным умением работать с коллективом. Он всегда готов поддержать интересную идею, по достоинству оценить выполненную работу. Его энтузиазм, редкостная трудоспособность и внимание к каждому сотруднику создают в коллективе института здоровую творческую атмосферу. Примером тому является развитие электрошлаковой сварки. Сотрудник института Г.З. Волошкевич обнаружил, что источником нагрева свариваемого металла может служить расплавленный шлак, по которому протекает электрический ток. Этот процесс был назван электрошлаковым. Борис Евгеньевич сумел предвидеть большое будущее этого процесса. Он сосредоточил силы коллектива на решении наиболее важных проблем электрошлаковой сварки. В кратчайшие сроки был создан новый перспективный способ сварки металла большой толщины, проверенный в производственных условиях и готовый к широкому внедрению.

Применение электрошлаковой сварки внесло коренные изменения в технологию производства таких изделий, как барабаны котлов высокого давления, станины тяжелых прессов и прокатных станов, колеса и валы гидротурбин и т. д. Вместо литых и кованых крупногабаритных деталей появились значительно более экономичные — сварные и сварнокованные.

В 1957 г. Б.Е. Патон и Г.З. Волошкевич были удостоены Ленинской премии за создание процесса электрошлаковой сварки и производства на его основе крупногабаритных ответственных изделий. Это достижение было отмечено в 1958 г. Большим призом на Всемирной выставке в Брюсселе. Ряд фирм развитых стран мира приобрели лицензии на использование этого высокопроизводительного способа сварки.

В ноябре 1958 г. Б.Е. Патон был избран действительным членом Академии наук Украинской ССР.

По мнению Бориса Евгеньевича, в обозримом будущем основой сварочного производства останется дуговая сварка. Дальнейшему совершенствованию и развитию этого процесса он уделяет большое внимание и направляет коллектив института на решение актуальных проблем в этой области.

По инициативе Б.Е. Патона были исследованы процессы образования сварочных аэрозолей и создано новое поколение низкотоксичных сварочных электродов. Построены мощные цеха и заводы по производству электродов. Широкое внедрение этой разработки позволило коренным образом улучшить условия труда, во много раз снизить профессиональные заболевания сварщиков. В 1950-х годах в Институте электросварки начало развиваться новое направление работ — автоматизация и механизация процессов наплавки различных материалов на поверхности рабочих органов машин и оборудования горно-металлургического комплекса с целью повышения их износостойкости. Проведены фундаментальные исследования процессов наплавки под флюсом, в защитных газах, самозащитной порошковой проволокой, плазменной струей. Созданы уникальные наплавочное оборудование, материалы и технологии. Организовано промышленное производство наплавочных порошковых проволок. Это направление оказалось чрезвычайно перспективным, оно до сих пор развивается в институте и широко используется в различных отраслях промышленности и строительства.

В 1958 г. Б.Е. Патон выступил с инициативой создания новых способов механизированной сварки конструкций в полевых условиях, на монтаже, на стапелях, под водой и предложил использовать для этих целей порошковую проволоку. Выполнен большой комплекс исследований металлургических и технологических особенностей этого способа сварки. Создан ряд само- и газозащитных порошковых проволок различного назначения, организовано производство порошковой проволоки. Это направление сейчас является одним из ведущих в мировой сварочной науке и технике.

Исследовательские работы и создание способа полуавтоматической сварки порошковой проволокой под водой открыли новые возможности в освоении континентального шельфа, возведении и ремонте портовых сооружений, трубопроводных переходов через реки и других объектов.

Большой вклад внес Борис Евгеньевич в развитие контактной стыковой сварки. Впервые изучено влияние сопротивления короткого замыкания машин для контактной сварки на стабильность плавления и свариваемость металла. Установлена высокая эффективность обратной связи по сварочному току. Предложены оригинальные конструкции трансформаторов, разработаны теоретические основы их расчетов. Под руководством Б.Е. Патона и при его непосредственном участии впервые в мировой практике были созданы системы многофакторного управления процессом контактной сварки оплавлением. Разработано несколько поколений оригинальных машин, которые эксплуатируются в течение десятков лет во многих странах мира. Среди них — машины для сварки рельсов, уникальные комплексы внутритрубных контактных машин «Север», машины для сварки узлов ракет из алюминиевых сплавов и многие другие.

Применение электронного луча оказалось перспективным при сварке различных толстостенных сосудов из сталей, высокопрочных сплавов на основе алюминия и титана, а также других материалов. Решены сложные задачи обеспечения устойчивости электронного луча в атмосфере металлических паров, выявлены особенности формирования узких и глубоких швов, найдены способы управления, обеспечивающие воспроизводимость оптимальных режимов сварки. Все это позволило создать современное оборудование и технологии, получившие международное признание. Способ дуговой сварки вольфрамовым электродом по слою активированного флюса-пасты, получившей впоследствии название А-ТИГ, был разработан в Институте электросварки им. Е.О. Патона в середине 1960-х годов. Благодаря испарению флюса-активатора удастся сжать столб дуги, в несколько раз увеличить глубину провара, повысить производительность сварки и улучшить форму швов. В последние годы Б.Е. Патонем были инициированы исследования, направленные на создание теоретических основ процессов дуговой сварки, с использованием активирующих флюсов. Были установлены основные закономерности влияния сжатия дуги на характеристики теплового и динамического воздействия на сварочную ванну, объяснен механизм глубокого проплавления металла. Эта оригинальная технология получила развитие в СССР и СНГ. Патоновская технология ПАТИГ нашла признание также в странах дальнего зарубежья.

В конце 1980-х годов в Институте электросварки под руководством Б.Е. Патона начались исследования гибридных (лазерно-дуговых и лазерно-плазменных) процессов сварки и обработки материалов. Предложены конструкции лазерно-дуговых плазматронов прямого и косвенного действия, создан ряд плазматронов различного технологического назначения. Разработаны новые процессы гибридной лазерно-плазменной сварки и наплавки, в том числе процесс гибридной лазерно-микроплазменной сварки металлов малых толщин.

В 1960-е годы под руководством Б.Е. Патона начаты исследования технологий получения различных покрытий и композиционных материалов путем электронно-лучевого испарения компонентов и конденсации паров на поверхностях изделий или специальных подложек. Электронно-лучевая технология

нанесения покрытий, получившая применение в ряде областей техники, позволяет многократно повышать эксплуатационный ресурс многих изделий, в частности, лопаток газовых турбин.

В 1980-е годы по инициативе Б.Е. Патона в институте проводятся исследования способов термического нанесения покрытий с использованием газокислородного пламени и дуговой плазмы; создаются аппаратура и материалы, обеспечивающие получение защитных слоев с различными свойствами.

В 1969 г. под руководством Бориса Евгеньевича была осуществлена первая космическая сварочная технология — сварка в околоземном пространстве. На пилотируемом корабле «Союз-6» космонавт В.Н. Кубасов провел эксперименты по электронно-лучевой, плазменно-дуговой сварке и сварке плавящимся электродом. Были изучены особенности формирования сварных швов в условиях невесомости, доказано, что при работе в космическом пространстве можно получать плотные и хорошо сформированные швы.

В 1979 г. успешно проверена идея нанесения различных металлических покрытий на поверхности элементов космической станции и приборов. Разработан специальный аппарат «Испаритель», создан универсальный ручной инструмент, предназначенный для сварки, пайки и нанесения покрытий. В 1984 г. космонавты С.Е. Савицкая и В.А. Джанибеков провели его испытания в открытом космосе. Затем последовал цикл систематических многоцелевых экспериментальных исследований по отработке конструкционных элементов и технологии сооружения крупногабаритных орбитальных конструкций и объектов. В 1986 г. в космосе построена конструкция в виде разборной фермы (эксперимент «Маяк»). В 1991 г. впервые была проведена пайка узлов ферменных конструкций, создан агрегат для раскрытия и разворачивания солнечных батарей многократного использования орбитальной станции «Мир».

Результаты многолетних исследований в области космических технологий опубликованы в монографии Б.Е. Патона и В.Ф. Лапчинского «Welding in Space and Related Technologies», изданной в 1997 г. в Великобритании, а также обобщены в сборнике «Космос: технологии, материаловедение, конструкции», изданном в 2000 г. под редакцией Б.Е. Патона.

Бывший Генеральный конструктор ракетно-космических комплексов НПО «Энергия» академик РАН Ю.П. Семенов, многие годы работавший вместе с С.П. Королевым, так оценивал вклад Б.Е. Патона в развитие космической программы СССР: «Б.Е. Патон входит в великую плеяду советских ученых и конструкторов, благодаря которым СССР в годы своего существования был могучей и великой державой... Б.Е. Патон — выдающийся ученый XX столетия. Его характерная особенность — уникальное качество претворять идеи в жизнь...».

В начале 1970-х годов под руководством Б.Е. Патона были созданы первые образцы систем, использующих экспериментально-статистические модели сварочных процессов. Интенсивное развитие этих работ привело к созданию автоматических систем управления сварочными процессами, установками и механизированными линиями с использованием микропроцессорной техники.

Под его руководством выполнен большой комплекс фундаментальных и прикладных исследований в области статической и циклической прочности сварных соединений, их сопротивления хрупким и усталостным разрушениям, работоспособности в условиях низких температур. Создан ряд выдающихся сооружений. К ним прежде всего относится уникальный цельносварной мост имени Е.О. Патона через Днепр. Принципы, подходы и конструктивно-технологические решения, отработанные при его проектировании и сооружении, открыли дорогу широкому использованию сварки в мостостроении. Этот мост получил признание Американского сварочного общества как выдающаяся сварная конструкция XX столетия. Опыт строительства моста им. Е.О. Патона был использован при постройке мостов через Днепр в Киеве (Южного, Московского, Гаванского, Подольско-Воскресенского, автодорожного и железнодорожного), в Днепропетровске и в Запорожье, а также моста через реку Смолчич в Каменец-Подольском.

Ярким примером нового подхода к возведению сварных конструкций высокой заводской готовности стало создание технологии разворачивания рулонированных резервуаров для хранения нефти и нефтепродуктов, благодаря которой в короткие сроки была решена проблема восстановления резервуарного парка страны, разрушенного в годы Второй мировой войны.

Совместно с Научно-исследовательским и проектным институтом Укрпроектстальконструкции разработаны проекты и технологии строительства, которые успешно реализованы при возведении уникальных телевизионных башен в Киеве, Санкт-Петербурге, Ереване, Тбилиси, Витебске, Харькове. К выдающимся сварным конструкциям следует отнести и монумент «Родина-мать» в Киеве.

Б.Е. Патон является инициатором и научным руководителем целевой научно-технической программы «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин», к выполнению которой привлечены многие академические и отраслевые институты, вузы и большое количество промышленных предприятий. Получены весомые научно-технические и практические результаты по созданию методических основ, технологий, методов и способов оценки, а также продления ресурса конструкций. В планах академии предусматривается дальнейшее развитие этих работ.

Большое внимание уделяется развитию методов неразрушающего контроля качества и диагностики. Созданы автоматизированные установки для ультразвукового контроля сварных соединений труб большого диаметра, корпусов буровых долот, узлов энергетических установок, сварных соединений из легких сплавов и неметаллических материалов. Развиваются исследования с применением низкочастотных ультразвуковых волн и использованием бесконтактного введения акустических волн в объекты.

Впервые в Украине созданы системы непрерывного мониторинга сварных конструкций, к которым предъявляются повышенные требования безопасности эксплуатации.

Созданы методики прогнозирования механических свойств, ресурса безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов при наличии в них трещиноподобных дефектов и деградации материалов в процессе эксплуатации.

В институте на протяжении многих лет проводятся исследования по материаловедению. Разрабатываются новые конструкционные материалы, технологии их производства, исследуется связь «состав–структура–свойства» применительно к материалам различного назначения. Институт электросварки стал крупным материаловедческим центром, в котором работают и проводят самые сложные материаловедческие исследования высококвалифицированные специалисты по физике металлов, металлосварке, электронной микроскопии, масс-спектрометрии, Оже-спектроскопии, анализу газов в металлах и сварных швах, рентген-спектральному элементному анализу и другим специальностям.

В 1954 г. Б.Е. Патон возглавил исследование по использованию электрошлакового процесса для улучшения качества металлов и сплавов. В итоге возникло принципиально новое направление в металлургии — электрошлаковый переплав, который в короткие сроки нашел широкое применение и получил мировое признание. Он используется для улучшения свойств жаропрочных, нержавеющих, инструментальных, шарикоподшипниковых и других сталей и специальных сплавов. Металл электрошлакового переплава применяется в настоящее время при производстве роторов мощных турбин, валков прокатных станков, сосудов высокого давления, запорной арматуры тепловых и атомных станций, литого штампового инструмента и других ответственных изделий.

Еще в 1959 г. были начаты работы по рафинированию металлов и сплавов с помощью электронного луча. Электронно-лучевая плавка оказалась эффективным способом повышения качества специальных сталей и сплавов на основе никеля и железа, эффективным технологическим процессом получения особо чистых ниобия, титана и многих сплавов на их основе.

В последние годы успешно развивается электронно-лучевая технология получения слитков титана. Разработаны новые высокопрочные титановые сплавы, легированные алюминием, цирконием, ниобием, железом, конструкции промышленных электронно-лучевых установок с промежуточной емкостью. Многие из них не имеют аналогов в мировой практике.

Развиты способ, оборудование и технологии плазменно-дугового переплава металлов и сплавов. Возможности применения плазменно-дуговой технологии особенно расширились после разработки плазмотронов переменного тока, что позволило существенно повысить надежность конструкций плавильных агрегатов и источников питания.

В последние годы в мировой металлургической практике широко используется внепечная обработка металлургических расплавов. В Институте электросварки им. Е.О. Патона созданы новые типы порошковых проволок, которые содержат высокоактивные элементы для микролегирования, модификации и десульфурации сталей и чугуна. Разработаны технология и оборудование для изготовления порошковых проволок большого диаметра. Эти исследования получили дальнейшее развитие в Институте проблем материаловедения им. И.Н. Францевича, Донецком политехническом институте и других институтах и предприятиях. Сегодня метод инжекционной металлургии широко применяется на металлургических заводах Украины и России. С его помощью обработаны десятки миллионов тонн стальных расплавов.

В Институте электросварки успешно развиваются исследования в области пайки металлов и сплавов. Новые материалы и технологии пайки широко используются при изготовлении решетчатых крыльев ракет и деталей авиационных двигателей, космической и буровой техники.

В послевоенные годы в СССР были открыты гигантские месторождения нефти и газа. В основном они находятся в Средней Азии, Западной Сибири, на Северном Урале и в других отдаленных районах. Для транспортировки нефти и газа в западные районы СССР и за границу предусматривалось строительство мощных магистральных газо- и нефтепроводных систем.

Под руководством Б.Е. Патона проведен комплекс работ по разработке технологий для сварки трубопроводов. Были созданы уникальные оригинальные технологии и оборудование для контактной сварки неповоротных стыков труб — комплексы «Север». С помощью контактной сварки сварено больше 70 тыс. км трубопроводов, в том числе около 6 тыс. км газопроводов большого диаметра в условиях Крайнего Севера.

Создана оригинальная технология дуговой автоматической сварки неповоротных стыков труб самозащитной порошковой проволокой с принудительным формированием шва — комплекс «Стык». С помощью этой технологии построено свыше 10 тыс. км магистральных газо- и нефтепроводов: «Дружба», «Средняя Азия–Центр», «Уренгой–Помары–Ужгород», «Хива–Бейнеу», «Шебелинка–Измаил», «Ямал–Западная граница», «Ямал–Поволжье» и др.

Профессор Н. К. Байбаков, крупнейший авторитет в нефтегазовом комплексе страны, отмечал, что «Борис Евгеньевич Патон как президент Академии наук Украины, как директор Института электросварки им. Е.О. Патона оказал огромное влияние на прогресс нефтегазового строительства, на развитие нефтяной и газовой промышленности бывшего Советского Союза...».

Борис Евгеньевич уделяет большое внимание реализации достижений современной науки и техники в практической медицине. В 1990-х годах он предложил использовать методы сварки для соединения живых тканей и организовал творческий коллектив с участием сотрудников ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, Института хирургии и трансплантологии им. А.А. Шалимова НАМН Украины, Центрального госпиталя СБУ и других медицинских учреждений. Это сотрудничество привело к созданию нового способа соединения (сварки) мягких тканей, который позволяет быстро и почти бескровно разрезать и соединять биологические ткани, сохраняя их жизнеспособность. Заживление ран при этом происходит значительно быстрее, чем при использовании традиционных хирургических методов, существенно сокращается продолжительность операций, уменьшаются кровопотери, сокращается период послеоперационной реабилитации больных. Способы электросварки живых тканей применяют более чем в 50 клиниках Украины, а также в клиниках России и Беларуси. Успешно выполнено свыше 100 тыс хирургических операций различного профиля: в общей, торакальной и детской хирургии, онкологии, урологии, гинекологии, отоларингологии, офтальмологии, лечении травм внутренних органов и других направлениях хирургии. В ИЭС им. Е.О. Патона разработано современное оборудование для сварки живых тканей и налажено его производство. Разработаны и применяются на практике более 130 хирургических методик.

В 2004 г. комплекс работ по сварке живых тканей, выполненный под руководством и при активном творческом участии Бориса Евгеньевича Патона, был удостоен Государственной премии Украины в области науки и техники.

Плодотворно сотрудничество института с Национальным институтом хирургии и трансплантологии им. А.А. Шалимова, Донецким областным противоопухолевым центром, Национальной медицинской академией последипломного образования им. П.Л. Шупика, Национальным медицинским университетом им. А.А. Богомольца, Военно-медицинским управлением СБУ, Киевским городским центром электросварочной хирургии и новых хирургических технологий при Киевской городской клинической больнице № 1, Институтом болезней глаза и тканевой терапии им. В.П. Филатова, Национальным институтом сердечно-сосудистой хирургии им. Н.М. Амосова, Институтом нейрохирургии им. акад. А.П. Ромаданова, киевскими городскими клиническими больницами № 1, 12, 17, 18 и многими другими медицинскими учреждениями Украины.

Б.Е. Патон уделяет большое внимание международной деятельности института и его ученых. Институт электросварки является постоянным членом Международного института сварки и Европейской сварочной федерации. Под руководством Бориса Евгеньевича издаются и переводятся на английский язык журналы «Автоматическая сварка», «Современная электрометаллургия», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль». Это позволяет донести до мировой научно-технической общественности информацию о результатах исследований и новых разработках института.

В институте выросли десятки и сотни талантливых ученых и инженеров. Среди патоновцев много академиков и членов-корреспондентов НАН Украины. Сотрудники института защитили 138 докторских и 716 кандидатских диссертаций. Много работ, о которых говорилось выше, — труд большого и дружного коллектива, сплочению которого в большой мере способствуют личные качества его руководителя — Бориса Евгеньевича Патона.

Одним из основных принципов, заложенных Е.О. Патоном при создании института и развитых Б.Е. Патоном, является проведение целенаправленных фундаментальных исследований и тесная связь науки с производством. Этот принцип настойчиво воплощается в жизнь на протяжении 80-летней истории института.

Научные отделы института, конструкторский отдел, экспериментальные мастерские, опытное конструкторско-технологическое бюро, инженерные центры, экспериментальные производства, опытные заводы создавались на протяжении всей истории института — это неотъемлемые звенья системы организации исследований и внедрения их результатов в производство. Реализация этой системы позволила создать уникальные конструкции, оборудование, материалы, технологии, внедрение которых оказало большое влияние на развитие многих отраслей промышленности: машиностроение, судостроение, ракетно-космический комплекс, авиастроение, энергетику, горнопромышленный комплекс,

металлургию и химическое производство, систем трубопроводного транспорта, строительную индустрию и др.

Самоотверженный труд коллектива института высоко оценен государством. Институт награжден орденами Ленина, Октябрьской Революции, Трудового Красного Знамени, многие сотрудники института награждены орденами и медалями СССР и Украины.

Девять работ, в выполнении которых участвовали сотрудники института, удостоены Ленинских премий в области науки и техники, 24 работы — Государственных премий СССР, 34 работы — Государственных премий УССР и Украины.

Многолетний самоотверженный труд коллектива института под руководством Бориса Евгеньевича Патона получил мировое признание.

В 1962 г. Б.Е. Патон был избран действительным членом (академиком) Академии наук СССР. В этом же году ученые Академии наук УССР избрали Б.Е. Патона президентом Академии наук УССР (ныне Национальной академии наук Украины). Глубокое понимание роли науки в обществе, ее целей и задач, высокий международный авторитет ученого, преданность науке, неиссякаемая энергия и высокие моральные качества, общественно-политическая деятельность, опыт руководства большим научным коллективом стали решающими аргументами при избрании Бориса Евгеньевича на пост президента Академии наук Украины. В соответствии с уставом академии выборы ее президента проводятся каждые пять лет и Борис Евгеньевич девять раз переизбирался на эту должность. На этом ответственном посту еще шире раскрылся его талант организатора науки. Под его руководством разработана новая структура академии, новый устав, направленный на наиболее рациональное использование научных сил и средств, концентрацию их на решении важнейших фундаментальных проблем науки, которые имеют решающее значение для экономики страны.

По инициативе Б.Е. Патона и при его активной поддержке в системе Академии наук УССР созданы десятки новых институтов и организаций, расширяющих и углубляющих исследования в наиболее важных научных направлениях. Так, 1965 г. по инициативе Б.Е. Патона в Донецке создан академический научный центр и открыт университет, позднее другие научные центры АН УССР — Западный (Львов), Южный (Одесса), Северо-Восточный (Харьков), Приднепровский (Днепропетровск) и Крымский (Симферополь), которые выполняют функции региональных межотраслевых органов координации научной деятельности. Он постоянно добивается четкого определения научного профиля каждого института, заботится о том, чтобы каждый из них стал ведущим в своем направлении в республике, государстве, в мире.

Академия наук является главным научным центром страны, где широким фронтом проводятся исследования по актуальным проблемам естественных, технических, социогуманитарных наук. Учреждения академии занимают достойные позиции в отдельных разделах математики, теоретической физики, физики твердого тела и низких температур, в радиофизике и радиоастрономии, материаловедении, кибернетике и вычислительной технике, нейрофизиологии, молекулярной биологии, микробиологии и вирусологии, генной инженерии и в ряде других областей знаний.

В академии создается опытно-производственная база, получают развитие новые формы связи науки с производством.

В 1963 г. Б.Е. Патон избирается членом Президиума АН СССР. Работа на этом посту позволила ему ознакомиться с работой институтов АН СССР, изучить опыт работы Президиума академии и ее отделений.

Тесное сотрудничество между АН УССР, АН СССР, ГКНТ, РАН, академиями наук союзных республик способствовало развитию в УССР многих новых научных направлений, созданию новых институтов, инженерных центров, укреплению международного авторитета академии.

Борис Евгеньевич инициировал создание крупных комплексных научно-технических программ по отдельным отраслям промышленности, транспорта, связи и сельского хозяйства. Выполняя эти программы, ученые академии внесли весомый вклад непосредственно в решение актуальных проблем развития экономики страны. Эта форма организации научной деятельности получила всеобщее признание.

Б.Е. Патон организовал Научный совет при Президиуме АН СССР по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов», который объединил ученых академических учреждений со специалистами многих других ведомств и способствовал развитию науки о материалах в АН СССР, РАН и НАН Украины. Многие ученые-материаловеды и металлурги, активно работавшие в этом совете, по рекомендации Бориса Евгеньевича были избраны в Академию наук СССР и Российскую академию наук и внесли большой вклад в развитие науки о материалах.

Борису Евгеньевичу присуще глубокое понимание роли и места науки в решении гуманитарных проблем развития общества. Уделяя огромное внимание разработке и внедрению современных технологий в производство, он одновременно добивается осуществления обоснованных научных оценок их влияния на окружающую среду и человека. Под его руководством большими коллективами ученых

академии были выполнены прогнозные оценки негативных экологических и социально-экономических последствий крупномасштабной осушительной и оросительной мелиорации в УССР, интенсивной химизации сельского хозяйства, переброски части стока рек Дунай и Днепр. Принципиальную позицию Б.Е. Патон занял и в вопросе строительства атомной электростанции в районе Чернобыля. К сожалению, известные всему миру события 1986 г. на ЧАЭС полностью подтвердили его предостережения.

Выдающиеся способности Бориса Евгеньевича Патона как лидера, ученого и организатора раскрылись в памятные дни Чернобыльской трагедии. Коллективы многих институтов Академии наук УССР, ее Президиума уже с первых дней включились в работу по ликвидации последствий катастрофы. К выполнению этой работы были привлечены сотни ученых, специалистов Академии наук, министерств, ведомств, предприятий республики. Б.Е. Патон руководил подготовкой предложений для директивных органов УССР и Правительственной комиссии СССР. Позже, в сентябре 1997 г., Б.Е. Патон возглавил вновь созданный при Президенте Украины Консультативный совет независимых экспертов по комплексному разрешению проблем Чернобыльской атомной станции.

В 2004–2005 гг. Издательским домом «Академперіодика» НАН Украины был издан двухтомник «Чернобыль 1986–1987 гг.». Приведенные в этом капитальном труде документы объективно и достаточно полно отражают роль Академии наук УССР и самоотверженный труд коллективов институтов академии под руководством ее президента.

После развала Советского Союза и образования независимой Украины в условиях длительного экономического и финансового кризиса, который затронул академию, президент НАН Украины сумел сохранить академию, ее основные научные школы. Удалось на законодательном уровне закрепить статус академии как высшей научной государственной организации, сохранить принципы ее академического самоуправления, осуществить перестройку ее структуры в соответствии с новыми условиями, направить фундаментальные и прикладные исследования на решение неотложных задач строительства государства.

Определены новые приоритеты в области естественных, технических и социогуманитарных наук. Создан ряд новых институтов и центров социогуманитарного профиля.

По ряду направлений математики, информатики, механики, физики и астрономии, материаловедения, химии, молекулярной и клеточной биологии, физиологии удалось сохранить мировой уровень исследований. Растет вклад ученых академии в развитие фундаментальных и прикладных исследований в Украине. Созданы новые технологии, материалы, вычислительная техника, найдены новые месторождения полезных ископаемых и др.

Созданы и успешно работают институты экономики и прогнозирования, экономико-правовых исследований, проблем рынка и экономико-экологических исследований, региональных исследований, демографии и социальных исследований, украиноведения, востоковедения, политических и этнонациональных исследований, социологии, украинской археографии и источниковедения, украинского языка и ряд других отделений, институтов и центров.

Институты академии принимают активное участие в разработке инновационных программ развития экономики Украины, в исследовании ее истории, культуры, языка.

Совершенствуется организация фундаментальных и прикладных исследований, определены приоритеты в развитии отдельных научных направлений и междисциплинарных исследований. Среди них программа «Наносистемы, наноматериалы и технологии», «Сенсорные системы», «Интеллектуальные информационные технологии», «Водородная энергетика», «Энергосбережение», «Проблемы демографии и развития человечества» и др.

Много усилий Б.Е. Патон прилагает для сохранения и развития международного научного сотрудничества, внешнеэкономических связей с деловыми партнерами зарубежных стран.

Ученые Украины участвуют в выполнении многих международных программ. Проводятся совместные конкурсы научных проектов с Украинским научно-технологическим центром, Российским фондом фундаментальных исследований, Российским гуманитарным научным фондом, Сибирским отделением Российской академии наук.

Б.Е. Патон — один из инициаторов создания и сохранения общего научного пространства в рамках СНГ. В 1993 г. была создана Международная ассоциация академий наук (МАН), объединившая национальные академии 15-ти стран Европы и Азии. Борис Евгеньевич уже 20 лет — бессменный президент этой ассоциации. Под его руководством работает Научный совет МАН по новым материалам.

Академик Б.Е. Патон — почетный президент Международной инженерной академии, член Академии Европы, почетный член Римского клуба, Международной академии технологических наук, почетный член Международной академии наук, образования и искусств, Международной астронавтической академии, иностранный член академий и научно-технических обществ многих стран. Десятки отечественных и зарубежных университетов избрали академика Б.Е. Патона почетным доктором, в их числе — Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Киевский национальный

университет имени Тараса Шевченко, Санкт-Петербургский государственный технический университет, НТУУ «Киевский политехнический институт», Московский государственный физико-технический университет и др.

Б.Е. Патон вел и продолжает вести большую общественную работу. Его многократно избирали депутатом Верховного Совета СССР и УССР, заместителем Председателя Совета Союза Верховного Совета СССР, членом Президиума Верховного Совета УССР, членом Центрального Комитета КПСС и Коммунистической партии УССР, он был руководителем и членом различных высоких комитетов и комиссий. Перечень его должностей поражает. Он успешно работает на этих должностях благодаря глубокому чувству личной ответственности перед государством, народом, собственной совестью.

Кроме того, его отличают выдающаяся организованность, деловитость, редкая способность безошибочно схватывать главное, мгновенно принимать правильное решение.

Бывший президент Российской академии наук академик Ю. С. Осипов, характеризуя Бориса Евгеньевича, сказал: «Жизнь Б.Е. Патона — в науке, в сфере организаций научных исследований и практической реализации научных достижений, его общественная и государственная деятельность — воистину великий подвиг во имя расцвета науки, во имя будущего».

За огромные заслуги перед наукой и государством Б.Е. Патон удостоен высоких званий дважды Героя Социалистического Труда, Героя Украины. Он — кавалер четырех орденов Ленина, орденов Октябрьской Революции, Трудового Красного Знамени, Дружбы народов, Свободы, князя Ярослава Мудрого I, IV и V степени, орденов «За заслуги перед отечеством» I и II степени и «Почета» (РФ), ордена «Дружбы» (КНР), Франциска Скорины и Дружбы народов (Республика Беларусь), «Ордена Чести» (Грузия), «Достык» (Республика Казахстан), «Шикрет» (почета) (Республика Азербайджан) и многих других наград стран СНГ. Б.Е. Патон — лауреат Ленинской и Государственных премий СССР и Украины в области науки и техники. Ему присуждена Международная премия «Глобальная энергия». Он награжден золотыми медалями им. М.В. Ломоносова, С.И. Вавилова, С.П. Королева, серебряной медалью им. А. Эйнштейна ЮНЕСКО и многими другими наградами и знаками отличия.

Борис Евгеньевич безгранично предан Науке, Институту, Академии, Отечеству.

Сегодня нельзя представить Институт электросварки и Национальную академию наук Украины без Б.Е. Патона. Его житейская мудрость, огромный опыт, международный авторитет в науке и обществе позволили сохранить научный потенциал Украины.

Борис Евгеньевич Патон — лидер, боец, творческая личность, глубоко порядочный и добрый человек, с фантастической энергией и трудоспособностью, огромным опытом, глубокими знаниями во многих областях, способностью постоянно учиться. У него широкая натура, острый аналитический ум, он демократичен, доброжелателен, открыт для общения, доступен, всегда готов поддержать человека в беде, помочь ему.

Символично, что Борис Евгеньевич родился в день основания Национальной академии наук Украины в 1918 г. В 1998 г. при праздновании восьмидесятилетия академии и ее президента огромный зал дворца «Украина» овацией встретил сообщение о присвоении Б.Е. Патону, первому в государстве, звания Героя Украины.

Таков наш дорогой Борис Евгеньевич!

Пожелаем ему от всей души новых успехов, доброго здоровья и большого счастья.

Академик НАН Украины И.К. ПОХОДНЯ

ИССЛЕДОВАНИЯ И РАЗРАБОТКИ ИЭС им. Е.О. ПАТОНА ДЛЯ СОВРЕМЕННОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Б.Е. Патон

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлен ряд разработок ИЭС им. Е.О. Патона для энергетики, в частности, технологии сварки крупногабаритных роторов турбин, электронно-лучевой сварки заготовок большой толщины из высокопрочных сталей, технологии сварки под флюсом и контактной сварки пульсирующим оплавлением труб для магистральных газопроводов большого диаметра, технология и оборудование для создания энергосберегающих теплообменных устройств. Отмечены разработки, направленные на повышение коррозионной стойкости твэлов и безопасной эксплуатации АЭС благодаря применению жаропрочной износостойкой механизированной наплавки коррозионностойкими сплавами трубопроводной арматуры. Представлены практические рекомендации по ремонту магистральных трубопроводов без вывода их из эксплуатации. Выполнены исследования, показавшие возможность применения акустической эмиссии для мониторинга сварных конструкций, работающих при высоких температурах. Разработан способ для предотвращения катастрофического вытекания нефти из разрушенных труб скважин нефтедобывающих платформ. Рис. 20.

Ключевые слова: сварка под флюсом; контактная сварка пульсирующим оплавлением; электронно-лучевая сварка; защитные покрытия твэлов; оребренные плоскоовальные трубы; ультразвуковой контроль сварных швов; акустическая эмиссия; износостойкая наплавка; техническая диагностика

Развитие энергетики во многом определяет масштабы и темпы роста мировой экономики. По самым осторожным оценкам, в XXI в. общее энергопотребление на планете удвоится. Наиболее интенсивно будет расти производство электроэнергии (рис. 1), которое к 2030 г. достигнет 40 % мирового спроса на энергоресурсы. Уголь, нефть и газ останутся главным источником энергии в ближайшие десятилетия. Однако их месторождения исчерпываются, а разведка новых требует значительных инвестиций. При этом экологические последствия от использования ископаемого топлива становятся все больше угрожающими: атмосферные выбросы ведут не только к загрязнению окружающей среды и

ухудшению здоровья населения, но и к глобальным изменениям климата.

Сегодня усилия мирового сообщества направлены на:

- повышение эффективности энергопотребления;
- развитие экономически обоснованных источников энергии;
- снижение вредных выбросов с помощью применения новых технологий и более экологичных видов

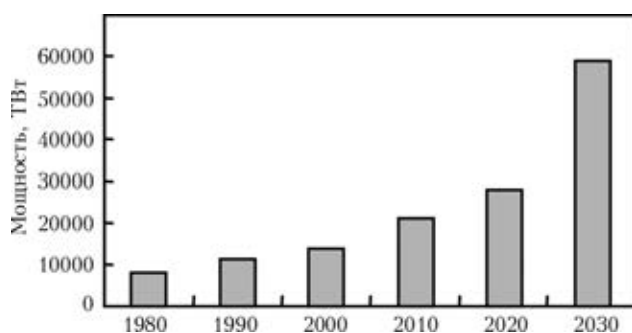


Рис. 1. Рост мирового производства электроэнергии



Рис. 2. Рынок сварочной техники по состоянию на 2011–2012 гг.

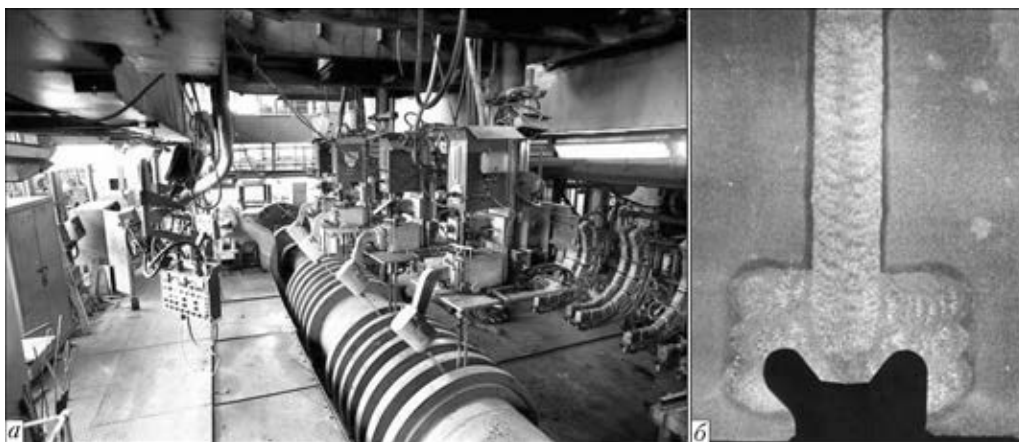


Рис. 3. Автоматическая сварка под флюсом ротора паровой турбины мощностью 1000 МВт для АЭС (а) и макрошлиф металла сварного шва ротора паровой турбины (б)

топлива, таких как природный газ, атомная энергия и возобновляемые источники. Решение этих сложных задач, направленных на создание энергетики будущего, более чем когда-либо зависит от результатов научных исследований, их быстрого и эффективного использования.

Весомый вклад в создание энергоэффективных, экологически чистых технологий и продуктов вносят ученые и специалисты-сварщики. Современное сварочное производство является одной из наукоемких, межотраслевых составляющих мировой экономики. В развитых странах с применением сварочных технологий производится более половины национального валового продукта. Рынок сварочной техники, несмотря на кратковременные спады в период мировых кризисов, продолжает уверенно расти. В 2012 г. объем мирового рынка сварочной техники составил 17 млрд дол. США и, по оценке экспертов, в ближайшие пять лет возрастет до 22 млрд дол. США. Наибольшую его долю составляет рынок сварочной техники в энергетике (рис. 2). Прогнозируется, что в ближайшие три года он увеличится на 30 %.

Сегодня имеется мощный арсенал технологий, которые позволяют получать неразъемные соединения различных конструкционных и функциональных материалов. Сварочные технологии дают возможность создавать уникальные конструкции энергетического оборудования — турбин, энергетических котлов, корпусов реакторов АЭС и др.

Институт электросварки им. Е.О. Патона выполняет большой комплекс работ в области сварки и родственных технологий для энергетической отрасли. Применительно к турбостроению разработана и внедрена в производство технология и специализированное оборудование для сборки и автоматической сварки под флюсом в узкую разделку крупногабаритных роторов мощных паровых турбин для тепловых и атомных электростанций на одном сборочно-сварочном стенде. При этом роторы цилиндров низкого и среднего давления изготавливаются из отдельных дисков, что исключает достаточно сложную проблему получения крупногабаритных тяжелых цельнокованных заготовок для роторов массой до 200 т и длиной более 10 м. Установка

сборки и сварки укомплектована четырьмя аппаратами для автоматической сварки под флюсом с программным управлением процесса раскладки валиков в узкой разделке и системой слежения электрода за дном и стенками разделки кромок (рис. 3).

Для производства изделий энергетического машиностроения необходимо сваривать заготовки из высокопрочной стали большой толщины. Весьма эффективна для этого электронно-лучевая сварка (ЭЛС), которая обеспечивает высокую производительность сварочного процесса, высокое качество соединений и минимальные деформации. В ИЭС им. Е.О. Патона выполнены исследования и разработки по созданию технологий и оборудования для

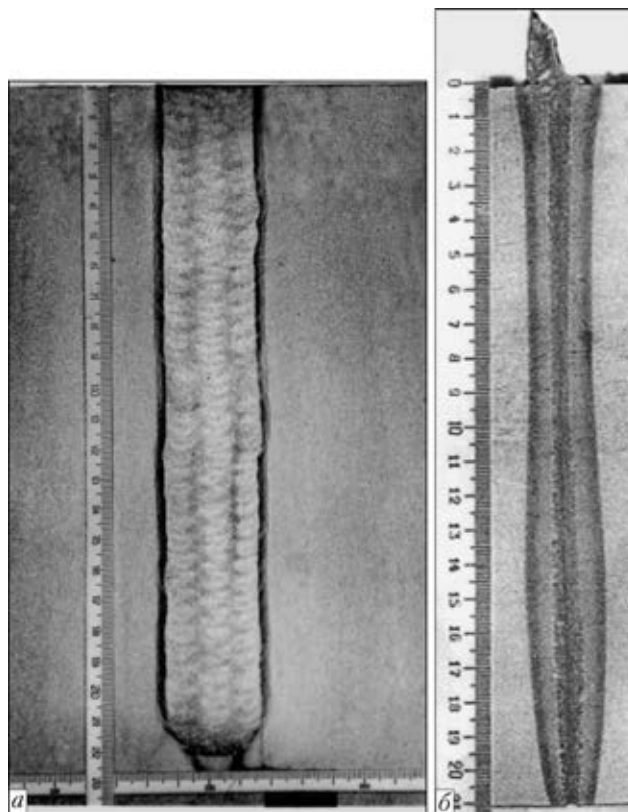


Рис. 4. Макрошлифы поперечного сечения кольцевых швов низколегированной стали большой толщины, выполненных многослойной дуговой сваркой под флюсом (а) и однопроходной ЭЛС (б)

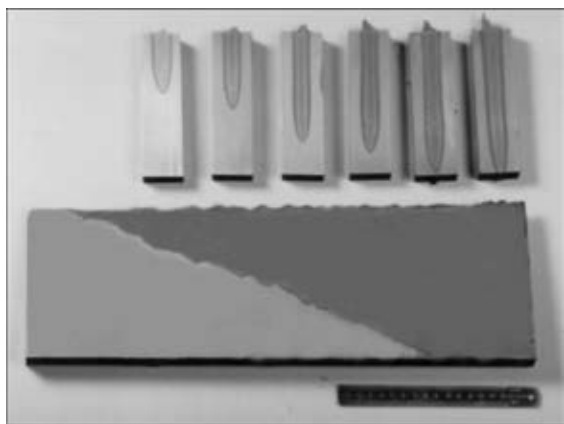


Рис. 5. Макрошлифы участка замыкания кольцевого шва при ЭЛС стали 15X2НМФА толщиной 150 мм

ЭЛС конструкционных сталей толщиной до 210 мм (рис. 4). Стабильное формирование сварных соединений и предотвращение дефектов в металле глубоких швов достигается с помощью развертки луча с его параллельным переносом вдоль и поперек направления сварки.

Задача получения сварных соединений высокого качества значительно усложняется на участке замыкания кольцевого шва, где возникают корневые дефекты. Она решена с помощью применения развертки луча, фокусировки пучка в плоскости на 10 мм выше середины шва и наклона плоскости стыка и сварочного пучка на угол 10° относительно горизонта. На рис. 5 хорошо видно качественное формирование закругления в корне шва и полное отсутствие дефектов.

Созданы новое поколение крупногабаритных вакуумных камер, технологии их сборки и ЭЛС (рис. 6). Основной отличительной чертой этих камер является использование двух вакуумно-плотных и прочных оболочек, соединенных между собой ребрами жесткости. Высокая геометрическая точность стенок камеры обеспечивает новые возможности построения высокоточных манипуляторов пушки и изделия. Для управления манипуляторами и всем процессом сварки разработано программное

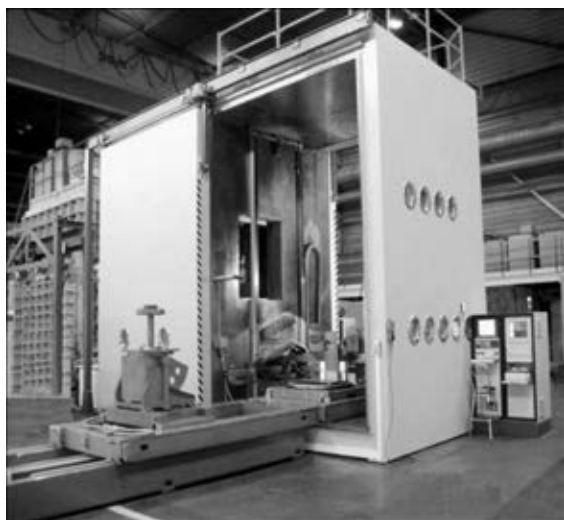


Рис. 6. Оборудование ЭЛС, изготавливаемое в ИЭС им. Е.О. Патона

обеспечение с удобным графическим интерфейсом оператора.

Разработанная технология ЭЛС высокопрочных сталей большой толщины имеет перспективы применения при изготовлении корпусов реакторов АЭС. Как показывает практика, продолжительность дуговой сварки кольцевых швов в корпусе реактора составляет сотни часов, тогда как ЭЛС такого шва — нескольких часов. Принципиальная схема предлагаемой промышленной установки для сварки кольцевых швов корпуса реактора ВВР-1000 показана на рис. 7.

Развитие атомной энергетики неразрывно связано с повышением безопасности атомных реакторов и снижением затрат на их эксплуатацию. Причиной аварийной ситуации на атомной станции Фукусима-1 стало химическое взаимодействие циркониевых оболочек твэлов с паром. Пароциркониевая реакция привела к генерации водорода, вследствие чего и произошел взрыв. Одним из путей снижения затрат на эксплуатацию АЭС является увеличение цикла перезагрузки ядерного топлива, что также требует повышения коррозионной стойкости циркониевых сплавов в воде в штатном режиме работы реактора. Поэтому разработка методов и технологии изготовления твэлов, обеспечивающих повышение коррозионной стойкости циркониевых оболочек в воде и паре в штатном и аварийном режимах работы реактора, является актуальной.

Одним из путей решения этой задачи является создание на поверхности циркониевой оболочки твэлов защитных покрытий, которые должны обеспечить ей более длительный срок эксплуатации в штатном режиме, а в случае аварийной ситуации существенно снизить вероятность возникновения пароциркониевой реакции.

Для решения поставленной задачи были проведены исследования, направленные на разработку метода осаждения толстых покрытий на основе карбида кремния на циркониевые оболочки твэлов. Предлагаемый метод основан на использовании разработанного в институте высокоскоростного электронно-лучевого осаждения толстых покрытий неорганических материалов. Использование мощных электронно-лучевых пушек в стационарном режиме позволяет испарять в вакууме с большой скоростью металлические и керамические вещества и формировать на их основе покрытия с заданной структурой. Этот метод может обеспечить осаждение покрытий на основе карбида кремния со скоростями 5...10 мкм/мин и получить покрытия на длинномерных оболочках твэлов со скоростью порядка 1 м/мин. Отличительной особенностью разработанного метода является возможность совмещения процесса осаждения покрытий с другими процессами, которые необходимы для обеспечения высокой прочности сцепления подложки и покрытия, модифицирования структуры покрытия и т. п.

Общий вид фрагментов циркониевых оболочек твэлов без покрытия и с покрытием представлен на

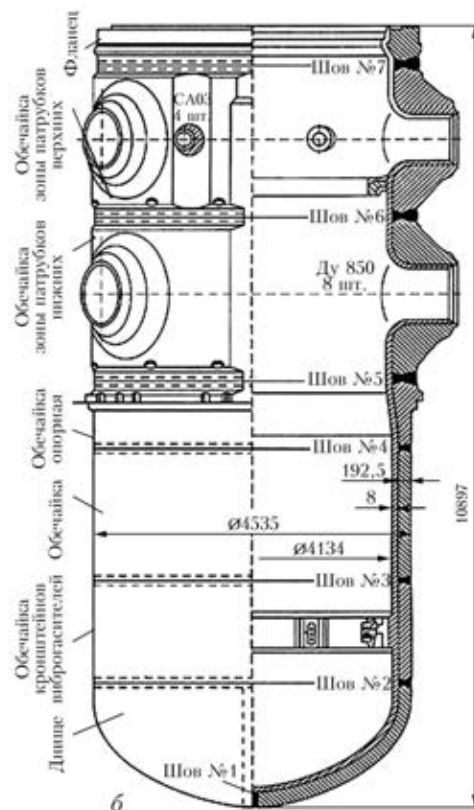
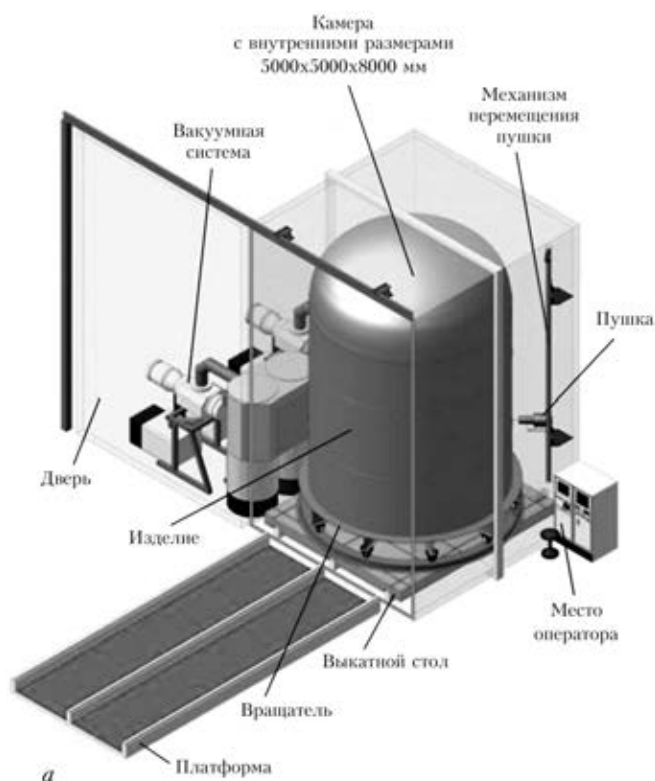


Рис. 7. Принципиальная схема промышленной установки для ЭЛС кольцевых швов корпуса реактора ВВР-1000 (а) и схема корпуса реактора (б)

рис. 8. Разработанная методика осаждения обеспечивает получение однородного по поверхности бездефектного покрытия с малой шероховатостью и высокой адгезионной прочностью, с высокой твердостью, без дефектов как в самом покрытии, так и на границе раздела покрытие-подложка (рис. 9).

ИЭС им. Е.О. Патона совместно с ВНИИНМ им. А.А. Бочвара проведены исследования коррозионной стойкости покрытий при высоких температурах (аварийный режим работы твэлов), которые показали их стойкость к окислению. Как видно из рис. 10, в процессе испытания покрытие сохраняет целостность и хорошее сцепление с подложкой, тогда как образцы без покрытия при тех же условиях испытывают интенсивную коррозию в непокрытой области циркониевого образца.

ИЭС им. Е.О. Патона совместно с Киевским политехническим институтом разработал технологию и оборудование для поперечного обребрения плоско-

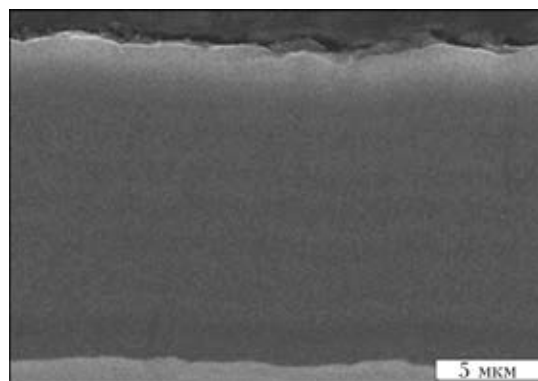


Рис. 9. Микроструктура покрытий на основе карбида кремния

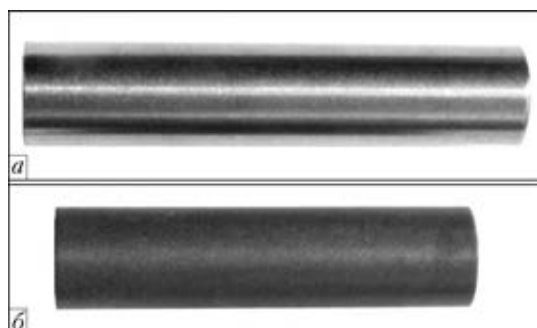


Рис. 8. Общий вид фрагментов циркониевых оболочек без покрытия (а) и с покрытием (б) на основе карбида кремния

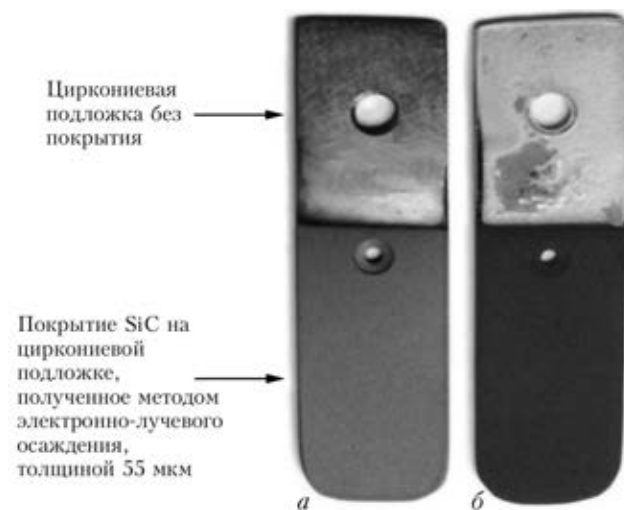


Рис. 10. Общий вид циркониевых образцов до (а) и после (б) испытания на коррозионную стойкость покрытий при высокой температуре

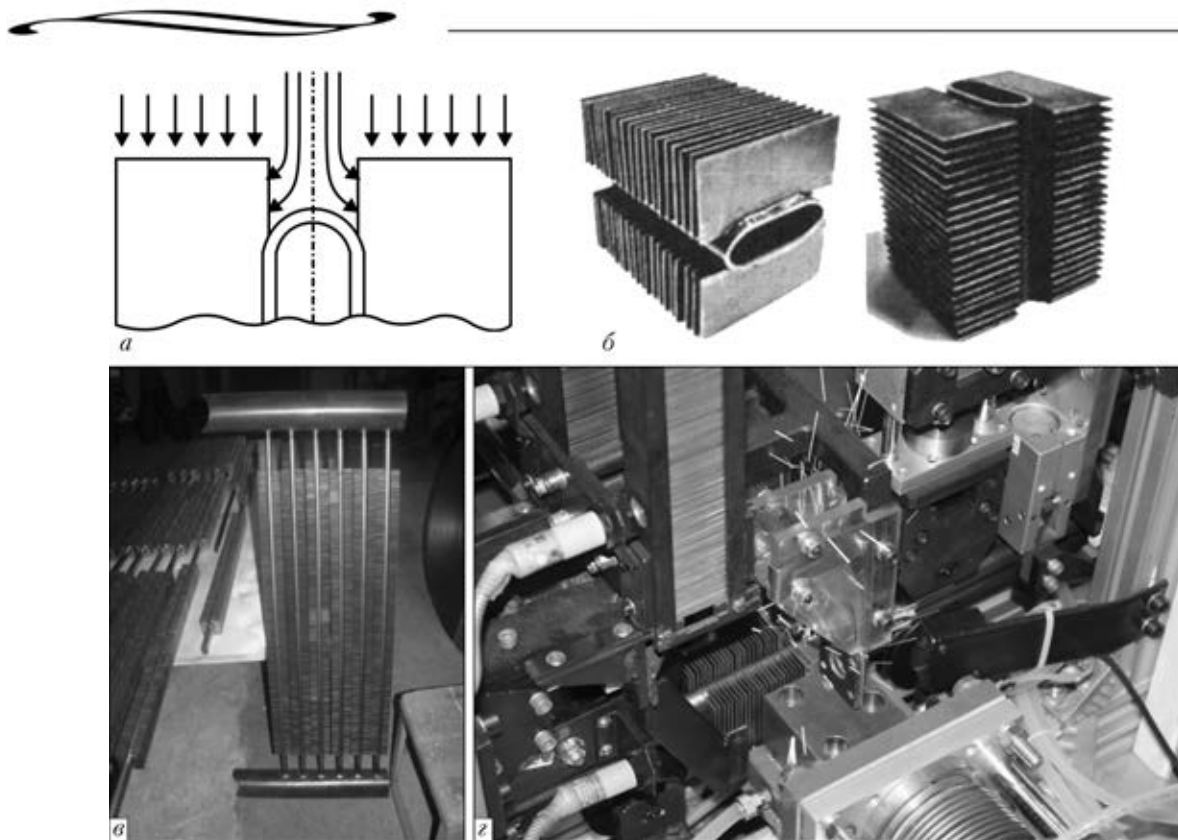


Рис. 11. Плоскоовальные трубы с поперечным оребрением для энергосберегающих теплообменных устройств: *а* — схема потока теплоносителя; *б* — элементы труб; *в* — секция экономайзера-утилизатора мощностью 0,2 МВт; *г* — автоматизированная установка для контактной сварки плоскоовальных труб

овальных труб способом контактной сварки и создания на их основе широкой номенклатуры энергосберегающих теплообменных устройств (рис. 11). Поперечное оребрение плоскоовальных труб способом контактной сварки имеет ряд неоспоримых преимуществ: высокую технологичность без применения расходных материалов; практически идеальный термический контакт между ребрами и трубой; высокую интенсивность конвективного теплообмена; низкое аэродинамическое сопротивление. При модернизации котлов средней и малой мощности весьма эффективным способом экономии топлива является применение экономайзеров с плоскоовальными оребренными трубами. При этом достигается большой экономический эффект.

В связи с возрастающей потребностью мировой экономики в энергоресурсах задача обеспечения надежной транспортировки углеводородного топлива из районов его добычи к основным потребителям является чрезвычайно актуальной. Несмотря на развитие альтернативных способов (перевозка сжиженного газа танкерами или сжатого газа в специальных сосудах), трубопроводный транспорт по-прежнему остается преимущественным средством доставки природного газа к потребителям.

Исследована новая многодуговая технология сварки под флюсом с комбинированным питанием дуг для улучшения качественных показателей сварных соединений за счет оптимизации фазировки дуг, режимов их горения и установочных параметров электродов. Для заводского изготовления труб разработаны 4- и 5-дуговые процессы сварки с по-

вышенным до 1900 А током передней дуги, что позволило уменьшить размеры разделки кромок, повысить скорость сварки и снизить расходы сварочных материалов (рис. 12). Дополнительным преимуществом в этом случае является благоприятная конфигурация линии сплавления, что улучшает результаты испытания на ударный изгиб металла сварных соединений, особенно толстостенных труб. Технология рекомендована для сварки труб с толщиной стенки от 25 до 50 мм.

При изготовлении труб с небольшой и средней толщиной стенки можно применять многодуговую сварку с электродом меньшего диаметра (3,2 мм) на первой дуге, отличающуюся глубоким проваром, достаточно благоприятным формированием швов и некоторым снижением погонной энергии.

Для обеспечения высоких показателей вязкости в институте разработана система управления химическим составом и структурой металла шва труб. Она основана на использовании многодуговой сварки под флюсом, при которой на отдельных дугах устанавливаются сварочные проволоки разного химического состава, что позволяет дозированно с большой точностью регулировать содержание легирующих элементов в металле шва в зависимости от состава применяемой трубной стали, режимов сварки и других факторов. При изготовлении труб наибольшее распространение получило сочетание агломерированного алюминатного флюса небольшой основности и сварочных проволок, содержащих марганец, молибден, или марганец, никель, молибден, или марганец, молибден, титан, бор. Требуемый хи-

мический состав шва достигается путем изменения количества дуг со сварочной проволокой той или иной системы легирования и различной скорости ее подачи на отдельных дугах. Управление химическим составом металла шва труб обеспечивает получение наиболее благоприятной его структуры. На рис. 13, *в* показана микроструктура металла продольного шва газо- и нефтепроводной трубы диаметром 1420 мм с толщиной стенки 25 мм из стали класса прочности K60 (категории X70), состоящей из 85...90 % игольчатого феррита и менее 1 % межзеренного полигонального феррита. Такая структура гарантирует высокие вязкие характеристики металла шва, например, ударную вязкость в пределах 180...200 Дж/см² на образцах с острым надрезом при температуре -30 °С.

Разработанное сочетание сварочных материалов и новые процессы многодуговой сварки под флюсом, в том числе с повышенным током передней дуги, включая рекомендации по оптимизации режимов и установочных параметров, реализованы на различных трубосварочных заводах Украины и Российской Федерации при изготовлении труб с толщиной стенки от 16 до 40 мм из стали класса прочности K60-K65 (категории X70-X80) для магистральных трубопроводов.

При строительстве магистральных трубопроводов ИЭС им. Е.О. Патона совместно с организацией ОАО «Газпром» накопил большой опыт использования контактной стыковой сварки неповоротных стыков трубопроводов в полевых условиях в различных климатических зонах, в частности в районах Крайнего Севера. Комплексами «Север» (рис. 14) и другими сварочными машинами контактным способом было сварено более 70 тыс. км различных трубопроводов, в том числе больших диаметров, которые успешно эксплуатируются.

В настоящее время институт разрабатывает новый процесс контактной сварки труб, получивший название «пульсирующее оплавление» (КСО). Новизна заключается в том, что благодаря приме-

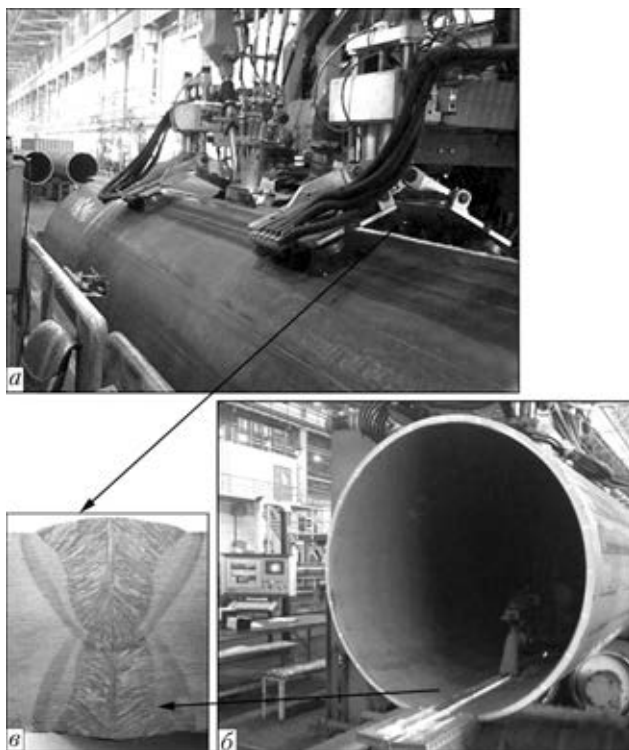


Рис. 12. Многодуговая сварка под флюсом трубы диаметром 1420 мм с толщиной стенки 40 мм: *а* — 5-дуговая сварка наружного шва, скорость 110 м/ч; *б* — 4-дуговая сварка внутреннего шва, скорость 100 м/ч; *в* — макрошлиф сварного соединения трубы

нию быстродействующих систем управления сварочной машиной и новых алгоритмов управления возможна значительная интенсификация нагрева при одинаковой установленной мощности источника электрического питания.

Процесс пульсирующего оплавления имеет ряд преимуществ по сравнению с непрерывным оплавлением. Так, режим сварки с использованием пульсирующего оплавления уменьшает время сварки кольцевого стыка по сравнению с непрерывным с 3,5...4 мин до 2 мин, а припуск на оплавление сокращается почти в 2 раза. Последнее весьма существенно, так как при этом снижаются соответственно

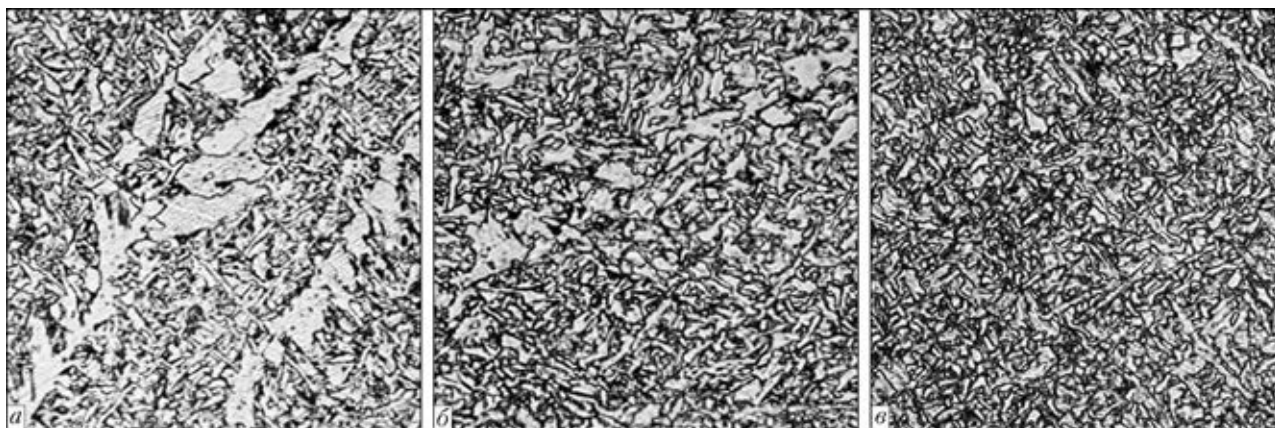


Рис. 13. Микроструктура (×500) металла швов труб из стали класса прочности K60, выполненных с применением различных сварочных материалов: *а* — Mn-Mo система легирования, кислый плавящийся флюс, полигонального феррита 20...25 %; игольчатого 35...45 %; $KV_{-30} = 27...30$ Дж/см²; *б* — Mn-Ni-Mo система легирования, алюминатный агломерированный флюс небольшой основности, полигонального феррита 3...5 %, игольчатого 75...80 %; $KV_{-30} = 80...100$ Дж/см²; *в* — Mn-Mo-Ti-V система легирования, алюминатный агломерированный флюс небольшой основности, полигонального феррита менее 1 %, игольчатого 85...90 %; $KV_{-30} = 180...200$ Дж/см²

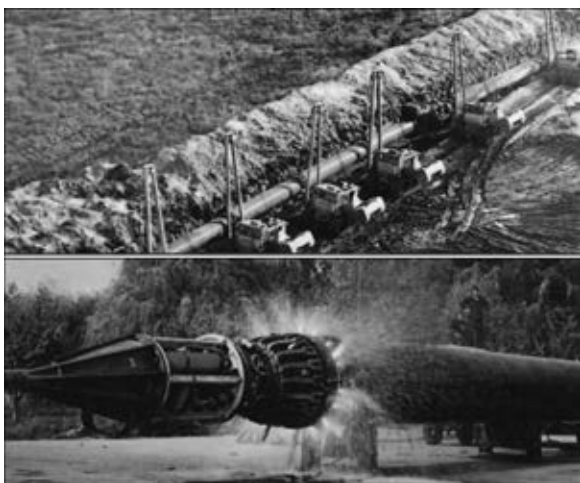


Рис. 14. Комплекс «Север» для сварки труб магистральных нефте- и газопроводов

потери металла. Благодаря использованию систем автоматического регулирования скорости оплавления удалось получить качественную сварку при меньших удельных мощностях, чем при сварке труб комплексами «Север». Поэтому при сварке труб диаметром 1420 мм с толщиной стенки 27 мм применим источник с установленной пиковой мощностью до 1300 кВ·А.

В соответствии с требованиями международных стандартов API1104 и DNV-OS-F101 были определены механические свойства сварных соединений в состоянии после сварки и после термообработки. Так, в состоянии после сварки предъявляемым требованиям удовлетворяют показатели прочности ($\sigma_b = 516,0...523,6$ МПа) и угол загиба (180° при отсутствии трещин), а ударная вязкость ниже нормативных требований ($KCV_{+20} = 13,3...17,1$; $KCV_{-20} = 6,1...9,7$ Дж/см²) из-за наличия в зоне термического влияния крупнозернистой структуры с повышенным содержанием феррита.

Для увеличения ударной вязкости разработана технология термообработки соединений, выполненных КСО, с использованием локального индукционного нагрева после сварки. Механические свойства сварных соединений в состоянии после термообработки следующие: $\sigma_b = 550,6...561,4$ МПа, угол загиба 180° , Па, $KCV_{+20} = 147,9...219,5$, $KCV_{-20} = 86,8...171$ Дж/см². Установлено, что наиболее высокие показатели удар-

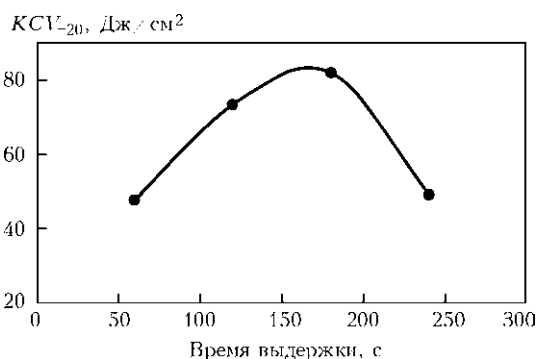


Рис. 15. Зависимость средних значений ударной вязкости от времени выдержки при температуре термической обработки 1000 °С

ной вязкости сварных соединений, выполненных КСО на стали класса прочности K56, могут быть получены при температурах нормализации 950...1000 °С и длительности нагрева в пределах 2,5...3,0 мин (рис. 15), а охлаждение после нагрева должно проводиться со скоростью не меньше 8 °С/с.

При испытаниях контрольной партии соединений, сваренных на оптимальном режиме с последующей термической обработкой, качество соединений полностью удовлетворяет требованиям стандартов.

Одновременно с разработкой технологии сварки были определены алгоритмы выявляемости дефектов соединений, выполненных КСО с использованием средств современной ультразвуковой дефектоскопии. Разработаны также системы и алгоритмы операционного компьютеризированного контроля параметров сварки, позволяющего оценивать качество соединений сразу же после окончания сварки. При этом автоматическая система дает в печатном виде документ на каждый стык, в котором указываются реальные значения всех параметров процесса сварки, их отклонения от заданных программой значений и оценка качества соединений.

Разработана технология неразрушающего контроля кольцевых швов толстостенных труб, выполненных КСО. Технология базируется на использовании эхозеркального метода ультразвукового контроля, который реализуется с помощью преобразователей, включенных по схеме тандем.

Характерно, что дефекты при КСО расположены в одной плоскости соединения. При КСО толстостенных труб эта плоскость всегда перпендикулярна оси трубы, что облегчает локацию дефектов, при которой можно не учитывать все сигналы от структурной неоднородности металла, поступающие от участков, которые расположены за пределами плоскости соединения. Выделены две категории дефектов, которые могут быть выявлены ультразвуковым контролем: дефекты, связанные с химической неоднородностью металла, и дефекты, вызванные нарушениями режима сварки. Определены алгоритмы оценки дефектов соединений, выполненных КСО, которые гармонизированы с эталонами при ультразвуковом контроле соединений, выполненных электродуговыми способами сварки.

В результате этих исследований сертифицирована технология неразрушающего контроля соединений труб, полученных КСО, требуемая в соответствии с нормативами как обязательная операция.

В результате выполненных исследований ИЭС им. Е.О. Патона совместно с заводом «Псковэлектросвар» разработал комплекс оборудования для КСО морских трубопроводов диаметром 1219 мм с толщиной стенки 27 мм для использования на трубоукладочной барже (рис. 16). Комплекс изготовлен и проходит испытания.

Эксплуатационная надежность работы тепловых и атомных электростанций в значительной мере зависит от герметичности и высокой износостойкости уплотнительных поверхностей трубопроводной арматуры. Эрозионный и коррозионный износ, тре-



Рис. 16. Комплекс для контактной стыковой сварки оплавлением морских трубопроводов диаметром 1219 мм с толщиной стенки 27 мм

щины термической усталости, а также появление задигов на трущихся поверхностях — основные причины выхода трубопроводной арматуры из строя.

Разработаны материалы, технология и оборудование для механизированной наплавки деталей энергетической трубопроводной пароводяной арматуры высоких параметров всех типоразмеров. Широко используется наплавка жаропрочными износостойкими и коррозионностойкими сплавами, что позволило существенно продлить срок службы арматуры и повысить ее надежность. Совершенствование процессов наплавки уплотнительных поверхностей арматуры будет идти по пути ее автоматизации и создания новых износостойких сплавов.

В институте разработаны практические рекомендации по ремонту сваркой магистральных трубопроводов без вывода их из эксплуатации. Они включают комплекс методик и инженерных руководств по оценке состояния магистральных трубопроводов с обнаруженными дефектами, а также по планированию ремонта сваркой под давлением. Применительно к типичным дефектам магистральных трубопроводов (локальные и общие коррозионные повреждения металла, трещины, дефекты формы) предложены критерии для оценки их допустимости с позиций степени снижения несущей способности трубопровода как при эксплуатации, так и во время ремонта (рис. 17). Особое внимание уделено вопросам планирования ремонтных работ с использованием различных усиливающих конструкций: сварных бандажей, герметичных муфт, муфт с компандным наполнителем.

Поскольку оборудование для тепловых и атомных электростанций работает при высоких темпе-

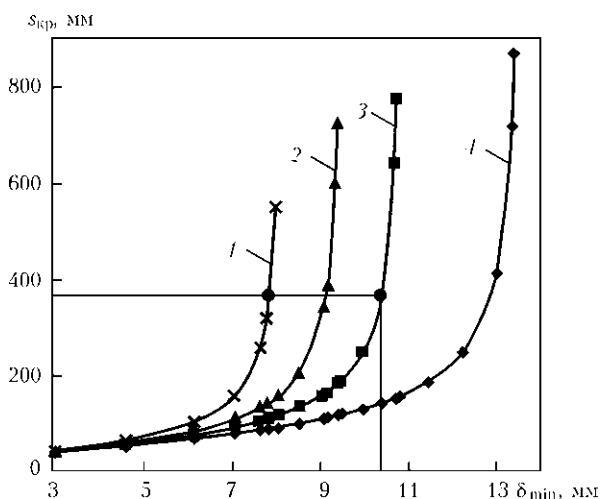


Рис. 17. Зависимость критической длины дефекта типа локального утонения $s_{кр}$ от минимальной допустимой толщины δ_{min} стенки трубы 1420×20 мм из стали 17Г1С при различном внутреннем давлении: 1 — 4,5; 2 — 5,25; 3 — 6,0; 4 — 7,5 МПа

ратурах и давлениях, то применение традиционных средств неразрушающего контроля в процессе эксплуатации невозможно. Поэтому необходимо созда-

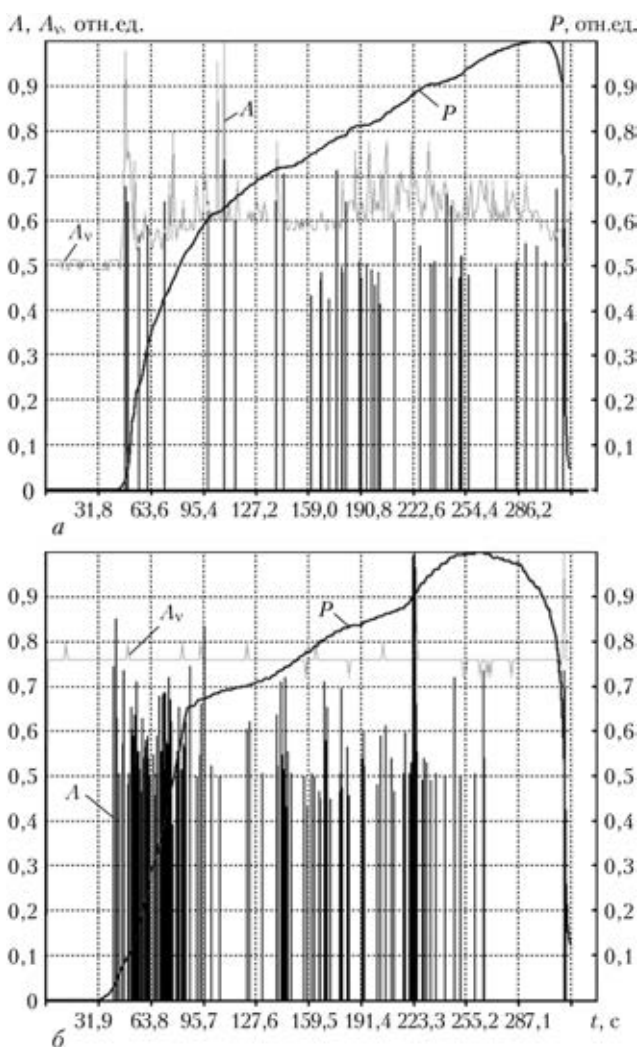


Рис. 18. Сопоставление сигналов акустической эмиссии в растягиваемых образцах из стали 15Х1М1Ф при комнатной температуре (а) и 500 °С (б) (А — амплитуда; A_v — амплитуда непрерывной эмиссии; Р — нагрузка)



Рис. 19. Одна из точек измерения акустико-эмиссионной активности трубопровода промежуточного перегрева пара Киевской ТЭЦ-6

ние методов и средств для мониторинга технического состояния энергетических объектов. Были проведены исследования, которые впервые показали возможность применения метода акустической эмиссии для этой цели.

На рис. 18 приведены графики испытаний на растяжение образцов из стали 15Х1М1Ф при комнатной температуре и 500 °С. Как видно, сохраняется акустическая активность на всех стадиях деформирования материала при высокой температуре, что позволяет прогнозировать разрушающие нагрузки с достаточной достоверностью.

Разработана и реализуется «Программа работ непрерывного акустико-эмиссионного мониторинга на оборудовании ТЭЦ «Киевэнерго». На первом этапе исследованы диагностические контрольные параметры трубопроводов горячего промежуточного перегрева, подогревателей высокого давления и деаэратора, создана и смонтирована система непрерывного мониторинга трубопроводов промежуточного перегрева.

Система запущена в опытную эксплуатацию (рис. 19). Принято решение по внедрению средств и технологии непрерывного акустико-эмиссионного мониторинга оборудования других ТЭЦ.

Как известно, к тяжелым экологическим последствиям приводят аварии на нефтегазовых промыслах. Одна из таких аварий произошла в 2010 г. в Мексиканском заливе на нефтедобывающей плат-



Рис. 20. Модуль для соединения разрушенных труб скважин

форме, где из поврежденной скважины на глубине 1500 м произошло неконтролируемое вытекание нефти. Специалисты института разработали способ соединения разрушенных труб скважин во время вытекания нефти. Был разработан и изготовлен соединительный модуль, который успешно прошел испытания (рис. 20). Функциональная схема его работы заключается в следующем. С помощью грузоподъемных механизмов опускается модуль к поврежденной части скважины. Он захватывается технологическими устройствами, которые удерживают модуль в вертикальном положении и не дают возможности вытекающему потоку сбросить его в сторону. При этом не происходит динамического удара и срыва модуля с места закрепления благодаря имеющимся в конструкции модуля необходимым отверстиям, которые обеспечивают свободное вытекание интенсивного потока нефти в окружающую среду. Затем эти отверстия модуля перекрываются. Для этого используются гидроцилиндры и специальные шторки, предусмотренные конструкцией модуля. После завершения работы гидроцилиндров и перекрытия отверстий модуля нефть направляется в нужном направлении по трубопроводу.

Таковы разработки института, предназначенные для современной энергетики. Исследования и создание новых технологий продолжаются.

A number of developments of E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine for power generation are presented, in particular, technologies of welding large-sized turbine rotors, electron beam welding of thick billets from high-strength steels; technologies of submerged-arc and pulsed flash-butt welding of pipes for large-diameter main gas pipelines, technology and equipment for manufacturing energy-saving heat exchangers. Developments are noted, which are aimed at improvement of corrosion resistance of fuel elements and safe operation of NPP due to application of heat- and wear resistant mechanized cladding of pipeline fittings by corrosion-resistant alloys. Practical recommendations are given on main pipeline repair without taking them out of operation. Research has been performed to demonstrate the possibility of acoustic emission application for monitoring welded structures exposed to high temperatures in service. A method has been developed to prevent catastrophic outflow of oil from broken pipes of oil platform wells. Figures 20.

Keywords: submerged-arc welding; pulsed flash-butt welding; electron beam welding; protective coatings of fuel elements; finned plane-oval pipes; ultrasonic testing of welds; acoustic emission; wear-resistant cladding; technical diagnostics

Поступила 01.07.2013



УДК 669.187.56.001.3

ОСОБЕННОСТИ СОЗДАНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ ДЛЯ МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ*

А.Т. Назарчук¹, И.В. Протокилов¹, В.Б. Порохонько¹,
Ю.П. Ивочкин², И.О. Тепляков²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua.

²Объединенный институт высоких температур РАН.
125412, г. Москва, ул. Ижорская, д. 13, стр. 2. E-mail: vortex@iht.mpei.ac.ru.

Рассмотрены некоторые особенности создания импульсных магнитных полей для воздействия на кристаллизацию металла в процессе магнитоуправляемой электрошлаковой плавки. Предложены способы интенсификации электромагнитного воздействия на металлургическую ванну, основанные на использовании энергии электрических разрядов емкостных накопителей на внешний магнитный контур. Разработана экспериментальная аппаратура, включающая источник питания для генерирования электрических разрядов энергией до 1850 Дж, и магнитный контур в виде соленоида с дисковыми обмотками, охватывающими кристаллизатор. Изучены характеристики электрических разрядов при различном количестве витков магнитного контура. Показана целесообразность комплексного подхода к интенсификации электромагнитного воздействия посредством оптимизации параметров как источника разрядов, так и соответствующих магнитных контуров. Проведены экспериментальные исследования влияния импульсных магнитных полей на режимы плавки и кристаллизацию металла в процессе выплавки слитков титановых сплавов. Показана возможность при достаточной энергии разрядов и оптимальном количестве витков магнитного контура управлять порционными тепловложениями в процессе плавки, а также кристаллизацией металла слитков. При этом для улучшения качества поверхности слитков предложено воздействие осуществлять сериями импульсов, чередующихся с паузами. Библиогр. 6, табл. 1, ил. 8.

Ключевые слова: магнитоуправляемая электрошлаковая плавка; импульсное магнитное поле; емкостный накопитель энергии; электрический разряд; магнитный контур; соленоид; макроструктура

Перспективным направлением интенсификации электромагнитного воздействия на гидродинамику электрошлакового процесса является использование импульсных магнитных полей [1–3]. Возможность такой интенсификации при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке (МЭП) с помощью импульсного магнитного поля впервые была показана в работе [1]. Однако здесь для создания импульсных магнитных полей использовали традиционные источники питания магнитных контуров.

В данном случае обеспечение эффективных импульсных воздействий затруднено из-за необходимости создания высоких значений магнитной индукции в зоне плавки (0,2...0,5 Тл). Данная тенденция усугубляется с увеличением диаметра вы-

плавляемого слитка, что связано с необходимостью создания магнитных контуров с чрезмерными массогабаритными показателями, обеспечивающими требуемые значения магнитной индукции.

Для интенсификации импульсного влияния магнитных полей на гидродинамику процесса плавки изучали использование энергии электрических разрядов емкостных накопителей на внешний магнитный контур или непосредственно на зону плавки [2, 3]. Создано экспериментальное оборудование, необходимое для исследований с применением различных способов гидродинамического воздействия на металлургический расплав за счет использования энергии электрических разрядов. Установлена принципиальная возможность воздействия электрически-

* Работы выполнены при поддержке Государственного фонда фундаментальных исследований Украины (проект № Ф53.7/027) и Российского фонда фундаментальных исследований (проект Укр_ф_а № 13-08-90444).



Рис. 1. Кристаллизатор с водоохлаждаемым магнитным контуром

ми разрядами емкостных накопителей на кристаллизацию металла слитков [2].

В ходе исследований показана необходимость проведения комплексной разработки и совершенствования источника генерирования электрических разрядов и соответствующих магнитных контуров для создания мощных импульсных магнитных полей.

Цель настоящей работы заключалась в совершенствовании магнитогидродинамических (МГД) устройств для создания импульсных магнитных полей, в том числе соответствующих магнитных контуров и оптимизации режимов воздействия на процессы плавки и кристаллизации металла.

Остановимся на следующем. Первоначально для управления структурообразованием слитков при МЭП использовали поперечное магнитное поле [4, 5]. Для его создания применяли магнитные контуры с металлическими магнитопроводами, массогабаритные показатели которых повышались с увеличением магнитных зазоров, определяемых типоразмерами кристаллизаторов. Именно эти конструктивные особенности магнитных контуров не позволяли создавать поля с уровнем магнитной индукции, необходимым для управления кристаллизацией металла.

Переход на использование продольных магнитных полей с применением магнитных контуров в виде соленоидов, охватывающих кристаллизатор,

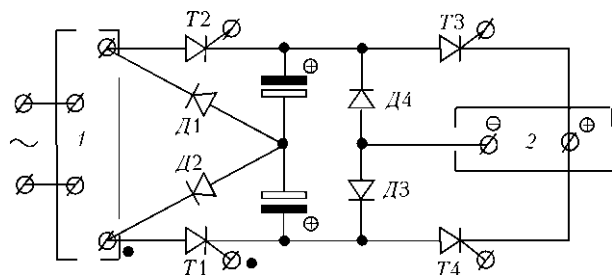


Рис. 2. Принципиальная электрическая схема экспериментального источника генерирования электрических разрядов с использованием емкостных накопителей: 1, 2 — клеммы соответственно источника питания и нагрузки

позволил существенно уменьшить массогабаритные показатели контуров (по сравнению с контурами для поперечного магнитного поля) и повысить магнитную индукцию в зоне плавки до 0,35 Тл, особенно при использовании импульсных магнитных полей [1]. Однако для обеспечения таких значений магнитной индукции потребовалось создание многовитковых водоохлаждаемых магнитных контуров, что опять-таки привело к увеличению массогабаритных показателей последних (рис. 1).

Выход может быть найден, как отмечалось и в работах [2, 3], посредством использования импульсных электромагнитных полей. Основной акцент здесь сделан на получении больших значений пиковых токов, формирующих импульсные магнитные поля, с помощью неохлаждаемых низкоомных и, по возможности, маловитковых магнитных контуров в виде соленоидов, охватывающих кристаллизатор.

Методика работы предусматривала создание и совершенствование экспериментального источника питания для генерирования электрических разрядов и магнитного контура в виде соленоида с дисковыми обмотками.

В ходе испытаний нового экспериментального оборудования основное внимание уделяли оценке возможности повышения эффективности МГД воздействия за счет импульсных магнитных полей, обеспечивающих порционное тепловложение в процессе плавки.

Обсуждение результатов разработок, представленных на рис. 2–8, сводится к следующим положениям.

Принципиальная электрическая схема экспериментального источника питания для генерирования электрических разрядов (рис. 2) разработана на основе использования двухполупериодного накопления электрических зарядов двумя синхронно управляемыми цепями, разряды которых на магнитный контур могут осуществляться как последовательно, так и одновременно. Для увеличения энергии разрядов отдельных импульсов их необходимо производить одновременно.

Генерирование энергии осуществляется двумя блоками емкостных накопителей общей емкостью 0,07 Ф при рабочем напряжении до 350 В. Для управления продолжительностью заряда и разряда используют логический модуль SRB1218D. Заряды и разряды соответствующих контуров осуществляются тиристорными ключами. С целью управления разрядами тиристорные ключи выбраны с учетом таких характеристик в открытом состоянии, как ударный ток (примерно 21 кА), критическая скорость нарастания тока (320 А/мкс) при максимально допустимом действующем токе 1960 А. С учетом возможности одновременного разряда двухконтурного накопителя уровень максимального тока может достигать 3920 А. Такие характеристики обеспечивают тиристоры Т143-1250-12.



Результаты измерений характеристик разряда при разном количестве витков магнитного контура

Количество витков	Пиковый ток, А	Количество ампер-витков	Длительность разряда, с	Разряд, А·с
10	8150	81500	0,0155	42
20	5350	107000	0,030	50
30	4000	120000	0,040	57
43	2920	125560	0,066	62
53	2500	132500	0,078	64
63	2200	138600	0,091	64

Примечание. Во всех случаях энергия электрических зарядов составляла 1770...1850 Дж.

Магнитный контур выполнен в виде соленоида с дисковыми обмотками (рис. 3), охватывающего кристаллизатор с внутренним сечением 80×80 мм. Общее количество витков медной шины сечением 25×3 мм составляло 63. При этом конструкция соленоида предусматривала возможность изменения количества витков, включенных в цепь магнитного контура.

Указанные параметры источника питания и магнитного контура требуются для обеспечения максимально возможных пиковых токов разрядов. При этом количество витков магнитного контура необходимо выбирать исходя из условий обеспечения требуемой индукции магнитного поля в зоне плавки при минимально возможном полном сопротивлении (импедансе) обмоток контура. Без учета этих замечаний использовать энергию разряда на магнитный контур малоэффективно.

Результаты измерений характеристик разряда при различном количестве витков магнитного контура приведены в таблице и на рис. 4, 5. Указанные данные позволяют оптимизировать количество витков магнитного контура. Для используемого кри-

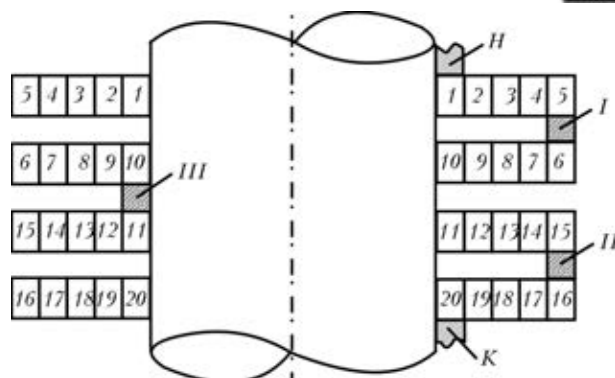


Рис. 3. Принципиальная схема соленоида с дисковыми обмотками: H, K — начало и конец обмотки; I–III — контактные переключики; 1–20 — витки соленоида

сталлизатора оно составляет 50...60 витков (5-6 дисковых обмоток). При меньшем количестве витков несмотря на существенное увеличение пиковых токов уровень разряда (определяемый площадью импульса тока на рис. 4) снижается. Возрастание количества витков свыше 53 не приводит к повышению уровня разряда отдельного импульса, в то же время габариты магнитного контура увеличиваются.

Следует отметить, что экспериментальные значения пиковых токов несколько отличаются от расчетных, что, вероятно, связано с погрешностями методики измерений либо недостаточно эффективным применением тиристорных ключей в разрядных цепях для получения требуемых пиковых токов.

Важное влияние на кристаллизацию металла слитков имеет уровень энергии разрядов отдельных импульсов, который зависит от емкости накопителя энергии и напряжения заряда [6]. В проведенных экспериментах значения напряжения заряда не превышали 225...230 В (до 1850 Дж). В настоящее время ведутся работы по использованию повышенных напряжений заряда (310 В).

Установлено, что положительных результатов по измельчению кристаллической структуры слит-

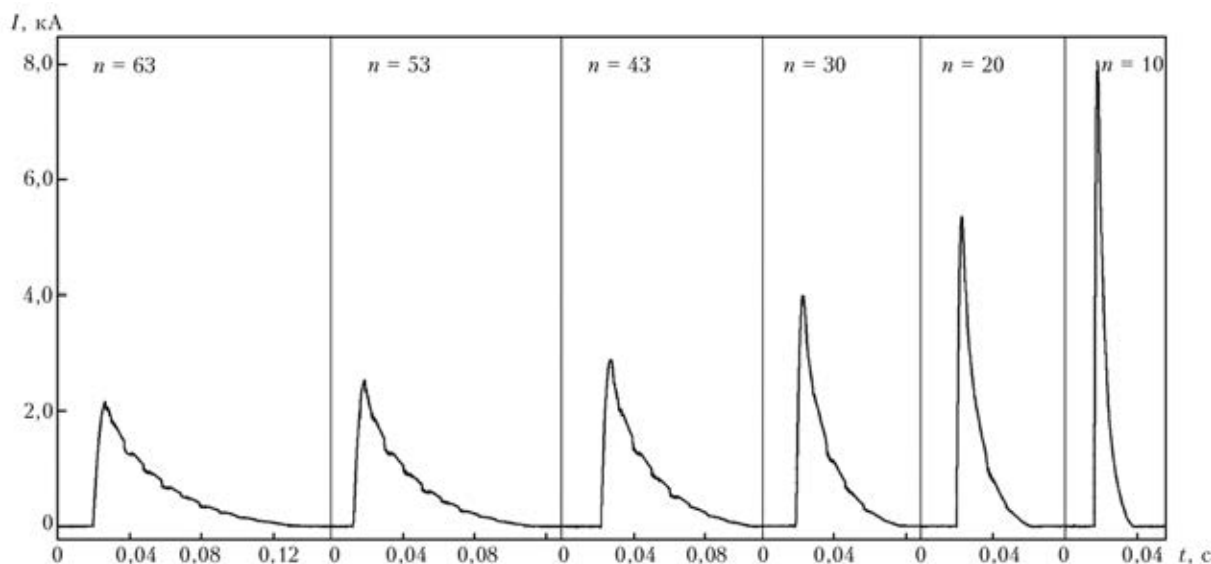


Рис. 4. Экспериментальные зависимости разрядных токов от времени разряда при различном количестве витков n магнитного контура (напряжение разрядного контура 225...230 В)

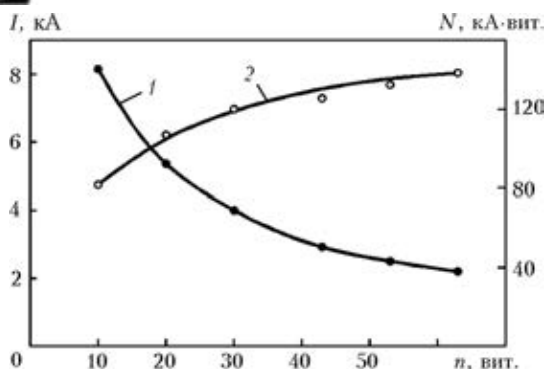


Рис. 5. Экспериментальные зависимости пиковых токов (1) и значений ампер-витков (2) от количества витков магнитного контура N

ков достигали только в том случае, когда импульсное воздействие внешнего магнитного поля вызывало циклические пульсации тока плавки, приводящие в свою очередь к порционным тепловложениям в процессе плавки [1, 2].

Экспериментально определено, что эффективное управление процессом кристаллизации слитков возможно лишь в том случае, если импульсное магнитное поле, достигая определенного уровня, обеспечивает ощутимое падение тока плавки (до 50 % его номинального значения и более). В условиях МЭП такое взаимодействие зависит от тока плавки (плотности тока в расплаве) и магнитной индукции поля, определяемой количеством ампер-витков магнитного контура.

При использовании в процессе плавки импульсных магнитных полей для оценки эффективности МГД воздействия применяли уровень энергии раз-

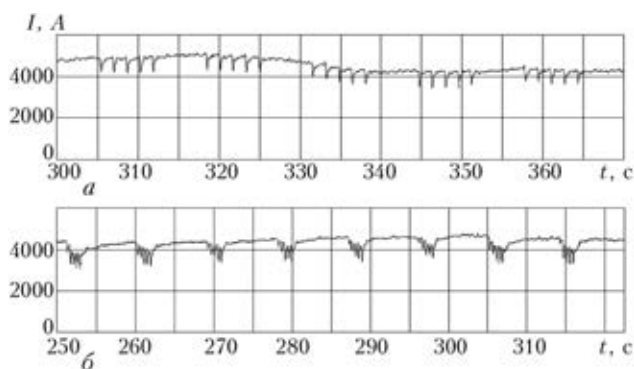


Рис. 7. Характер изменения тока плавки при воздействии сериями разрядов на внешний магнитный контур: a — продолжительность заряда и разряда соответственно 0,8 и 0,1 с; b — продолжительность заряда и разряда соответственно 0,2 и 0,1 с

рядов отдельных импульсов. При этом учитывали, что с увеличением поперечного сечения соленоида магнитного контура (при прочих неизменных параметрах) эффективность МГД воздействия уменьшается.

На рис. 6 представлены регистрограммы процессов плавки в кристаллизаторах диаметрами 60 и 120 мм, характеризующие возможность управлять значениями рабочих токов плавки в зависимости от энергии разрядов и поперечного сечения соленоида магнитного контура, определяемого сечением кристаллизатора. Приведенные данные показывают, что с помощью изменения уровня энергии разрядов представляется возможным управлять порционными тепловложениями в процессе МЭП и кристаллизацией металла. О недостаточном влиянии энер-

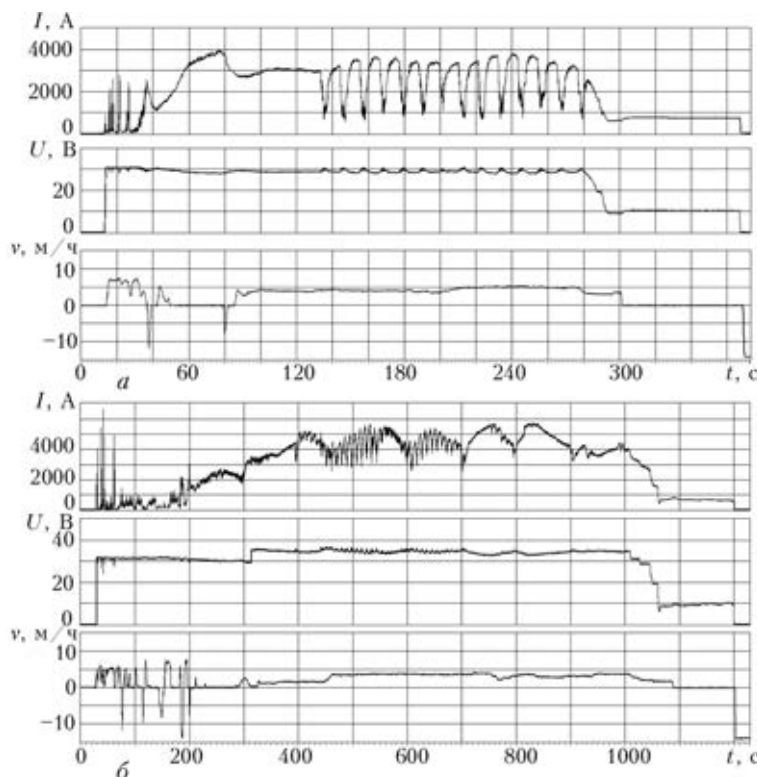


Рис. 6. Регистрограммы процессов плавки в кристаллизаторах диаметром 60 (a) и 120 мм (b) с использованием электрических разрядов на магнитные контуры (плавки № 749 и 775)

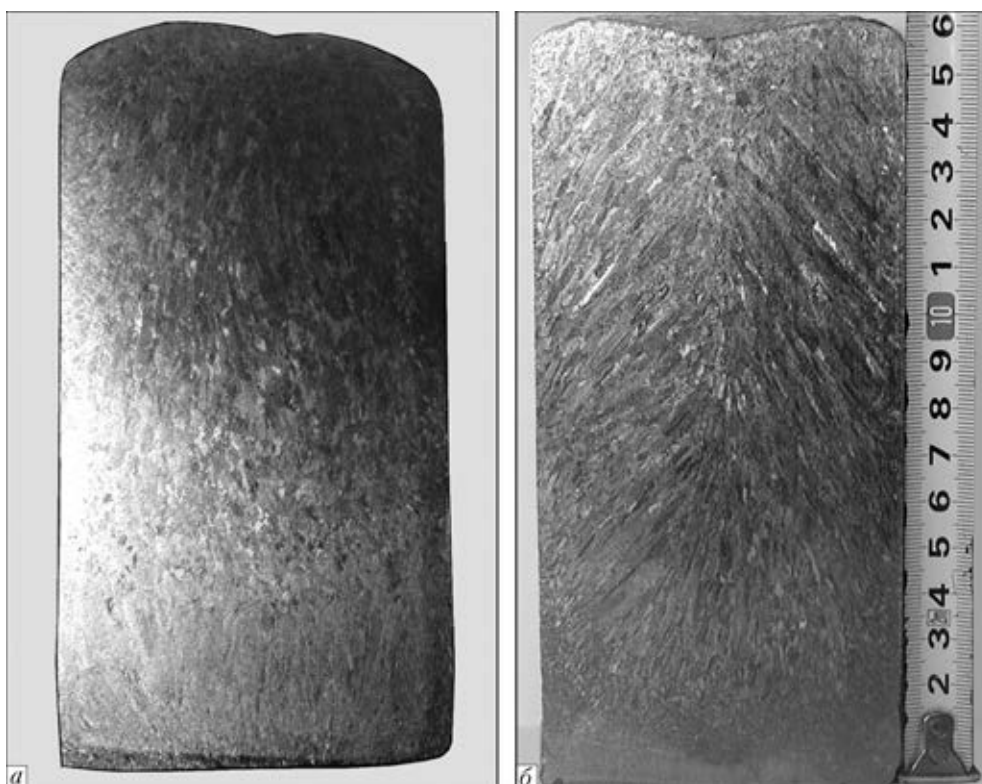


Рис. 8. Макроструктура титановых слитков, выплавленных с использованием электрических разрядов на внешний магнитный контур: *а* — слиток диаметром 60 мм, энергия разряда 1134 Дж (плавка № 749); *б* — слиток сечением 80x80 мм, энергия разряда 1746 Дж (плавка № 805)

гии разрядов на процесс плавки свидетельствуют регистрограммы тока, представленные на рис. 7.

Соответствующие макрошлифы слитков как в первом, так и во втором случаях показаны на рис. 8. Очевидно, что уровень энергии разряда, необходимый для управления кристаллизацией металла, существенно зависит не только от количества витков и поперечного сечения соленоида, но и от поперечного сечения выплавляемого слитка (на рис. 8, *а* количество витков соленоида равняется 40, поперечное сечение слитка — 2826 мм^2 ; на рис. 8, *б* количество витков соленоида составляет 60, поперечное сечение слитка — 6400 мм^2). Представленные на рис. 8, *б* результаты свидетельствуют о недостаточном МГД воздействии на кристаллизацию слитка, что, по-видимому, следует связывать с недостаточной энергией разрядов. С целью повышения эффективности МГД процессов для различных кристаллизаторов, соответствующих им магнитных контуров и используемых энергий разрядов требуются дополнительные исследования.

Для повышения эффективности МГД воздействия разрядные импульсы целесообразно осуществлять отдельными сериями (3...7 импульсов на протяжении 1,0...3,5 с, чередующиеся с паузами 5...15 с, когда упомянутые разряды не действуют — рис. 7). При оптимально выбранной продолжительности периодов зарядов и разрядов эффективность воздействий будет выше при большей частоте их следования в отдельных сериях (рис. 7, *б*). Оптимизацию упомянутых параметров следует использовать преимущественно для улучшения поверхно-

сти слитков в условиях интенсивного порционного тепловложения. Такое тепловложение может быть обусловлено применением требуемых значений энергии разрядов и соответствующим количеством витков магнитных контуров в зависимости от типоразмеров кристаллизаторов.

В целом анализ накопленных результатов и их использование позволяют упростить выбор и оптимизацию основных параметров источника электрических разрядов и магнитных контуров, создающих импульсные магнитные поля при МЭП, с учетом рационального сочетания их взаимного влияния.

Выводы

1. Разработаны МГД устройства для создания импульсных магнитных полей при МЭП, включающие источник генерирования электрических разрядов и магнитный контур в виде соленоида с дисковыми обмотками.

2. Определяющими параметрами МГД воздействия являются уровень энергии разрядов отдельных импульсов для источника электрических разрядов и количество витков соленоида (для магнитного контура), его конструктивные особенности при условии обеспечения минимально возможного общего электрического сопротивления соленоида.

3. Показана возможность эффективного управления кристаллизацией металла посредством воздействия импульсным магнитным полем при достаточной энергии разрядов и оптимальном количестве витков магнитного контура.



4. Для улучшения поверхности слитков в условиях порционного тепловложения, вызванного внешним импульсным магнитным полем, воздействие целесообразно осуществлять сериями импульсов, чередующихся с паузами.

1. *Компан Я.Ю., Назарчук А.Т., Протокилов И.В.* К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
2. *Возможности использования импульсных электромагнитных воздействий в электрошлаковых процессах* /

- Я.Ю. Компан, А.Т. Назарчук, И.В. Протокилов, Д.А.Петров // Там же. — 2012. — № 2. — С. 8–13.
3. *Пат. 9777* Україна, МПК Н 05 В 3/60; С 22 В 34/12. Спосіб магнітокеруваної електрошлакової плавки титанових сплавів / Я.Ю. Компан, А.Т. Назарчук, И.В. Протокилов. — Опубл. 12.03.2012, Бюл. № 5.
 4. *Компан Я.Ю., Щербинин Э.В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
 5. *Протокилов И.В., Компан Я.Ю.* Вибрация расплава при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке (МЭП) в поперечном магнитном поле // Сварка и смежные технологии: Мат. II всеукр. науч.-техн. конф. молодых ученых и специалистов. — Киев, 2003. — С. 58.
 6. *Электротехника* / Под ред. В.С. Пантюшина. — М.; Л.: Гос. энергетич. изд-во, 1960. — 632 с.

Some features of inducing pulsed magnetic fields for acting on metal solidification during magnetically-controlled electroslog melting are considered. Methods of intensification of electromagnetic impact on metallurgical bath are proposed, which are based on application of energy of capacitive storage electric discharges to external magnetic circuit. Experimental system has been developed, including a power source for generation of electric discharges with up to 1850 J energy, and a magnetic circuit in the form of a solenoid with disc windings enclosing the mould. Characteristics of electric discharges at different number of magnetic circuit turns have been studied. The paper shows the rationality of an integrated approach to electromagnetic impact intensification through optimization of parameters of both the discharge source and the respective magnetic circuits. Experimental investigations of the influence of pulsed magnetic fields on metal melting and solidification modes during melting of titanium alloy ingots have been performed. Ability to control discrete heat input during melting, as well as ingot metal solidification at sufficient discharge energy and optimum number of magnetic circuit turns, is demonstrated. To improve ingot surface quality, it is proposed to apply the impact in the form of series of pulses alternating with pauses. Ref. 6, Table 1, Figures 8.

Keywords: magnetically controlled electroslog melting; pulsed magnetic field; capacitive storage; electric discharge; magnetic circuit; solenoid; macrostructure

Поступила 19.06.2013

«ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ» ВВОДИТ В ЭКСПЛУАТАЦИЮ НОВЫЙ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС



На ПАО «Энергомашспецсталь» (ЭМСС, Краматорск Донецкой обл.) на 15 ноября текущего года запланирован пуск нового сталеплавильного комплекса. Это должно стать финальным этапом модернизации ЭМСС. Новая печь с современной мощной газоочисткой сможет производить до 76 т стали в час, а время плавки снизится с трех с половиной до менее одного часа. Комплекс оборудован установкой внепечной обработки стали и позволит предприятию производить крупнотоннажные слитки массой до 500 т. В 2013 году предприятие планирует освоить заготовки для корпуса реактора ВВЭР-ТОИ.

<http://sdelanounas.in.ua>



УДК 539.234+536.4

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Ti/Al ПРИ НАГРЕВЕ В УСЛОВИЯХ ПОСТОЯННО ДЕЙСТВУЮЩИХ НАГРУЗОК

А.И. Устинов¹, Т.В. Мельниченко¹, А.Е. Шишкин²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

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

²Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины.

03680, г. Киев-142, бульв. Акад. Вернадского, 36. E-mail: shishkin@imp.kiev.ua.

Показано, что многослойные фольги Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки, не превышающей предел текучести, могут пластически деформироваться. Установлено, что фазовые превращения при нагреве и структура многослойной фольги оказывают существенное влияние на механические свойства, что проявляется в немономотном изменении степени пластической деформации при постоянной нагрузке в зависимости от температуры. Обнаружено два температурных интервала, в которых происходит интенсивная пластическая деформация фольги — низко- (350...650 °C) и высокотемпературный (выше 700 °C). Немономотное влияние нагрева на пластическое течение многослойных фольг Ti/Al под действием постоянно приложенных нагрузок в низкотемпературной области их пластической деформации связывается с протеканием в них фазовых превращений, сопровождаемых порообразованием, а в высокотемпературной области обусловлено реализацией в сформированной интерметаллидной фольге механизма сверхпластической деформации, который становится возможным при столь низких температурах из-за субмикронного и наномасштабного размеров зерен интерметаллида TiAl и наличия в фольге пор. Особенности деформационного поведения многослойной фольги Ti/Al влияют на возможность их практического использования при диффузионной сварке давлением. Библиогр. 13, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; многослойная фольга; титан; алюминий; структура; фазовые превращения; сверхпластичность; объемный эффект; пористость

Многослойные фольги (МФ) на основе интерметаллидообразующих элементов, например Ti/Al, Ni/Al и т.п., являются термически нестабильными и при нагревании их слоистая структура трансформируется в однородную интерметаллидную, соответствующую диаграмме фазовых равновесий для систем на основе этих элементов. Если нагрев МФ производить медленно, то образование равновесной интерметаллидной структуры может осуществляться через ряд промежуточных структурных состояний, сменяющих друг друга по мере повышения температуры МФ [1–3]. При импульсном разогреве МФ в ней можно инициировать реакцию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), в результате которой образование равновесной интерметаллидной структуры сопровождается интенсивным выделением тепла и протекает с высокой скоростью [4].

Способность таких МФ трансформироваться в интерметаллидную структуру при подогреве позволяет применять их в качестве исходного материала для получения тонких интерметаллидных фольг и покрытий при относительно низких температурах, использовать фольгу как промежуточные прослойки при сварке давлением [5] или локальный источник тепла при скоростной пайке [6]. При реализации подобных технологических процессов необходимо иметь возможность прогнозировать как фазовые и структурные изменения, протекающие в фольге при нагреве, так и деформационное поведение под действием внешних нагрузок.

Закономерности протекания фазовых и структурных превращений в МФ при нагреве исследовались во многих работах, тогда как влияние нагрева на изменение механических свойств таких материалов до настоящего времени остается малоизученным. Вместе с тем в ряде технологических процес-

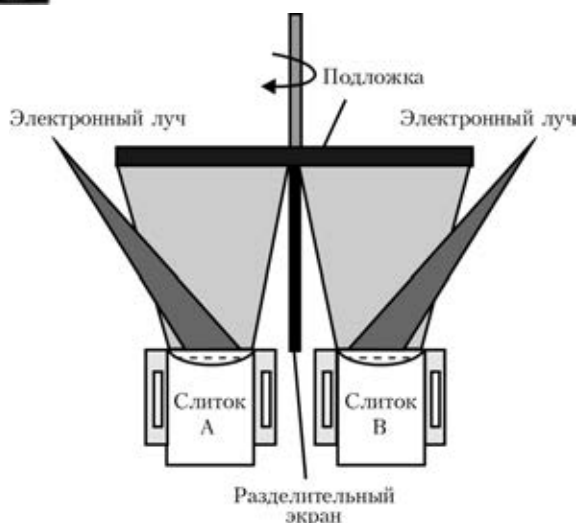


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения МФ

сов МФ могут подвергаться постоянно действующим нагрузкам, например при сварке давлением через МФ, а также в результате контакта с материалами с отличающимися механическими свойствами, в частности при контакте с подложкой.

Таким образом, на примере МФ Ti/Al исследовали деформационное поведение таких материалов при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок. Установлено, что фазовые превращения и структура фольги оказывают существенное влияние на ее механические свойства, что проявляется в немономонном изменении степени ее пластической деформации при постоянной нагрузке в зависимости от температуры.

МФ Ti/Al получали способом послойного электронно-лучевого осаждения паровых потоков чистых элементов на горизонтально вращающуюся

подложку по методике, описанной в работе [7]. Для реализации процесса формирования фольги (рис. 1) вакуумную камеру разделяли непрозрачным экраном таким образом, чтобы испарители, в которых размещались слитки титана и алюминия, находились по разные стороны разделительного экрана, а подложка, закрепленная на вертикальной оси, при вращении в горизонтальной плоскости последовательно проходила над испарителями.

При испарении слитков на вращающуюся подложку на ней поочередно осаждаются слои алюминия и титана. В соответствии с данной схемой получения многослойной структуры соотношение толщин слоев элементов определяется соотношением интенсивностей паровых потоков этих элементов, а период чередования слоев (сумма толщин слоев на основе титана и алюминия) при заданной интенсивности испарения слитков зависит от скорости вращения подложки. Варьируя параметры осаждения (скорость вращения подложки, интенсивность испарения элементов и время осаждения), можно получать МФ общей толщиной 10...200 мкм с периодом чередования слоев от 30 до 1000 нм.

Образцы фольги для металлографических исследований готовили по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального станка Abramin фирмы «Struers». Для выявления структуры фольги использовали способ селективного химического травления. Структуру и химический состав фольги анализировали с использованием сканирующего микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200, и просвечивающего электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Исследовали деформационное поведение МФ при нагреве под действием растягивающей нагрузки по специально разработанной методике с использованием вакуумного кварцевого дилатометра, оснащенного автоматизированной системой управления процессом нагружения и индукционным датчиком перемещений, подключенным через АЦП к компьютеру. Образец фольги в виде полоски размером 30,0×5,0×0,05 мм (рис. 2) крепили одним концом к кварцевому толкателю, другим — к неподвижному держателю (кварцевая трубка) измерительной части дилатометра. Часть измерительного блока, в котором находился образец, размещали между нагревателями. Температуру фольги контролировали с помощью прикрепленной к ней хромель-алюмелевой термопары толщиной 0,2 мм. Нагрев и охлаждение фольги осуществляли в инертной атмосфере гелия со скоростью 20 °С/мин.

Для изучения изменения длины фольги ΔL при нагреве или охлаждении в условиях постоянно действующей растягивающей осевой нагрузки использовали наборы пружин, с помощью которых обеспечивали постоянно действующую растягивающую нагрузку около 2...5 МПа. Деформацию фоль-

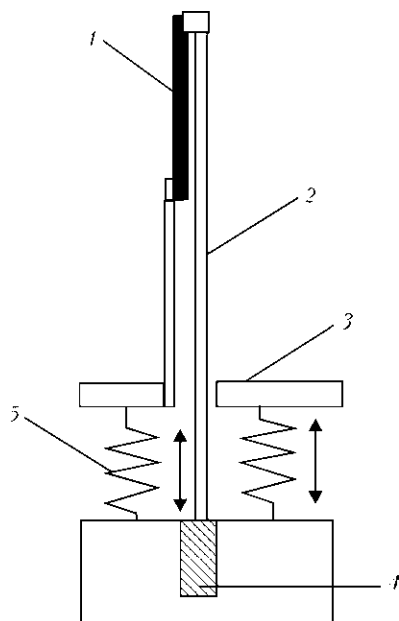


Рис. 2. Блок измерения удлинения МФ под действием одноосевых растягивающих нагрузок в условиях непрерывного нагрева с заданными скоростями: 1 — образец МФ; 2 — подвижная часть; 3 — неподвижные части измерительного блока; 4 — индуктивный датчик перемещений, установленный на подвижной платформе; 5 — пружина

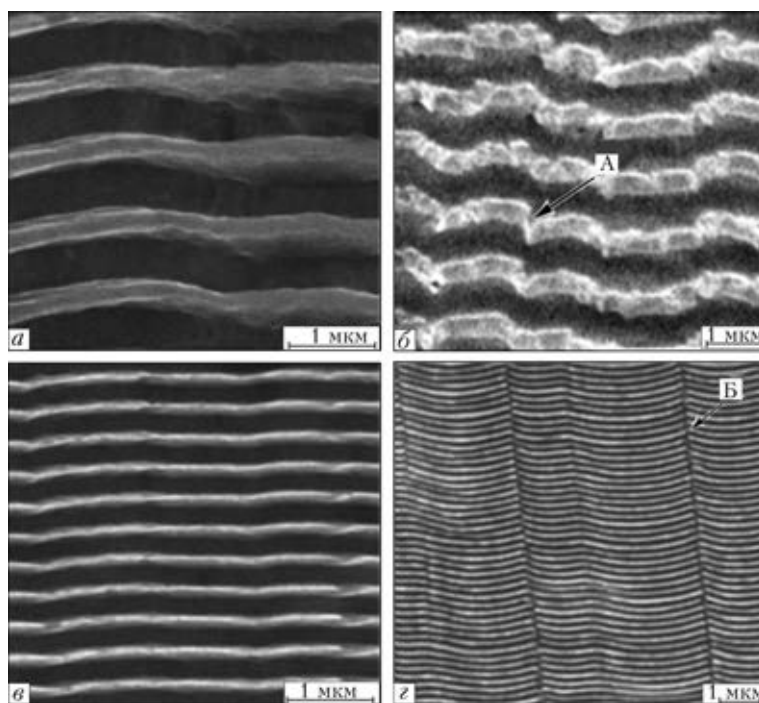


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения образцов МФ Ti/Al эквиатомного состава с периодом чередования слоев 800 (а, б), 300 (г) и 60 нм (з) после осаждения

ги ε определяли из соотношения $\Delta L/L_0$, где L_0 — исходная длина образца.

Способом послойного электронно-лучевого осаждения паровых потоков титана и алюминия получены МФ Ti/Al состава, близкого к эквиатому, с периодом чередования слоев 60, 300 и 800 нм при температуре осаждения примерно 150 °С. На рис. 3 представлены характерные микроструктуры поперечного сечения МФ Ti/Al с субмикронным (800 и 300 нм) и наноразмерным (60 нм) периодом чередования слоев. В исходном состоянии структура фольги представляет собой чередующиеся слои титана и алюминия с резкими границами между ними. Границы раздела между слоями имеют некоторую «шероховатость», возникающую как из-за формирования в слоях титана желобков в области пересечения границ зерен титана с такой границей (рис. 3, б, А), так и в результате их пересечения с границами кристаллитов столбчатой формы, состоящих из чередующихся слоев алюминия и титана (рис. 3, з, Б).

Из рис. 4, а видно, что в случае непрерывного нагрева субмикрослойных фольг реакция синтеза интерметаллического соединения титана с алюминием начинается при температурах выше 450, завершается при 600...650 °С и сопровождается выделением тепла. Причем выделение тепла происходит дискретно, что приводит к появлению отдель-

ных пиков на кривой дифференциального термического анализа (ДТА) и свидетельствует о многостадийном характере фазовых превращений.

Рентгенографические исследования показали [2], что независимо от химического состава МФ на первом этапе реакционной диффузии элементов формируется интерметаллическое соединение Al_3Ti . Если содержание титана в фольге больше, чем в интерметаллическом соединении Al_3Ti , то при дальнейшем повышении температуры или увеличении времени выдержки образуются интерметаллиды с более высоким содержанием титана [2]. В МФ эквиатомного состава фазовые превращения при непрерывном нагреве фольги можно представить в виде последовательности* фазовых превращений [2]:



из которой видно, что первая и вторая стадии превращения характеризуются образованием соединений Al_3Ti и Al_5Ti_2 , а на третья и четвертая — соответственно Al_2Ti и $AlTi$. Этим стадиям фазовых превращений на диаграмме ДТА (рис. 4, а) соответствуют пики тепловыделения: первый и второй — I и II стадиям превращений, а третий — III и IV.

На рис. 4, б представлена температурная зависимость деформации фольги при нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки,

* Согласно рентгенографическим исследованиям структуры МФ после нагрева до определенных температур [2] наряду с представленной схемой возможна реализация фазовых превращений и по другому пути: $Al + Ti \rightarrow AlTi_3 \rightarrow AlTi$. Об этом свидетельствовали дифракционные пики $AlTi_3$ слабой интенсивности, появление которых отмечено в области температуры формирования интерметаллидной фазы Al_5Ti_2 . При дальнейшем повышении температуры эти пики исчезали, что могло быть следствием реакции $AlTi_3 \rightarrow AlTi$. Поскольку объемная доля фазы Ti_3Al значительно уступает объемной доле промежуточных фаз Al_3Ti , Al_5Ti_2 и Al_2Ti при расчете объемных эффектов, будем пренебрегать возможностью образования фазы Ti_3Al и изменением соотношения элементов, обусловленных ее образованием.

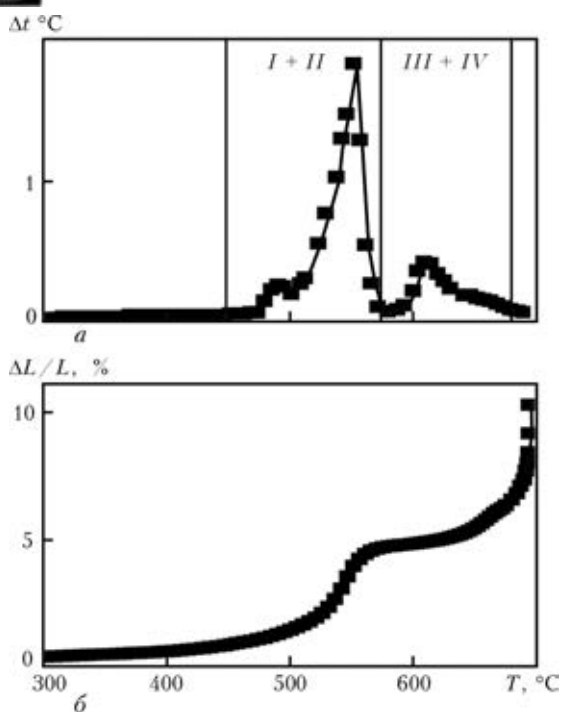


Рис. 4. Кривые ДТА (а) и степени деформации (б) при нагреве МФ Ti/Al эквимолярного состава с субмикронным периодом чередования слоев в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки

составляющей 4 МПа. Необходимо отметить, что растягивающую нагрузку выбирали таким образом, чтобы она была существенно ниже предела текучести МФ при комнатной температуре. Предел текучести МФ оценивали исходя из измерений ее микротвердости. Установлено, что их предел текучести увеличивается при уменьшении периода чередования слоев и для исследованных фольг находится на уровне 1000...4000.

Из рис. 4, б следует, что деформация фольги под действием постоянно приложенной нагрузки немонотонна в зависимости от температуры: отмечены два температурных интервала, в которых деформация существенно возрастает. Первый (низкотемпературный интервал интенсивной деформации МФ) совпадает с температурным интервалом, на котором, по данным ДТА (рис. 4, а), зафиксированы два первых максимума тепловыделения, соответствующих протеканию в этом температурном интервале I и II стадий фазовых превращений. Второй (высокотемпературный интервал деформации МФ),

не сопровождается выделением тепла, что видно из кривых ДТА.

Поскольку образование конечных продуктов в процессе реакции между алюминием и титаном происходит через промежуточные фазы, проведем оценку уровня деформации образца, обусловленного объемными изменениями из-за протекания в нем фазовых превращений. При расчете исходили из того, что первый этап реакции с образованием соединения Al_3Ti завершается после полного истощения атомов алюминия, а последующие этапы — после полного перехода интерметаллида с меньшим содержанием титана в интерметаллид с большим его содержанием. При этом на всех промежуточных стадиях фазовых превращений в избытке находится титан.

В таблице представлены результаты расчета изменения объема образца при реализации указанных реакций с учетом всех атомов, принимающих участие в процессе формирования равновесной интерметаллидной фазы TiAl. При определении изменения объема образца в процессе фазовых превращений исходили из удельного объема, приходящегося на один атом элементов, вступающих в реакцию, и объема, отнесенного к одному атому этих же элементов, находящихся в структуре интерметаллида, рассчитанного по параметрам его кристаллической решетки при комнатной температуре. Как следует из расчетов, изменение объема имеет знакопеременный характер.

Следовательно, если бы изменение объема образца при нагреве в низкотемпературной области было обусловлено объемными эффектами за счет фазовых превращений, то в эксперименте произошло бы знакопеременное изменение длины образца: на I стадии — сокращение, на II — удлинение, на последующих (III и IV) — сокращение. Причем в результате реализации всех этапов синтеза интерметаллида AlTi длина образца должна была бы уменьшиться, как показано на рассчитанной дилатограмме (рис. 5). Из сравнения рассчитанной дилатограммы и экспериментального удлинения образца при нагреве можно увидеть, что они качественно отличаются — вместо сокращения образца после прохождения всех реакций в МФ Ti/Al на экспериментальной кривой зафиксировано его удлинение. Такое расхождение может быть следствием того, что на изменение длины образца за счет

Изменение удельного объема и удлинение фольги Ti/Al при образовании интерметаллидов в результате диффузионного взаимодействия компонентов

Тип реакции	Стадии фазовых превращений	Изменение удельного объема, $\Delta V/V$, %	Удлинение, $\Delta L/L \approx \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V}$, %
$30Al + 30Ti = 10Al_3Ti + 20Ti$	I	-0,117	-0,039
$10Al_3Ti + 20Ti = 6Al_5Ti_2 + 18Ti$	II	0,7	0,23
$6Al_5Ti_2 + 18Ti = 15Al_2Ti + 15Ti$	III	-2,33	-0,78
$15Al_2Ti + 15Ti = 30AlTi$	IV	-4,76	-1,6
$Al + Ti = TiAl$		-6,4	-2,1



объемных эффектов, обусловленных фазовыми превращениями, накладываются процессы, связанные с ее пластическим деформированием. Причем пластическая деформация образцов в низкотемпературной области значительно превышает таковую, обусловленную объемными эффектами фазовых превращений.

Если пластическая деформация образцов в низкотемпературной области инициирована фазовыми превращениями, протекающими в МФ при нагреве, то можно предположить, что при снижении температуры начала фазовых превращений пластичность фольги проявится также при более низких температурах. Как установлено в работе [2], на температуру начала фазовых превращений оказывает влияние период чередования слоев, при уменьшении которого температура начала фазовых превращений снижается.

На рис. 6, а представлены кривые ДТА, полученные при нагреве МФ с нанослойной структурой. На них, как и в случае субмикрослойной фольги, зафиксированы три пика тепловыделения. Однако при сравнении температурных интервалов тепловыделения в нано- (рис. 6) и субмикрослойной (рис. 4) фольгах обнаружено, что начало и конец фазовых превращений в первой сместились в область более низких температур (соответственно 350 и 625 °С), соотношение интенсивностей первого и второго пиков тепловыделения увеличилось, по сравнению с МФ с субмикронным периодом чередования слоев, а температурный интервал сместился в область более низких температур и стал протяженнее. Как следует из рис. 6, б, смещение температурного интервала протекания I и II стадий фазовых превращений в область низких температур сопровождается снижением температурного интервала низкотемпературной пластической деформации фольги. При этом температура высокотемпературной области пластической деформации фольги остается неизменной.

Пластическая деформация материалов под действием приложенных нагрузок, уровень которых ниже предела текучести, в процессе протекания фазовых превращений ранее отмечали в сплавах, испытывающих фазовые превращения сдвигового типа [8]. Такое деформационное поведение сплавов связывают как со снижением их предела текучести вблизи температуры начала фазового перехода, так и с образованием вытянутых в направлении приложенных нагрузок зерен новой фазы.

В случае фазовых превращений, контролируемых реакционной диффузией элементов, можно предположить, что поскольку рост зерен новых фаз происходит в поле внешних нагрузок, это может способствовать их удлинению в направлении приложенных нагрузок и «пластической» деформации образцов. Кроме того, подобные фазовые превращения будут сопровождаться генерацией дефектов вакансионного типа, способствующей развитию процессов микропластической деформации в зернах и

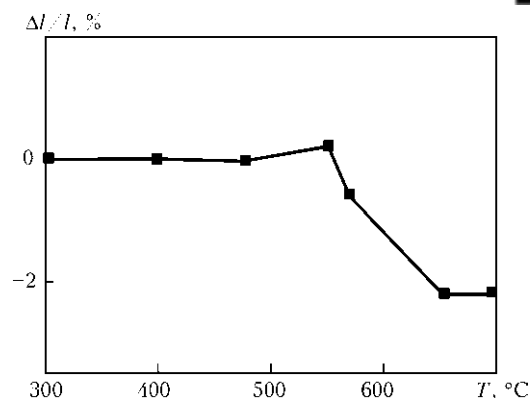


Рис. 5. Расчетное удлинение $\Delta l/l$ МФ Ti/Al в результате прохождения фазовых превращений при ее нагреве без учета термического расширения образца

на их границах, а также снижению предела текучести материала.

Исследования микроструктуры фольг, нагретых до промежуточных температур, показали, что процесс фазообразования сопровождается возникновением пор. Диффузионное взаимодействие слоев титана и алюминия в процессе нагрева МФ с субмикронным периодом чередования слоев не приводит к разрушению ее слоистой структуры (рис. 7). Так, структура фольги после завершения I и II стадий фазовых превращений (нагрев до 550 °С) остается слоистой. Однако в отличие от исходной структуры фольги, для которой характерно чередование слоев на основе титана и алюминия, структура фольги после завершения I и II стадий фазовых превращений характеризуется чередованием слоев на основе Al_3Ti и титана (рис. 7, а).

При дальнейшем повышении температуры в фольге начинаются III и IV стадии фазовых пре-

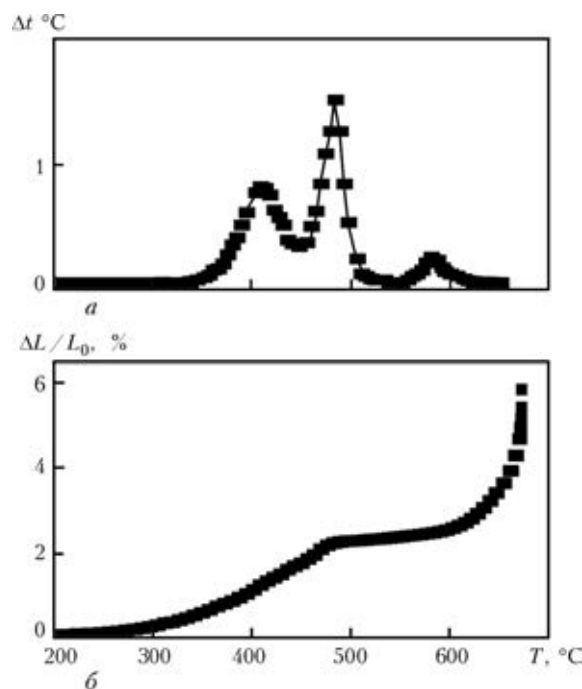


Рис. 6. Кривые ДТА (а) и деформации (б) МФ Ti/Al эквивалентного состава с наноразмерным периодом чередования слоев при ее нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки

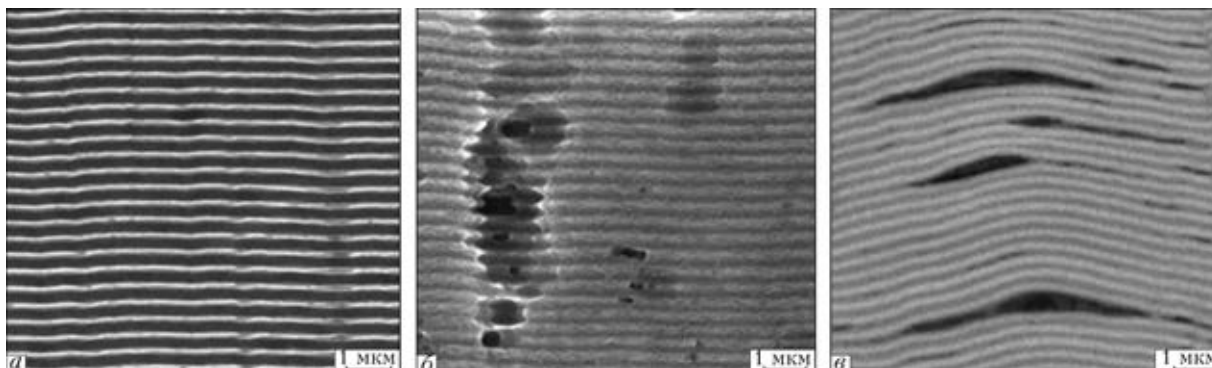


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с периодом чередования слоев 300 нм после отжига в установке ДТА при 550 (а), 650 °С (б, в)

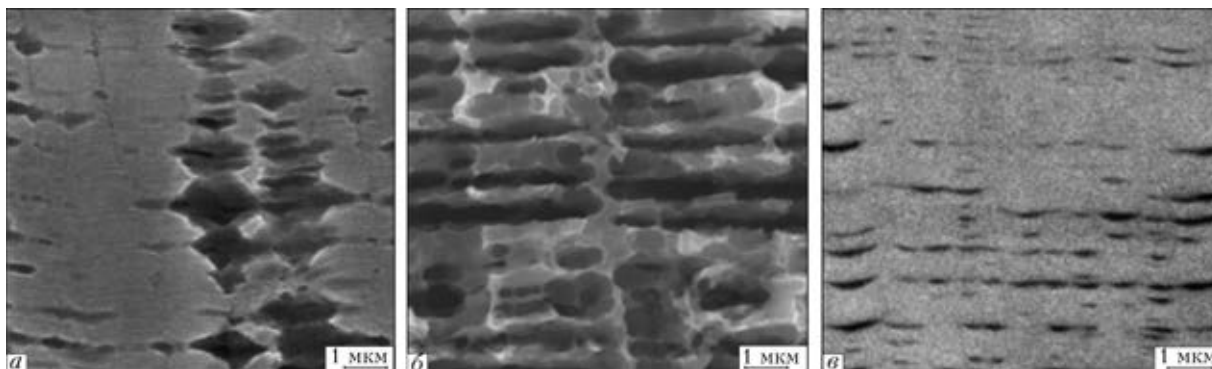


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с периодом чередования слоев 80 нм после отжига при 500 (а) и 650 °С (б, в)

вращений, и в структуре фольги появляются поры (рис. 7, б). По виду и характеру расположения пор в фольге их условно можно разделить на два типа: вертикально пересекающие фольгу и вытянутые вдоль слоев. Предположительно, появление пор является результатом коалесценции избыточных вакансий, которые образовались в фольге, как в процессе конденсации паровой фазы, так при диффузионном взаимодействии слоев (эффект Френкеля).

На рис. 8 показана микроструктура нанослойной фольги, сформированной на разных стадиях фазовых превращений. Формирование структуры нанослойной фольги качественно отличается от субмик-

рослойной. Большое количество пор появляется уже на первой стадии фазовых превращений (рис. 8, а). С увеличением температуры отжига пористость фольги существенно увеличивается. Кроме того, слоистость фольги исчезает на III и IV стадиях фазовых превращений (рис. 8, б, в).

Из сопоставления интенсивности порообразования в процессе нагрева фольг с субмикронным и наноразмерным периодами чередования слоев видно, что в случае нанослойной фольги порообразование смещено в область более низких температур. На этом основании можно предположить, что на пластичность фольги оказывает влияние не только процесс фазообразования, но и формирование пористой структуры.

Механизм влияния порообразования на пластическую деформацию материалов при низких температурах в настоящее время недостаточно развит. Однако известно, что при повышенных температурах зернограничная пористость способствует зернограничному проскальзыванию, что обеспечивает реализацию механизма сверхпластической деформации материалов [9, 10].

На температурные условия реализации сверхпластического механизма деформирования материалов существенное влияние оказывает также и размер зерен [11]. Так, например, при уменьшении размера зерна от 5,0 до 0,4 мкм температура сверхпластического течения сплава TiAl снижается от 1200 [12] до 850 °С [13].

На электронно-микроскопическом изображении микроструктуры нанослойной фольги, нагретой до

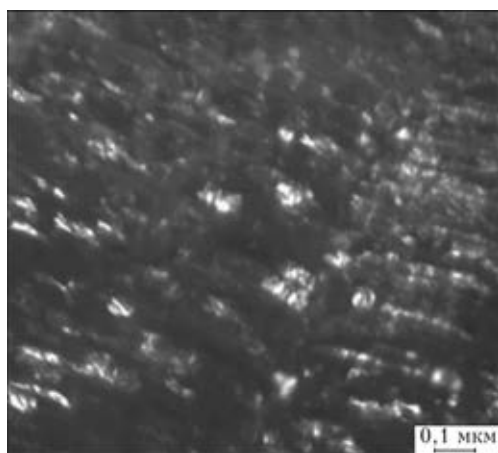


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с наноразмерным периодом чередования слоев после отжига при температуре >500 °С (ТЭМ, режим темного поля)



температуры свыше 500 °С (рис. 9), видна фрагментация слоев с формированием зерен интерметаллидных фаз наноразмерного масштаба.

На основании изложенного можно предположить, что повышенная пластичность фольги при нагреве до температур более 700 °С (высокотемпературная область пластической деформации фольги) также является следствием перехода ее в сверхпластическое состояние. Реализация сверхпластического течения фольги при столь низких температурах может быть обусловлена совместным действием двух факторов: образованием интерметаллидной структуры с размерами зерен субмикронного и наноразмерного масштаба и наличием в такой структуре пор.

Таким образом, немонотонное влияние нагрева на пластическое течение многослойных фольг Ti/Al под действием постоянно действующих нагрузок в низкотемпературной области их пластической деформации связано с протеканием в них фазовых превращений, сопровождаемых порообразованием, а в высокотемпературной области обусловлено реализацией в сформированной интерметаллидной фольге механизма сверхпластической деформации, который становится возможным при столь низких температурах из-за субмикронного и наномасштабного размера зерен интерметаллида TiAl и наличия в фольге пористой структуры.

1. *Ustinov A., Olikhovska L., Melnichenko T.* Effect of overall composition on thermally induced solid-state transformations in thick EB PVD Al/Ni multilayers // *Surface and coatings technology.* — 2008. — **202**, № 16. — P. 3832–3838.

2. *Твердофазные* реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А.И. Устинов, Л.А. Олиховская, Т.В. Мельниченко и др. // *Современ. электрометаллургия.* — 2008. — № 2. — С. 19–26.
3. *Фазовые* превращения при нагреве многослойной фольги Al/Cu, полученной способом электронно-лучевого осаждения / Л.А. Олиховская, Т.В. Мельниченко, А.И. Устинов и др. // Там же. — 2009. — № 2. — С. 27–31.
4. *Рогачев А.С.* Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках // *Успехи химии.* — 2008. — № 77. — С. 22–38.
5. *Ustinov A.I., Falchenko Yu.V., Ishchenko A.Ya.* Diffusion welding of γ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system // *Intermetallics.* — 2008. — **16**, № 8. — P. 1043–1045.
6. *Wang J., Besnoin E., Duckam A.* Room-temperature soldering with nanostructured foils // *Appl. Phys. Lett.* — 2003. — **83**, № 19. — P. 3987–3989.
7. *Paton B.E., Movchan B.A.* Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum // *Soviet technology reviews; Section C, Welding and surfacing reviews.* — 1991. — V. 2. — P. 43–64.
8. *Эстрин Э.И.* О природе пластичности при полиморфных превращениях // *ФММ.* — 2006. — **102**, № 1. — С. 123–128.
9. *Yang H.S., Lee W.B., Mukherjee A.K.* Superplasticity in TiAl and Ti₃Al alloys // *Structural intermetallics.* — 1993. — P. 69–76.
10. *Кузнецова Р.И., Брюховецкий В.В., Пойда В.П.* Механизмы развития зернограницных пор и локальная неоднородность деформации в условиях сверхпластического течения // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 1995. — **17**, № 8. — С. 64–72.
11. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in metals and ceramics. — New York: Cambridge University Press, 1997. — 287 p.
12. *Lutfullin R.Ya., Imaev R.M., Kaibyshev O.A.* Superplasticity and solid state bonding of the TiAl intermetallic compound with micro- and submicrocrystalline structure // *Scripta Met. et Mater.* — 1995. — **33**, № 9. — P. 1445–1449.
13. *Nakao Y., Shinozaki K., Hamada M.* Diffusion Bonding of Intermetallic Compound TiAl // *ISIJ Intern.* — 1991. — **31**, № 10. — P. 1260–1266.

It is shown that multilayer Ti/Al foils can undergo plastic deformation at heating under the conditions of continuously applied tensile load not exceeding the yield limit. It is established that phase transformations at heating and multilayer foil structure have an essential influence on mechanical properties that is manifested in nonmonotonic change of the extent of plastic deformation at continuous load, depending on temperature. Two temperature intervals, in which intensive plastic deformation of the foil proceeds: low-temperature (350–650 °C) and high-temperature (above 700 °C) one, are determined. Nonmonotonic influence of heating on plastic flow of multilayer Ti/Al foils under the impact of continuously applied loads in the low-temperature range of their plastic deformation is associated with running of phase transformations in them that are accompanied by pore formation, and in the high-temperature range it is due to realization of superplastic deformation mechanism in the formed intermetallic foil that becomes possible at such low temperatures due to submicron and nanoscale size of TiAl intermetallic grains and presence of pores in the foil. Features of deformational behaviour of multilayer Ti/Al foil influence the possibility of their practical application in diffusion pressure welding. Ref. 13, Table 1, Figures 9.

Keywords: electron beam deposition; multilayer foil; titanium; aluminium; structure; phase transformations; superplasticity; volume effect; porosity

Поступила 18.07.2013



МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИСПАРЕНИЯ ПРИ ВЫПЛАВКЕ СЛИТКОВ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ В ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ УСТАНОВКЕ С ПРОМЕЖУТОЧНОЙ ЕМКОСТЬЮ

С.В. Ахонин, А.Ю. Северин, В.А. Березос, А.Г. Ерохин

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Построена математическая модель, устанавливающая зависимость концентрации алюминия и других легирующих элементов в слитке многокомпонентного титанового сплава, получаемого способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, от технологических параметров плавки, химического состава исходной шихты и физико-химических констант титанового сплава. Проверена адекватность построенной математической модели и проанализировано влияние технологических параметров плавки и химического состава исходной шихты на химический состав выплавляемых слитков на примере процесса получения слитка сплава алюминид титана Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. Показано, что построенная математическая модель с достаточной степенью точности описывает реальный процесс испарения при электронно-лучевой плавке алюминид титана. Относительная погрешность расчетных результатов в сравнении с экспериментальными данными составляет от 3,2 для алюминия до 7,3 % для циркония. Созданная математическая модель испарения позволяет прогнозировать химический состав выплавляемых слитков многокомпонентных титановых сплавов и может быть использована в производстве для получения слитков способом электронно-лучевой плавки с гарантированным химическим составом. Библиогр. 12, табл. 1, ил. 7.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; слиток; испарение; математическое моделирование; скорость плавки; титановые сплавы; алюминид титана; легирующие элементы

Последние достижения на пути к увеличению производительности электронно-лучевых установок (ЭЛУ) с промежуточной емкостью и повышению надежности их работы [1] позволили снизить себестоимость выплавки титановых слитков до уровня себестоимости получения титановых слитков способом вакуумно-дугового переплава (ВДП) [2]. Это способствует все большему применению технологии электронно-лучевой плавки (ЭЛП) с промежуточной емкостью при выплавке слитков титана и его сплавов [3].

Однако при выплавке слитков титановых сплавов способом ЭЛП возникает проблема в обеспечении заданного химического состава металла. Это вызвано тем, что плавка в ЭЛУ осуществляется в более высоком вакууме, чем при ВДП, и легирующие элементы с упругостью пара, превышающей упругость пара титана, испаряются интенсивнее. К таким элементам относятся алюминий, хром, марганец и др. Но прежде всего эта проблема касается алюминия, поскольку он является легирующим элементом практически во всех титановых сплавах.

Цель настоящей работы заключается в оценке влияния технологических параметров ЭЛП на со-

держание алюминия и других легирующих компонентов титановых сплавов в слитке на основе методов математического моделирования. Разработанная математическая модель позволит определять параметры ЭЛП многокомпонентных титановых сплавов, которые обеспечат получение слитков гарантированного химического состава.

Математическая модель процесса испарения при ЭЛП. В процессе ЭЛП с промежуточной емкостью (рис. 1) испарение алюминия и других компонентов сплава из расплава происходит с оплаваемого торца расходуемой заготовки, а также из промежуточной емкости и кристаллизатора. При этом длительность переноса жидкого металла с оплаваемого торца расходуемой заготовки в промежуточную емкость и из промежуточной емкости в кристаллизатор незначительна и на процессы испарения влияния практически не оказывает.

Для построения математической модели процессов испарения легирующих элементов при ЭЛП многокомпонентных титановых сплавов запишем уравнения материального баланса легирующих элементов и титана для каждой зоны, где металл находится в расплавленном состоянии, а связи между



зонами представим в виде массопотоков. Рассмотрим электронно-лучевую плавку расходуемой заготовки из титанового сплава $Ti-X_1-X_2-\dots-X_n$ с площадью поперечного сечения S_0 через промежуточную емкость в кристаллизатор. При этом будем полагать, что жидкий металл поступает в промежуточную емкость и кристаллизатор непрерывным потоком. Пусть массовая доля легирующих элементов в расходуемой заготовке составляет $[X_i]_0$, а титана — $[Ti]_0$.

Уравнения материального баланса легирующих элементов и титана будут иметь следующий вид:

$$\begin{aligned} \frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [X_i]_j dV &= m_{j-1} [X_i]_{j-1} - S_j \pi_j^i - m_j [X_i]_j; \\ \frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [Ti]_j dV &= m_{j-1} [Ti]_{j-1} - S_j \pi_j^{Ti} - m_j [Ti]_j, \end{aligned} \quad (1)$$

где $i = 1, 2, \dots, n$ — легирующие элементы; $j = 1, 2, 3$ — зоны плавки (пленка жидкого металла на торце расходуемой заготовки, ванны жидкого металла в промежуточной емкости и в кристаллизаторе); V_j — объем жидкого металла в j -той зоне плавки; ρ — плотность расплава; $[X_i]_j$ — массовая доля i -того легирующего элемента в j -той зоне плавки; $[Ti]_j$ — массовая доля титана в j -той зоне плавки; S_j — площадь свободной поверхности жидкого металла в j -той зоне плавки; π_j^i и π_j^{Ti} — удельные потоки легирующих элементов и титана через межфазную поверхность в паровую фазу в j -той зоне плавки; m_{j-1} — массовая скорость поступления расплава в j -тую зону плавки; m_3 — массовая скорость затвердевания расплава в кристаллизаторе.

Согласно работе [4], время выхода процесса плавки на стационарный режим, при котором количество расплава в трех зонах плавки и его состав остаются неизменными, составляет от одной до трех десятков минут в зависимости от объема расплава. При стационарных условиях плавки должны выполняться следующие равенства:

$$\frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [X_i]_j dV = \frac{\partial}{\partial t} \int_{V_j} \rho [Ti]_j dV = 0. \quad (2)$$

Поскольку для каждой зоны плавки выполняется условие

$$\sum_{i=1}^n [X_i]_j + [Ti]_j = 1, \quad (3)$$

где $j = 1, 2, 3$ — зоны плавки, то при установившихся режимах, согласно уравнениям (1) и (2), массовые потоки металла между зонами плавки будут связаны следующими соотношениями:

$$m_j = m_{j-1} - S_j \left(\sum_{i=1}^n \pi_j^i + \pi_j^{Ti} \right). \quad (4)$$

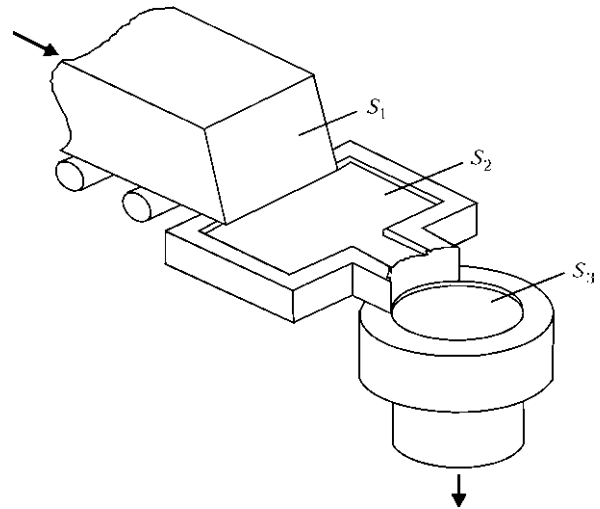


Рис. 1. Схема электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью

Определение скоростей испарения компонентов сплава из расплава в условиях его нагрева концентрированным источником нагрева является достаточно сложной задачей для математического описания и требует учета градиентов давлений и температур в паровой фазе, а также степени ионизации металлического пара [5]. Однако в камере плавки ЭЛУ давление остаточных газов составляет 0,01... 0,1 Па. При таком давлении длина свободного пробега атомов λ больше характерного размера вакуумной камеры, поэтому столкновением атомов в паровой фазе можно пренебречь и, как показано в работах [6, 7], в этом случае удельная массовая скорость испарения легирующих элементов и титана с поверхности расплава J_{ev} с хорошей степенью точности будет определяться уравнением Ленгмюра [8, 9]:

$$J_{ev} = \alpha_c p_i^0 \gamma_i N_i \sqrt{M_i / 2\pi RT}, \quad (5)$$

где α_c — коэффициент конденсации; N_i — мольная доля i -того элемента в расплаве; p_i^0 — равновесная упругость пара i -того элемента; γ_i — коэффициент активности i -того элемента; M_i — атомная масса i -того элемента; R — универсальная газовая постоянная; T — температура расплава.

Мольная доля i -того элемента в расплаве титанового сплава связана с его массовой концентрацией $[X_i]$ следующим соотношением:

$$N_i = \frac{[X_i]/M_i}{[Ti]/M_{Ti} + \sum_{i=1}^n [X_i]/M_i}. \quad (6)$$

С учетом выражения (3) уравнение (6) можно записать в виде

$$N_i = k_c \frac{M_{Ti}}{M_i} [X_i], \quad (7)$$

где k_c — коэффициент, значение которого зависит от химического состава расплава и определяется следующим выражением:



$$k_c = \frac{1}{1 + \sum_{i=1}^n [X_i] \left(\frac{M_{Ti}}{M_i} - 1 \right)}. \quad (8)$$

Например, для титанового сплава ВТ6 численное значение коэффициента k_c можно принять равным 0,958, а для титанового сплава ВТЗ-1 — $k_c \approx 0,964$.

Исходя из уравнений (5) и (7) и принимая значение коэффициента конденсации α_c равным единице, удельные потоки i -того компонента сплава (за исключением алюминия) и титана через межфазную поверхность в паровую фазу в j -той зоне плавки можно выразить следующим образом:

$$\pi_j^i = k_j^i [X_i]_j; \quad (9)$$

$$\pi_j^{Ti} = k_j^{Ti} [Ti]_j, \quad (10)$$

где $k_j^i = k_j^0(T_j) \gamma_j^i \frac{M_{Ti}}{\sqrt{2\pi R M_i T_j}}$, $k_j^{Ti} = k_j^0(T_j) \gamma_j^{Ti} \times \sqrt{\frac{M_{Ti}}{2\pi R T_j}}$ — являются константами скорости испарения i -того компонента сплава и титана в j -той зоне плавки; T_j — температура расплава в j -той зоне плавки.

Упругость пара алюминия гораздо выше упругости паров титана и других легирующих компонентов сплава. Например, для температуры 2000 К упругость пара ниобия составляет $1 \cdot 10^{-6}$, пара циркония — $3,5 \cdot 10^{-4}$, титана — 1, хрома — 114, алюминия — 642 Па. Поэтому алюминий испаряется намного интенсивнее, чем титан и другие легирующие компоненты сплава. Вследствие этого концентрация алюминия на поверхности расплава становится гораздо меньше концентрации алюминия в объеме расплава и возникает градиент концентрации алюминия в приповерхностном слое расплава. В работе [10] получено кинетическое уравнение процесса испарения легирующих элементов, которое одновременно учитывает массоперенос в расплаве и физико-химические реакции десорбции с поверхности расплава. Для расплава титана удельный поток алюминия из жидкого металла определяется следующим выражением:

$$\pi_j^{Al} = p_{Ti} \beta_j [Al]_j, \quad (11)$$

где $\beta_j = \left(\frac{1}{\beta_{Al}} + \frac{p_{Ti}}{k_j^{Al}} \right)^{-1}$ — суммарный коэффициент массопереноса алюминия в жидком металле в j -той зоне плавки; β_{Al} — коэффициент массопереноса алюминия в расплаве титана; $k_j^{Al} = \frac{p_{Al}^0 \gamma_j^{Al} M_{Ti}}{\sqrt{2\pi M_{Al} R T_j}}$ — константа скорости испарения алюминия в j -той зоне плавки; $[Al]_j$ — массовая доля алюминия в j -той зоне плавки; p_{Al}^0 — упругость пара чистого алюми-

ния; γ_j^{Al} — коэффициент активности алюминия в расплаве в j -той зоне плавки.

С учетом формул (2), (4), (9)–(11) уравнения материального баланса легирующих элементов и титана для стационарных условий плавки будут иметь следующий вид:

$$m_{j-1} [X_i]_{j-1} = S_j k_j^i [X_i]_j + m_j [X_i]_j;$$

$$m_{j-1} [Ti]_{j-1} = S_j k_j^{Ti} [Ti]_j + m_j [Ti]_j;$$

$$m_{j-1} [Al]_{j-1} = S_j \beta_j [Al]_j + m_j [Al]_j; \quad (12)$$

$$m_j = m_{j-1} - S_j \left(\sum_{i=2}^n k_j^i [X_i]_j + k_j^{Ti} [Ti]_j + \beta_j [Al]_j \right),$$

где $i = 2, \dots, n$ — легирующие элементы (кроме алюминия); $j = 1, 2, 3$ — зоны плавки.

Построенная математическая модель (12) устанавливает зависимость массовой доли алюминия и других компонентов титанового сплава в слитке, полученном способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, от технологических параметров плавки, химического состава исходной шихты и физико-химических констант титанового сплава. Данная модель позволяет прогнозировать химический состав выплавляемых слитков титановых сплавов и может быть использована в производстве для получения слитков с гарантированным химическим составом.

Проверка адекватности математической модели. Для проверки адекватности построенной математической модели и анализа влияния технологических параметров плавки и химического состава исходной шихты на химический состав выплавляемых слитков рассмотрим процесс получения слитка сплава алюминид титана Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. В этом случае математическая модель процессов испарения при ЭЛП будет иметь следующий вид:

$$m_{j-1} [Al]_{j-1} = (S_j p_{Ti} \beta_j^{Al} + m_j) [Al]_j;$$

$$m_{j-1} [Cr]_{j-1} = (S_j k_j^{Cr} + m_j) [Cr]_j;$$

$$m_{j-1} [Nb]_{j-1} = (S_j k_j^{Nb} + m_j) [Nb]_j;$$

$$m_{j-1} [Zr]_{j-1} = (S_j k_j^{Zr} + m_j) [Zr]_j;$$

$$m_{j-1} [Ti]_{j-1} = (S_j k_j^{Ti} + m_j) [Ti]_j; \quad (13)$$

$$m_{j-1} = m_j + S_j (p_{Ti} \beta_j^{Al} [Al]_j + k_j^{Cr} [Cr]_j + k_j^{Nb} [Nb]_j + k_j^{Zr} [Zr]_j + k_j^{Ti} [Ti]_j),$$

где $j = 1, 2, 3$.

Коэффициент массопереноса алюминия β_{Al} в расплаве титана в условиях электронно-лучевой плавки составляет $6,6 \cdot 10^{-6}$ м/с [11]. Оценка численных значений коэффициентов активности титана и легирующих элементов в рамках модели Редлиха–Кистера [12] показала, что коэффициенты активности титана и ниобия могут быть приняты равными единице, хрома — 0,8, а алюминия — 0,3.

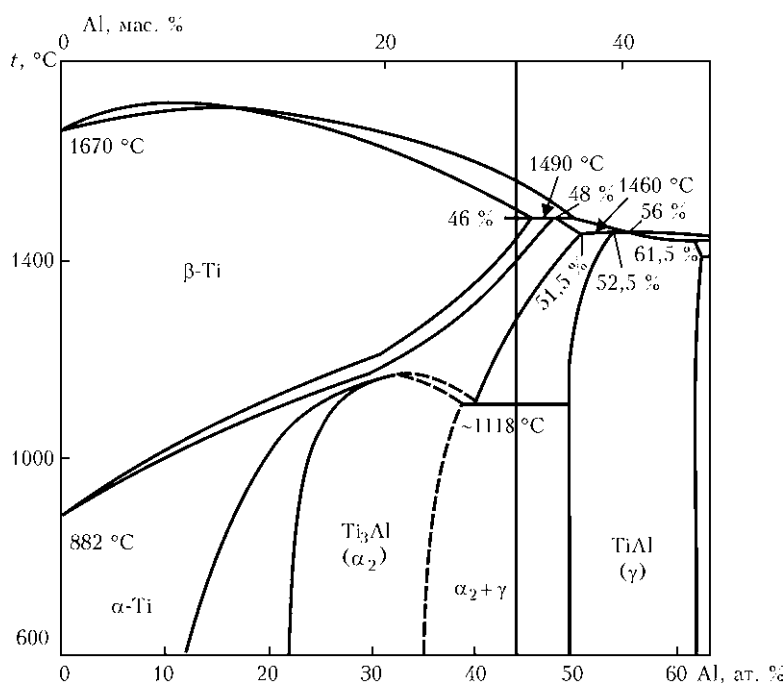


Рис. 2. Область диаграммы состояния титан–алюминий

Построенная математическая модель (13) представляет собой систему 18 нелинейных алгебраических уравнений которую решали численными методами, а именно методом секущих.

Для повышения точности математической модели испарения при ЭЛП алюминиды титана необходимо учитывать влияние содержания алюминия на температуру плавления алюминиды титана. При этом из-за испарения алюминия в процессе плавки его массовые доли в расплаве на оплавляемом торце заготовки, в промежуточной емкости и кристаллизаторе будут разными и, как следствие, разной будет и температура плавления. Согласно диаграмме состояния титан–алюминий (рис. 2), зависимость температуры ликвидус T_L от содержания алюминия в расплаве в диапазоне концентраций алюминия от 20 до 35 мас. % (область вертикальной линии) в первом приближении можно описать следующим уравнением:

$$T_L = 1670 + 7,074[Al] - 0,3580[Al]^2.$$

С целью проверки адекватности построенной математической модели проведена опытная плавка слитка двухфазного ($\alpha_2 + \gamma$) алюминиды титана на электронно-лучевой установке УЭ-208М, оснащенной промежуточной емкостью с внутренними разме-

рами 50×230×380 мм, в кристаллизатор диаметром 165 мм. Массовая скорость плавки составляла 30 кг/ч. Химический состав исходной шихты, а также расчетного и фактического составов опытного слитка представлены в табл. 1.

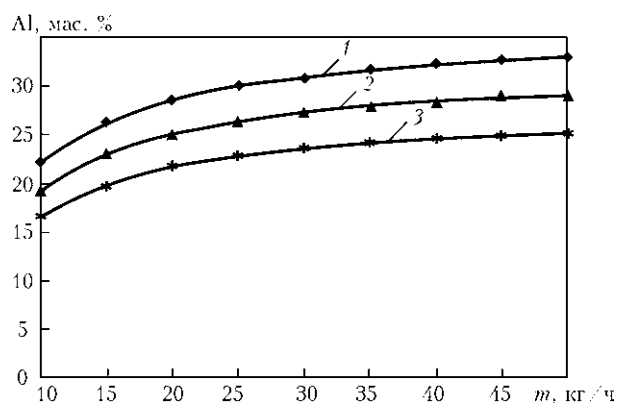
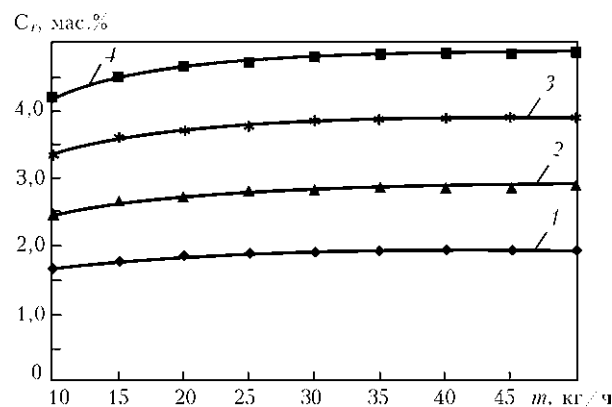
Рис. 3. Зависимость массовой доли алюминия в слитке алюминиды титана от скорости плавки m при различном содержании алюминия в переплавляемой шихте $[Al]_0$, %: 1 – 36; 2 – 32; 3 – 28Рис. 4. Зависимость содержания хрома в слитке алюминиды титана от скорости плавки m при различной массовой доле хрома в исходной шихте $[Cr]_0$, %: 1 – 2; 2 – 3; 3 – 4; 4 – 5

Таблица 1. Фактический и расчетный химический состав интерметаллида системы TiAlNbCrZr

Характеристика металла	Содержание элементов, мас. %				
	Al	Nb	Zr	Cr	Ti
Исходная шихта	32,76	11,42	2,74	3,60	Остальное
Слиток ЭЛП:					
эксперимент	28,82	11,72	3,16	3,51	
расчет	27,9	12,3	2,93	3,39	

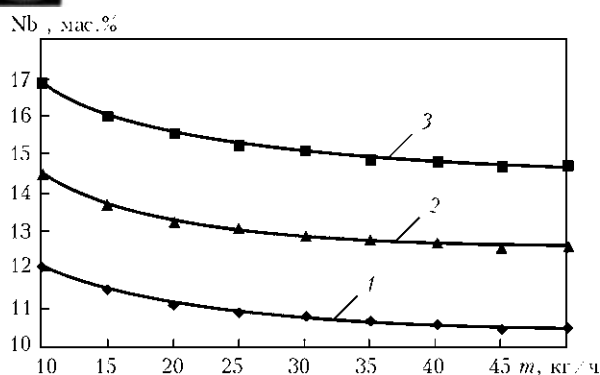


Рис. 5. Зависимость массовой доли ниобия в слитке алюминиды титана от скорости плавки m при различном содержании ниобия в исходной шихте $[Nb]_0$, %: 1 – 10; 2 – 12; 3 – 14

Анализ полученных результатов показал, что построенная математическая модель достаточно хорошо описывает реальный процесс испарения при электронно-лучевой плавке алюминиды титана: относительная погрешность расчетных результатов по сравнению с экспериментальными данными составляет, отн. %: 3,2 для алюминия; 4,9 для ниобия; 7,3 для циркония; 3,4 для хрома.

Анализ процессов испарения при ЭЛП алюминиды титана. С использованием математической модели процессов испарения в условиях ЭЛП для сплава Ti–29Al–12Nb–3Cr–3Zr построим зависимости содержания алюминия, хрома, ниобия и циркония в слитке диаметром 165 мм от скорости плавки

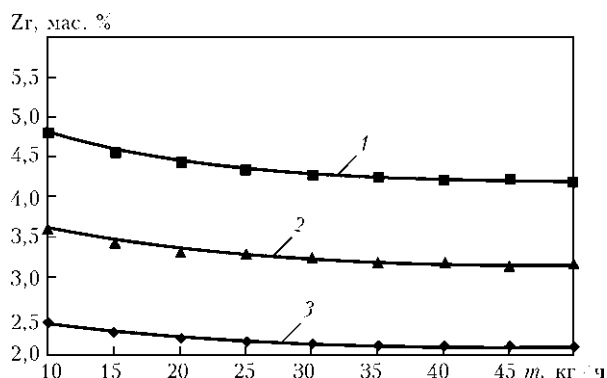


Рис. 6. Зависимость содержания циркония в слитке алюминиды титана от скорости плавки m при различной массовой доле циркония в исходной шихте $[Zr]_0$, %: 1 – 4; 2 – 3; 3 – 2

m при различных массовых долях легирующих элементов в исходной шихте (рис. 3–6).

Характер полученных зависимостей позволяет сделать вывод о том, что при фиксированном составе исходной шихты увеличение скорости плавки приводит к уменьшению потерь алюминия (рис. 3) и хрома (рис. 4), т. е., к увеличению их содержания в слитке. При этом следует отметить, что при скоростях плавки свыше 40...50 кг/ч потери алюминия и хрома из-за испарения практически не меняются.

Массовые доли ниобия и циркония в слитке с увеличением скорости плавки монотонно уменьшаются (рис. 5, 6), что обусловлено меньшей скоростью испарения ниобия и циркония из расплава, по

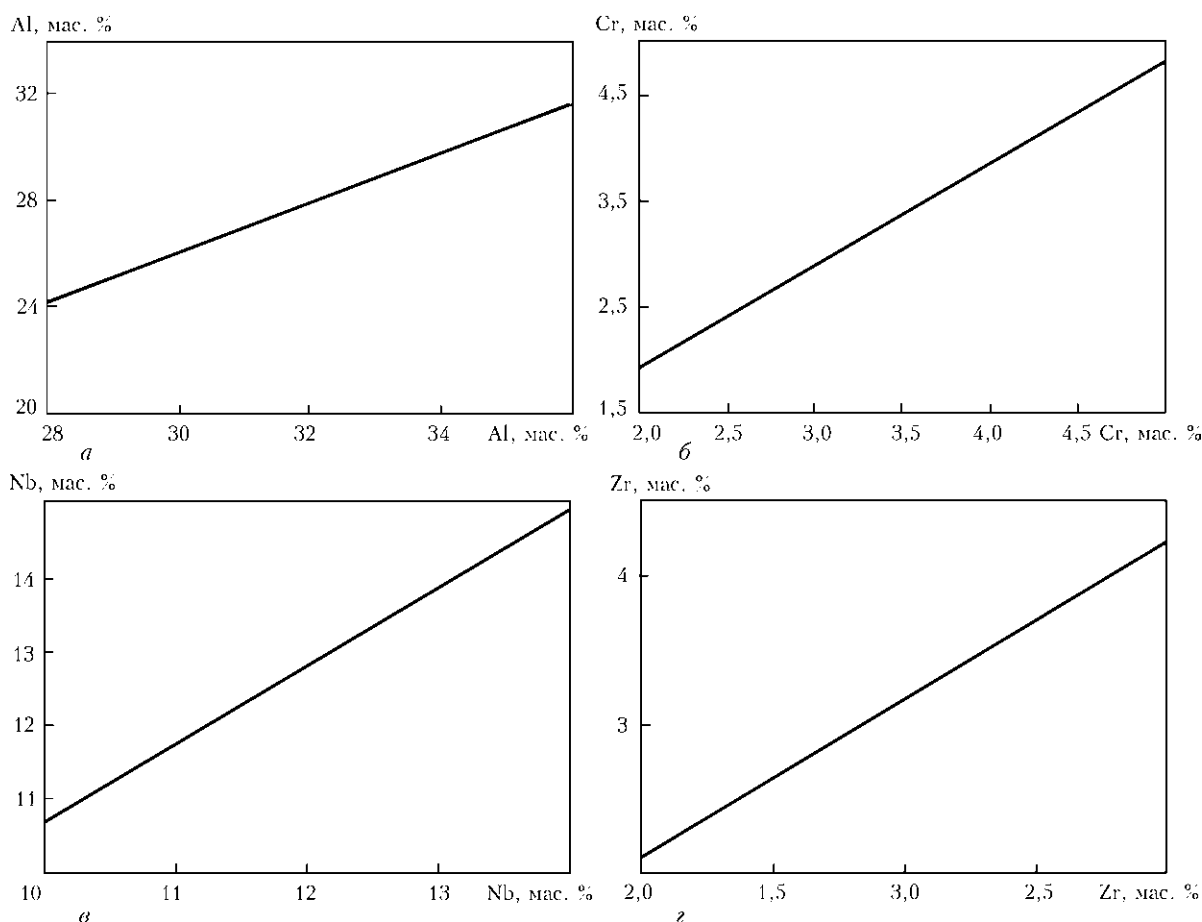


Рис. 7. Зависимость массовых долей алюминия (а), хрома (б), ниобия (в) и циркония (г) в слитке алюминиды титана от их содержания в исходной шихте при скорости плавки $m = 30$ кг/ч



сравнению с остальными компонентами сплава. При низких скоростях плавки суммарные потери алюминия и хрома превышают 10 абс. %, что вызывает повышение содержания ниобия и циркония на 2...3 абс. %. С увеличением скорости плавки потери алюминия и хрома уменьшаются, в результате чего снижаются массовые доли ниобия и циркония в слитке.

Следует отметить, что при скоростях плавки 40...50 кг/ч содержание ниобия и циркония в слитке лишь незначительно увеличивается, по сравнению с их массовой долей в исходной шихте, что связано с минимальными потерями алюминия, хрома и основы сплава (титана) при этих скоростях плавки.

На основании построенных зависимостей можно сделать вывод о том, что оптимальной скоростью плавки слитков двухфазного алюминид титана диаметром 165 мм является скорость 40...50 кг/ч. Применение этого режима плавки обеспечивает минимальное испарение легирующих компонентов сплава с высокой упругостью пара и предотвращает повышение содержания элементов с низкой упругостью пара.

Наиболее значимым фактором, влияющим на концентрацию легирующих элементов в слитке, является их исходное содержание в расходуемой заготовке.

На основе расчетов по математической модели были также построены зависимости массовых долей легирующих компонентов алюминид титана — алюминия (рис. 7), хрома, ниобия и циркония — в выплавленном слитке ЭЛП от их содержания в исходной шихте при различных скоростях плавки. Полученные графики позволяют определить необходимое содержание легирующего элемента сплава в исходной шихте для достижения требуемой концентрации этого элемента в слитке при заданной скорости плавки.

Выводы

1. Разработана математическая модель процессов испарения легирующих элементов из титановых сплавов при ЭЛП с промежуточной емкостью, которая устанавливает зависимость массовых долей

легирующих элементов в слитке от технологических параметров плавки и содержания легирующих элементов в исходной шихте.

2. На примере ЭЛП двухфазного алюминид титана показана высокая сходимость расчетных данных с результатами экспериментальных плавов.

3. Построены зависимости содержания алюминия, хрома, ниобия и циркония в слитке двухфазного алюминид титана Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr от скорости плавки и массовых долей этих элементов в исходной шихте, которые позволяют прогнозировать химический состав выплавляемых слитков алюминид титана и могут быть использованы для получения слитков с требуемым химическим составом.

1. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекрационных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 306 с.
2. *Technological aspects of designing of electron beam unit for melting of titanium* // A.I. Amelin, V.I. Kostenko, M.P. Kondratii, P.A. Pap // Proc. of the 12th World conf. on Titanium (Beijing, China, June 19-24 2011). — Beijing: Science Press, 2011. — P. 91-95.
3. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, С.В. Ахонин, Г.В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 246 с.
4. Мовчан Б.А., Ахонин С.В. Математическое моделирование процессов электронно-лучевого испарения многокомпонентного сплава на основе никеля из расплава ниобия // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 3. — С. 20-24.
5. *Modeling of binary alloy (Al-Mg) anode evaporation in arc welding* // I. Semenov, I. Krivtsun, V. Demchenko et. al. // Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. — 2012. — 20. — P. 1-12.
6. Bellot J.P., Duval H., Ablitzer D. Validity of the Kinetic Langmuir's law for the volatilization of metallic elements in vacuum metallurgy // Proc. symp. of gas interactions in nonferrous metals processing (Anaheim, USA, May 1996). — Anaheim, 1996. — P. 109-124.
7. *The use of mathematical models to determine parameters minimizing the volatilization losses in the electron beam melting process* // J.P. Bellot, H. Duval, M. Ritchie, D. Ablitzer // Proc. of the 9th World conf. on Titanium (Saint-Petersburg, Russia, 07-11 June 1999). — V. 1. — Saint-Petersburg: CSICM «Prometey», 1999. — P. 1442-1449.
8. Жуховицкий А.А., Шварман Л.А. Физическая химия. — М.: Металлургия, 1976. — 543 с.
9. Шиллер З., Гайзинг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. — М.: Энергия, 1980. — 528 с.
10. Тихоновский А.Л., Ахонин С.В. Кинетика процессов массообмена в системе реальный раствор-паровая фаза // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 61-64.
11. *Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti-6Al-4V ingots* // S.V. Akhoniin, N.P. Trigub, V.N. Zamkov, S.L. Semiatin // Metallurgy and Materials Transactions B. — 2003. — 34B, August. — P. 447-454.
12. Иванченко Н.В., Устинов А.И., Мохорт В.А. Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из расплава Ti-Ni // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 15-18 с.

A mathematical model was constructed, which correlates concentration of aluminium and other alloying components in an ingot of multicomponent titanium alloy, produced by electron beam cold-hearth melting, with technological parameters of melting, initial charge composition and physico-chemical constants of the titanium alloy. Adequacy of the constructed mathematical model has been verified, and influence of technological parameters of melting and initial charge composition on chemical composition of the produced ingots is analyzed in the case of producing an ingot of titanium aluminide alloy Ti-29Al-12Nb-3Cr-3Zr by the process of electron beam cold-hearth melting. It is shown that the constructed mathematical model quite accurately describes the actual evaporation process in electron beam melting of titanium aluminide. Relative error of calculation results, compared to experimental data, is from 3.2 for aluminium up to 7.3 % for zirconium. Developed mathematical model of evaporation allows prediction of chemical composition of produced ingots of multicomponent titanium alloys, and can be used in production to manufacture ingots of a guaranteed composition by EBM process. Ref. 12, Table 1, Figures 7.

Keywords: electron beam melting; ingot; evaporation; mathematical simulation; melting rate; titanium alloys, titanium aluminide; alloying elements

Поступила 25.09.2013



УДК 669.187.58

ПЛАЗМЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МЕТАЛЛУРГИИ И ТЕХНОЛОГИИ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.В. Цветков, А.В. Николаев, А.В. Самохин

Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН (Россия).
119991, Москва, Ленинский пр-т, 49. E-mail: tsvetkov@imet.ac.ru

Сформулирована аппаратурно-технологическая классификация плазменных процессов в металлургии и при обработке материалов, позволившая оценить перспективы их практического применения и пути оптимизации конструктивно-технологического оформления. Оборудование для шахтных печей с плазменным нагревом и процессы воздействия плазмы на металлургические расплавы имеют близкие прототипы в классической металлургии. Струйно-плазменные процессы, ориентированные на получение веществ в дисперсном состоянии, требуют создания оригинального оборудования. Авторами реализованы процессы плазменно-водородного восстановления оксидов тугоплавких металлов, плазменной восстановительной плавки оксидов группы железа, получения соединений металлов (карбиды, нитриды, оксиды и др.), позволяющие производить продукты в виде дисперсных порошков. Они отличаются возможностью энерго- и ресурсосбережения, получения продуктов с особыми эксплуатационными свойствами и совместимостью с окружающей средой. Предложена концепция модульного энерготехнологического комплекса, объединяющего на базе плазменной техники производство энергии и химико-металлургическое изготовление металлов, сталей и сплавов из природного и техногенного сырья. Такой экологически чистый комплекс позволит снизить энерго- и ресурсозатраты. Библиогр. 15, ил. 10.

Ключевые слова: струйно-плазменные процессы; дисперсные порошки; плазмохимическая установка; вольфрам; энерго- и ресурсосбережение; энерготехнологический комплекс; плазменно-дуговое жидкофазное восстановление железа

Исследования физикохимии и технологии воздействия термической плазмы на вещество в различных агрегатных состояниях, направленные на разработку экологически чистых энерго- и ресурсосберегающих процессов производства материалов с особыми свойствами, в том числе наноматериалов, основаны на научной теории о воздействии высококонцентрированных источников энергии на вещество [1, 2].

В результате систематических исследований термодинамики, кинетики и механизма восстановления оксидных систем с использованием современных методов исследования топохимических реакций, положений гетерогенного катализа, теории абсолютных скоростей реакций создана теория процессов восстановления металлов в различных агрегатных состояниях, в том числе при воздействии потоков термической плазмы [3, 4].

Разработана методология исследования плазменных процессов, основанная на высокотемпературном термодинамическом анализе, математическом моделировании и экспериментальных кинетических исследованиях, с использованием специально разработанной аппаратуры [5].

В ходе струйно-плазменных процессов выявлена определяющая роль тепломассообмена для распределенного в плазменном потоке диспергированного обрабатываемого вещества и его перехода в газовую фазу, т.е. степени гомогенизации процесса [3, 5–8].

Сформулирована аппаратурно-технологическая классификация плазменных процессов в металлургии и обработке материалов, позволившая оценить перспективы их практического применения, а также пути оптимизации конструктивно-технологического оформления [7] (рис. 1). Отечественные работы в области применения плазменной техники проводились в ряде организаций, но, к сожалению, не получили существенного развития. Однако использование электродуговых плазмотронов мегаваттной мощности способствует успешному применению плазмы в промышленных шахтных агрегатах (например, в плазменных вагранках в США) или в процессах плазменной переработки цинксодержащих пылей на заводе фирмы «SKF Steel» (Швеция).

Процессы воздействия плазмы на металлургические расплавы, конструктивно оформленные в



Шахтные печи с плазменным нагревом



Плазменные процессы при воздействии плазмы на металлургические расплавы; плазменные печи – рафинирующий и легирующий переплавы, восстановительная плавка; “тандиш”-процесс



Струйно-плазменные процессы (плазменная порошковая металлургия, получение нанопорошков способами плазменного восстановления и синтеза)



Плазменная обработка (резка, наплавка, сварка, формообразование, напыление, упрочнение поверхности)

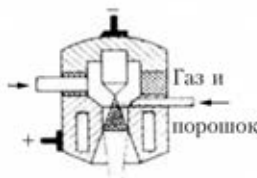


Рис. 1. Аппаратурно-технологическая классификация плазменных процессов в металлургии и при обработке материалов

виде плазменных печей, в ряде вариантов получили достаточно широкое применение в рафинирующем и легирующем перепадах, плазменном подогреве металла перед непрерывной разливкой. Отечественные разработки, реализованные на Челябинском металлургическом заводе, перенесены на завод во Фрайтале (бывшая ГДР), где успешно производили до 150 марок качественных сталей и сплавов. Впоследствии по лицензии завода использовались в Австрии (50-тонная плазменная печь фирмы «FEST-Alpine»). Нами разработан и внедрен на комбинате «Южуралникель» процесс плазменной восстановительной плавки оксидного сырья применительно к производству металлического кобальта (рис. 2, 3), впоследствии использованный для получения никеля.

Анализ процессов четвертого класса не является предметом рассмотрения настоящей статьи, однако следует отметить их распространение в промышленности, например процессов плазменной резки, плазменного напыления. Весьма перспективным является также плазменная обработка поверхности.

В отличие от процессов первых двух классов, у которых плазменное оборудование имеет аналогичные прототипы в классической металлургии, для процессов третьего класса (струйно-плазменных) требуется создание оригинального оборудования.

Как правило, струйно-плазменные процессы ориентированы на получение веществ в дисперсном состоянии. Плазменные процессы получения порошков отличаются универсальностью (рис. 4). При введении вещества в любом агрегатном состоя-

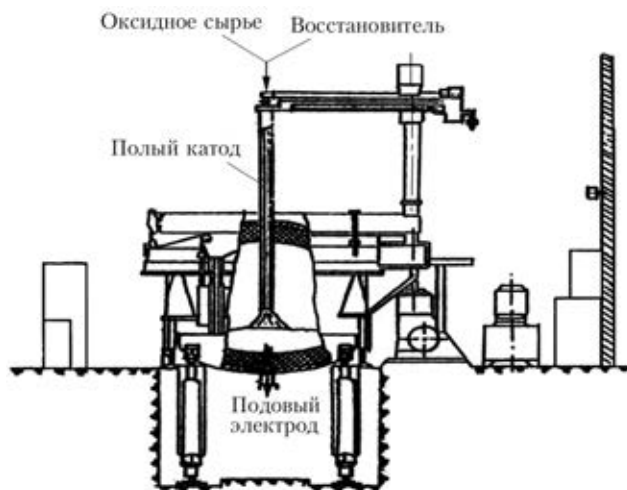


Рис. 2. Плазменная печь для восстановительной плавки оксидного сырья

нии в плазму, генерируемую различными источниками, которые отличаются химическим составом, мы с помощью физических и физико-химических процессов получаем сфероидизированные, плакированные порошки, а также порошки элементов и соединений различной дисперсности, в том числе наноразмерные.

Нами впервые в мировой практике реализован промышленный процесс плазменно-водородного восстановления оксида вольфрама с получением ультрадисперсного порошка вольфрама. На его основе созданы материалы с особыми эксплуатационными свойствами [9]. Продемонстрировано, что плазменные металлургические процессы, при условии рационального выбора объекта и оптимизации конструктивно-технологического оформления, являются энерго- и ресурсосберегающими в обеспечении совместимости с окружающей средой.

Для ультрадисперсных продуктов плазменного восстановления оксидов вольфрама продемонстрирован ряд практических применений, основанных на особенностях ультрадисперсного состояния (снижение температуры и энергоемкости компактирования, интенсификация процессов спекания и

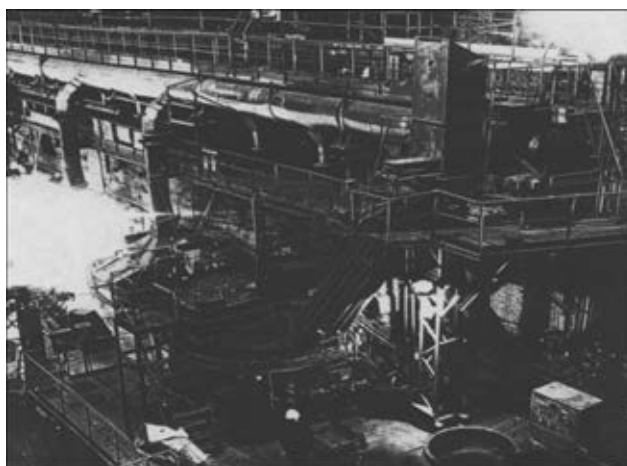


Рис. 3. Промышленная плазменная печь восстановительной плавки оксидного сырья



Рис. 4. Схема плазменной технологии производства порошков

сварки, получение на их основе твердых сплавов повышенной твердости и износостойкости).

Разработана и запатентована конструкция плазмохимической установки для получения нанопорошков металлов и химических соединений при взаимодействии дисперсного и парообразного сырья в струе термической плазмы, генерируемой электродуговым плазмотроном (рис. 5).

Исследован ряд плазмохимических процессов получения нанодисперсных порошков металлов и соединений. Установлены термодинамические и кинетические закономерности, а также управляющие параметры, обеспечивающие получение порошков заданного химического и дисперсного составов. Разработаны методы управления средним размером частиц получаемых порошков при изменении энтальпии плазменной струи, расхода сырья, конструктивных особенностей реактора, а также при использовании газовой закалки продуктов плазмохимического взаимодействия. В качестве преимуществ предлагаемой технологии продемонстрированы по-

лучаемые нанопорошки (металлы, карбиды, нитриды, карбонитриды, оксиды и др.), небольшая продолжительность плазменных процессов ($< 0,01$ с) и высокая производительность оборудования, возможность использования традиционной сырьевой базы без предварительной подготовки, значительный диапазон производительности ($0,1 \dots n \cdot 10$ кг/ч) [10–13].

Разработаны физико-химические основы и принципы конструктивно-технологического оформления процесса получения путем синтеза в углеводородсодержащей плазме нанопорошков системы вольфрам–углерод (рис. 6), используемых для получения нанопорошков монокарбида вольфрама в качестве основы для производства наноструктурных твердых сплавов со значительно повышенными эксплуатационными свойствами (рис. 7). Актуаль-

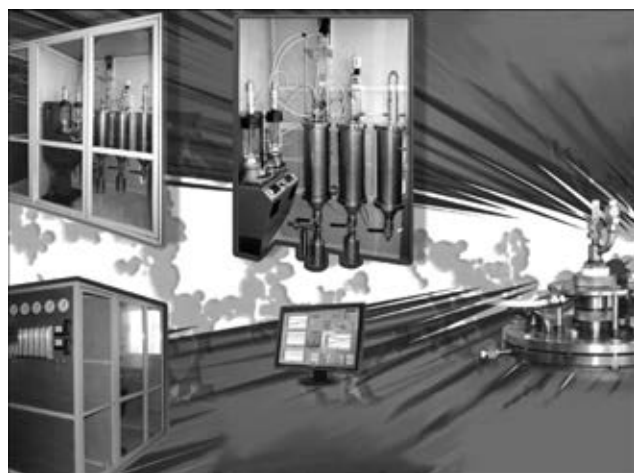


Рис. 5. Плазмохимическая установка синтеза нанопорошков

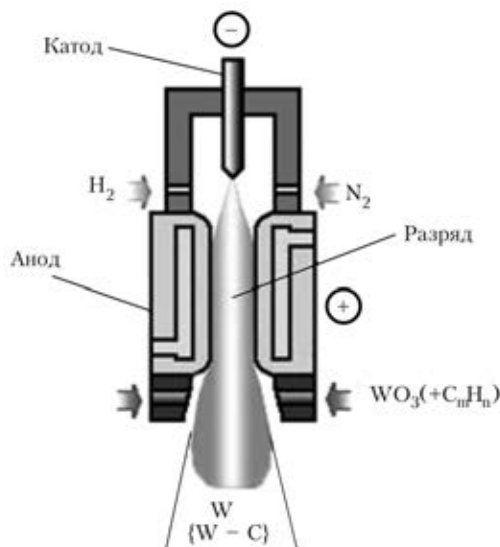


Рис. 6. Принципиальная схема получения нанопорошков вольфрама и {W-C} в струе термической плазмы дугового разряда

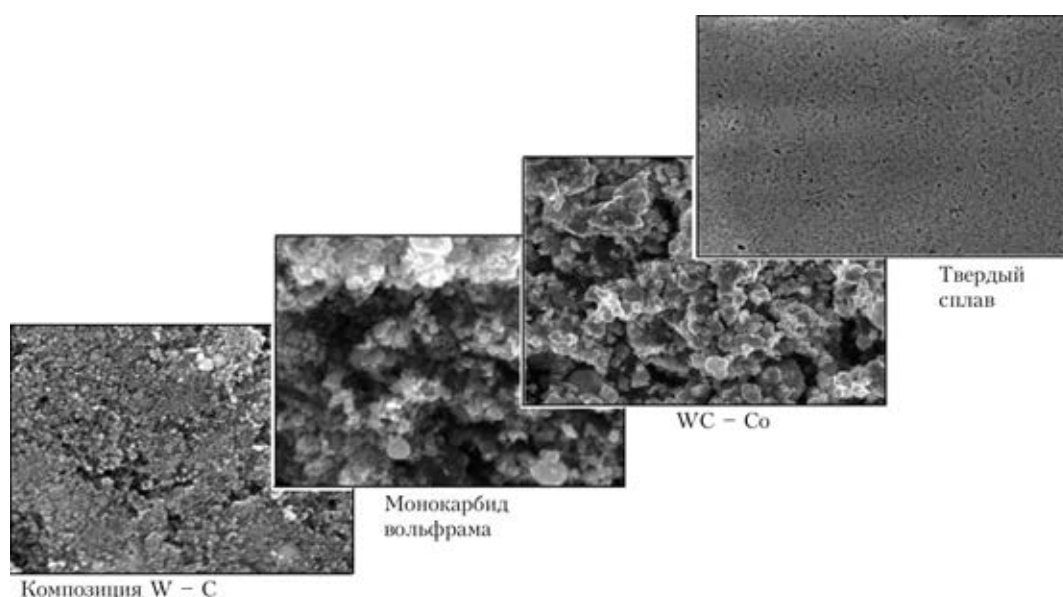


Рис. 7. Стадии получения наноструктурного твердого сплава

ность этой проблемы для отечественной порошковой металлургии определяется следующими факторами. В настоящее время российская промышленность потребляет около 3000 т твердых сплавов (примерно 10 % мирового потребления). Треть этого количества приобретают за рубежом, 1200 т/год производит КЗТС, 300 т — завод «Победит», 100 т — фирма «АЛГ», остальное — другие мелкие производители. Российские предприятия в настоящее время выплавляют только средне- и крупнозернистые (более 1 мкм) твердые сплавы. Задача повышения качества твердых сплавов во всем мире решается путем их наноструктурирования.

Рассмотрены и частично опробованы виды перспективного практического использования нанопорошков для создания материалов с особыми свойствами, например для модифицирования литейных сплавов, создания эффективных композитов и покрытий, в том числе наноструктурные мишени для нанесения покрытий, порошки для нанесения наноструктурных покрытий, компоненты для композиционных материалов, компоненты модификаторов литых сплавов, компоненты наноструктурных износостойких покрытий, нанопористые металлические и керамические фильтры.

В настоящее время наш коллектив предлагает к практической реализации следующие научно-технологические разработки [14, 15]:

технологические процессы получения наноразмерных порошков элементов (вольфрам, тантал, ниобий, молибден, никель, кобальт, железо, медь) и их соединений (оксидов, карбидов, нитридов), а также композиций с заданным дисперсным, химическим и фазовым составами в термической плазме дугового электрического разряда. Средний размер получаемых нанопорошков изменяется в диапазоне 20...100 нм;

основы технологии создания наноструктурных твердых сплавов карбид вольфрама-кобальт с резко повышенной твердостью и износостойкостью для

применения в изготовлении режущего инструмента. Предусмотрено получение твердых сплавов в диапазоне концентраций от ВК-1 до ВК-15 с введением комплексных ингибиторов роста зерна (рис. 7);

изготовление плазмохимических установок синтеза нанопорошков металлов и соединений мощностью 30, 100, 300 кВт (производительностью 0,5...1,0; 5...10; 30...50 кг/ч) с использованием электродуговых генераторов плазмы;

проектирование производственных участков нанопорошков на базе плазмохимических установок;

исследования, направленные на разработку материалов для создания высокочастотных электролитических конденсаторов на основе нанопорошков тантала и ниобия, нанопорошковых модификаторов чугуна, стали и сплавов, обеспечивающих уменьшение размеров кристаллической структуры металла при массовой доле 0,05...0,1 %;

композиционных материалов с использованием нанопорошков;

нанопорошковых пигментов;

наноструктурных покрытий способом плазменного напыления материалов, приготовленных с использованием нанопорошков;

наноструктурных металлических и композиционных проводников с особыми электромагнитными свойствами;

катализаторов топливных элементов.

Для обеспечения безопасной работы с наноструктурными объектами исследовали токсикологические свойства нанопорошковых материалов. Оценивали риск и возможность обеспечения безопасности производства, использования и утилизации наноматериалов. Создали базу данных по биобезопасности существующих наноматериалов. Разработали методологические подходы к гигиеническому нормированию и сертификации производств, товаров и услуг в сфере нанотехнологии.

Изучены некоторые процессы при воздействии термической плазмы на газовые среды, расплавы и

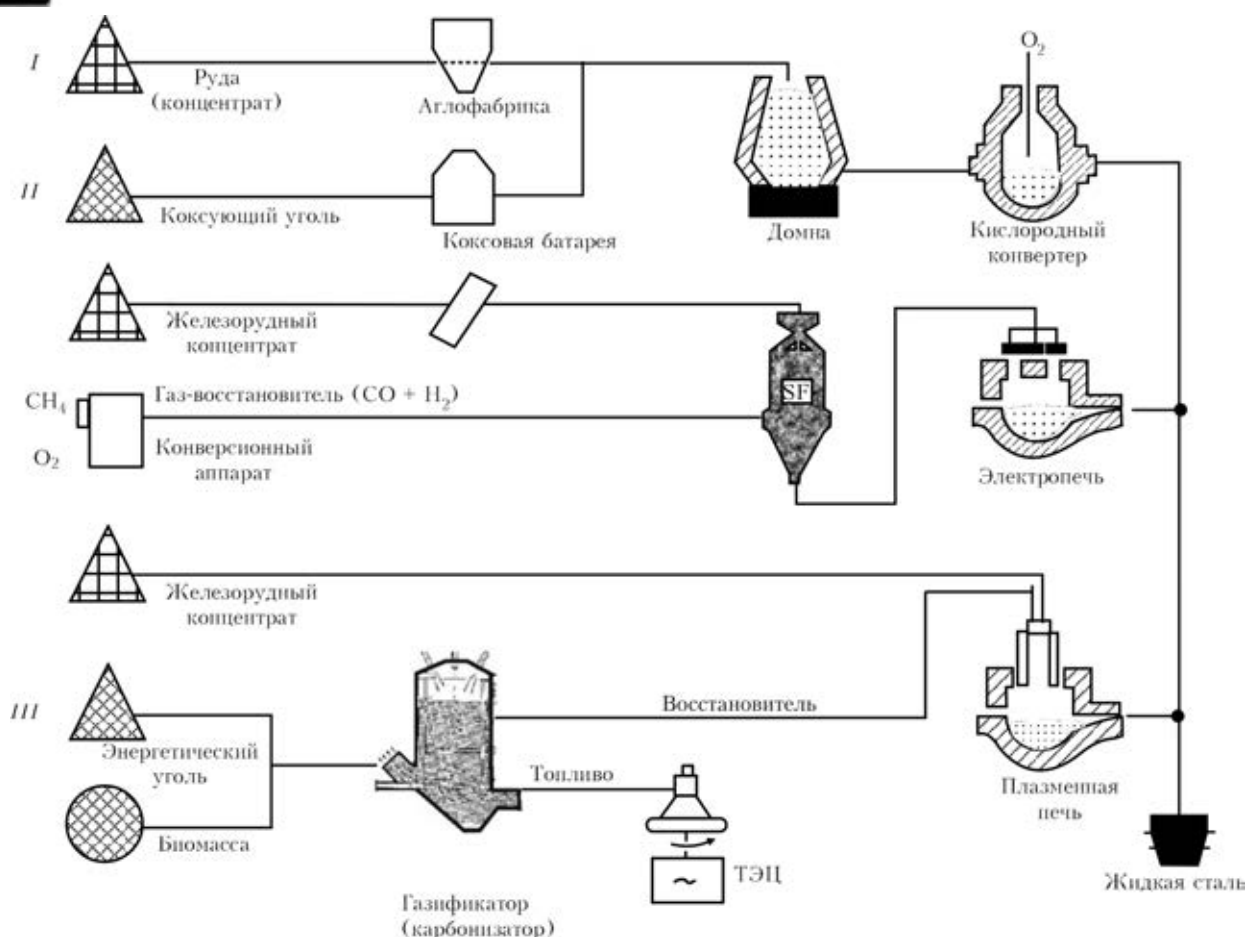


Рис. 8. Схемы (I–III) производства стали

растворы, в том числе применительно к процессам переработки техногенного сырья, среди которых плазменно-каталитический риформинг углеводородного сырья для получения водородсодержащих газов и окисление органических примесей в воде.

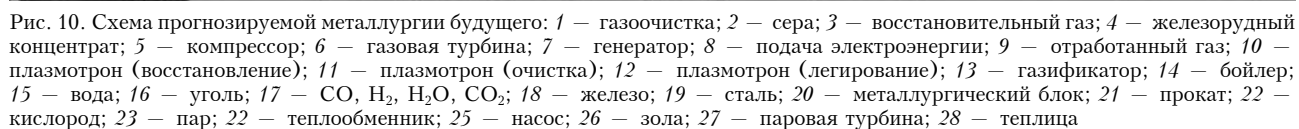
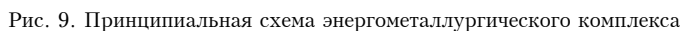
Современное производство стали, осуществляемое по аппаратурно-технологической схеме домна-конвертер (рис. 8) имеет ряд существенных недостатков, определяемых необходимостью соответствия высоким требованиям к сырью и его специальной подготовке, поскольку специфика доменного процесса требует от поступающего в домны материала высокого уровня механических свойств в сочетании с обеспечением газопроницаемости. Агломерация и коксохимическое производство, где применяют дорогой и дефицитный коксующийся уголь, не только удорожают производство в целом, но и наносят существенный ущерб окружающей среде, который по ценностной оценке может достигать 25 % себестоимости производства стали. Предлагаемые альтернативные процессы, в частности способ прямого восстановления, нашедший промышленное применение и в отечественной металлургии, по ряду причин, в том числе из-за значительных энергетических расходов, не смог существенно потеснить традиционную технологию производства стали, в основе которой лежит доменный процесс. Представляется, что положительную роль в возможной трансформации сталеплавильного производства мо-

жет сыграть применение плазменной техники как на стадии получения восстановителя и топлива для экологически чистой ТЭЦ из низкосортного органического сырья путем его газификации, так и в восстановительном агрегате.

Нами развивается концепция энерготехнологии будущего, основанная на создании по модульному принципу экологически чистого энерготехнологического комплекса, объединяющего на базе плазменной техники производство энергии и химико-металлургическое производство металлов, сплавов и соединений из природного и техногенного сырья (рис. 9). При этом прогнозируется значительное сокращение энергозатрат, по сравнению с традиционными и альтернативными способами.

Создание плазменного энергетическо-го комплекса позволит снизить в 1,5...2,0 раза энергоёмкость производства стали; в качестве первичного источника энергии использовать энергетический уголь и углеводородсодержащие отходы; снизить вредное воздействие на окружающую среду вследствие отсутствия коксохимического и агломерационного производств; расширить сырьевую базу, комплексно использовать рудное сырьё, создать многотопливное металлургическое производство, в том числе наноструктурных материалов; создать замкнутую экосистему комплекс-жилой массив.

Применительно к целевой задаче оптимизации конструктивно-технологического оформления вос-





становительного модуля комплекса разработаны физико-химические и энергофизические основы построения процессов бескоксового плазменно-дугового получения металлов группы железа из дисперсного оксидного сырья. Продemonстрирована применимость процесса плазменного жидкофазного восстановления к сложному рудному сырью типа титаномагнетита. Выработаны рекомендации для составления технического задания на разработку и изготовление опытно-промышленной плазменно-дуговой жидкофазной печи мощностью 3...5 МВт для восстановления железа из титаномагнетитового концентрата.

На основе развиваемой концепции расчетных и экспериментальных исследований, нацеленных на создание оптимального конструктивного оформления энерготехнологических процессов на базе плазменной техники, надеемся предложить для реализации перспективную схему металлургии будущего (рис. 10).

Работы проводились при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 11-08-00516-а, № 13-03-00733, грант Президента РФ по поддержке ведущих научных школ НШ-854.2012.3).

1. Рыкалин Н.Н. Тепловые основы сварки. — М.: Изд-во АН СССР, 1947. — 271 с.
2. Рыкалин Н.Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
3. Цветков Ю.В., Панфилов С.А. Низкотемпературная плазма в процессах восстановления. — М.: Наука, 1980. — 360 с.

4. Цветков Ю.В. Пути интенсификации процессов восстановления в свете адсорбционно каталитических представлений. Физическая химия окислов металлов. — М.: Наука, 1981. — С. 9–15.
5. Цветков Ю.В. Особенности термодинамики и кинетики плазменно-металлургических процессов // Физика и химия плазменных металлургических процессов. — М.: Наука, 1985. — С. 9–15.
6. Tsvetkov Yu.V. Plasma metallurgy. Current state, problems and prospects // Pure and Applied Chemistry. — 1999. — 71, № 10. — P. 1853–1862.
7. Цветков Ю.В., Николаев А.В., Панфилов С.А. Плазменная металлургия. — Новосибирск: Наука, 1992. — 265 с.
8. Цветков Ю.В. Физикохимия плазменной металлургии // Технология металлов. — 2006. — № 4. — С. 7–14.
9. Каламазов Р.У., Цветков Ю.В. Высокодисперсные порошки вольфрама и молибдена. — М.: Металлургия, 1988. — 193 с.
10. Цветков Ю.В. Термическая плазма в нанотехнологиях // Наука в России. — 2006. — № 2. — С. 4–9.
11. Самохин А.В., Алексеев Н.В., Цветков Ю.В. Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // Химия высоких энергий. — 2006. — 40, № 2. — С. 120–126.
12. Цветков Ю.В., Самохин А.В. Плазменная нанопорошковая металлургия // Автомат. сварка. — 2008. — Ноябрь. — С. 171–175.
13. Тепломассоперенос в плазменном реакторе с ограниченным струйным течением в процессах получения нанопорошков / А.Г. Астахов, А.В. Самохин, Ю.В. Цветков, Н.В. Алексеев // Химия высоких энергий. — 2012. — 46, № 4. — С. 327–330.
14. Цветков Ю.В., Николаев А.В. Плазменные процессы в составе энергометаллургического комплекса (некоторые проблемы металлургии будущего) // Ресурсы. Технология. Экономика. — 2006. — № 2. — С. 20–26; №3. — С. 38–42.
15. Энергоэффективное применение плазменной печи при восстановлении титаномагнетитового концентрата / А.В. Николаев, Д.Е. Кирпичёв, А.А. Николаев, Ю.В. Цветков // Главный энергетик. — 2012. — № 3. — С. 26–36.

Equipment-technology classification of plasma processes in metallurgy and in material processing has been established that allowed evaluation of the prospects for their practical application and means of optimization of design-technological characteristics. Equipment for shaft furnaces with plasma heating and processes of plasma action on metallurgical melts have close prototypes in classical metallurgy. Plasma-jet processes oriented to production of materials in the dispersed state, require development of original equipment. The authors have implemented processes of plasma-hydrogen reduction of refractory metal oxides, plasma reducing smelting of iron group oxides, producing metal compounds (carbides, nitrides, oxides, etc.), allowing manufacturing products in the form of dispersed powders. They feature the capability of energy and resource saving, making products with special service properties and environmental compatibility. A concept of modular energy technological complex is proposed, which combines generation of energy and chemico-metallurgical production of metals, steels and alloys from natural and technogenic raw materials on plasma technology base. Such a non-polluting complex will allow lowering energy and resource consumption. Ref. 15, Figures 10.

Keywords: plasma-jet processes; dispersed powders; plasma-chemical installation; tungsten; energy and resource saving; energy technological complex; plasma-arc liquid-phase reduction of iron

Поступила 11.07.2013

МЕТАЛЛУРГИЯ. ЛИТМАШ; ТРУБЫ. РОССИЯ; АЛЮМИНИЙ/ЦВЕТМЕТ

июнь 2014 г., Москва

В июне 2014 г. состоятся Международные промышленные выставки по металлургии, оборудованию, технологиям и продукции «Металлургия. Литмаш-2014»; трубам «Трубы. Россия-2014» и цветным металлам «Алюминий/Цветмет-2014».

<http://www.metalinfo.ru/ru/news>
Источник: ИИС «Металлоснабжение и сбыт»



УДК 669.187.58

ВИХРЕВОЙ ЭФФЕКТ И ГАЗОДИНАМИКА В ПОЛОМ ЭЛЕКТРОДЕ ПЛАЗМОТРОНА

К.А. Цыкуленко, В.А. Шаповалов, В.В. Степаненко, Д.М. Жиров

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua.

Работа направлена на изучение основных газодинамических характеристик плазмотрона с полым катодом, что, в конечном итоге, должно привести к созданию высокоресурсного металлургического плазмотрона. Показана взаимосвязь вихревого эффекта и газодинамики полого электрода плазмотрона. Дано описание физической модели плазмотрона с полым электродом для исследования распределения в нем газовых потоков. Показано, что на выходе из завихрителя пристеночный поток представляет собой несколько отдельных спирально закрученных жгутов, направленных как в электрод, так и в сопло. В результате в центральной части полости формируется область пониженного давления. Определено изменение давления пристеночного вихревого потока на стенку полого электрода по мере удаления этого потока от камеры завихрителя в зависимости от глубины полости электрода и давления газа, подаваемого в камеру завихрителя. Исследовано распределение давления выходящего потока газа по сечению сопла модели плазмотрона. На основании анализа литературных данных и собственных предварительных экспериментов предложена гипотетическая схема движения потоков газа в плазмотроне с полым электродом. Библиогр. 13, ил. 7.

Ключевые слова: ресурс работы плазмотрона; полый электрод; вихревой эффект; модель плазмотрона; давление потока газа; область пониженного давления; схема движения газовых потоков

Газодинамические характеристики плазмотрона с полым электродом (чаще всего катодом) определяют надежность его работы и существенно влияют на срок службы. Повышение ресурса работы плазмотронов, особенно металлургических с токовой нагрузкой 1...10 кА, продолжает оставаться актуальной задачей [1, 2]. Эта работа посвящена изучению указанных характеристик.

Ресурс работы полого электрода плазмотрона определяется износом его внутренней поверхности, который в свою очередь (при прочих равных условиях) зависит от площади подвергаемой износу поверхности и тепловых условий работы. Привязка дуги может быть диффузной и контрагированной. С целью повышения ресурса работы, особенно с учетом относительно небольшой толщины стенки полого электрода, целесообразно обеспечить привязку дуги к ней в диффузном виде, что представляет основную задачу специалистов, работающих над созданием новых конструкций высокоресурсных металлургических плазмотронов [1, 2]. Пока еще нет четких критериев, позволяющих предвидеть тип привязки дуги. В числе влияющих факторов называются форма, материал и интенсивность охлаждения электрода; значение и плотность тока; состав и давление плазмообразующего газа; характер распределения и скорость газовых потоков, обуславливающих образование локальных зон пониженного давления, в которых может образовывать-

ся объемный разряд [1–8]. В случае формирования контрагированной привязки перемещением пятна дуги по внутренней поверхности полого электрода можно целенаправленно управлять с помощью различно направленных, в том числе вихревых, газовых потоков. При быстром перемещении пятна дуги уменьшается тепловая нагрузка и, следовательно, износ внутренней поверхности электрода [1, 9]. Кроме того, с помощью газовых потоков можно создавать дополнительное (наряду с водяным) охлаждение стенки электрода [1, 10].

Изучение характера распределения и динамики вихревых газовых потоков в полым электроде такого плазмотрона по существу является исследованием вихревых потоков в трубках Ранка–Хилша. При движении вихревого потока газа по внутренней поверхности трубки (полого электрода) у стенки образуется область повышенных, а в центре полости — область пониженных значений температуры и давления [11, 12].

Вихревой эффект несмотря на довольно продолжительный срок исследований до сих пор не имеет научного объяснения. Несмотря на это создаются различные конструкции и аппараты, основанные на вихревом эффекте. Применительно к устройствам для плазменной техники в высокочастотных плазмотронах используются газавихревая изоляция стенки камеры и стабилизация плазмы на оси, разработаны конструкции дуговых плазмотро-

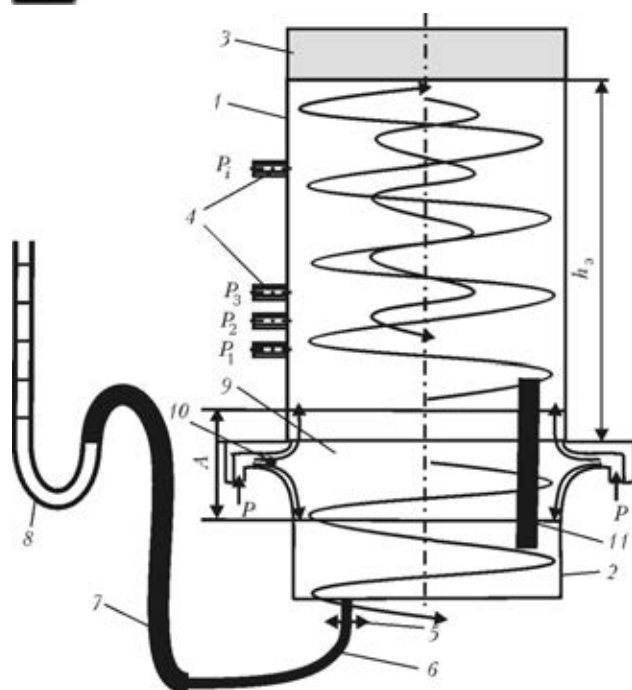


Рис. 1. Схема модели плазматрона и измерения давления в ней: 1 — полый электрод; 2 — сопло; 3 — поршень; 4 — датчики пристеночного давления; 5 — направление перемещения измерительной трубки; 6 — измерительная трубка; 7 — вакуумный шланг; 8 — водяной манометр; 9 — область пониженного давления; 10 — затягивание компактных предметов; 11 — вращение легких длинномерных предметов; $P_1...P_i$ — давление у стенки

нов с полым катодом и различные способы вихревой подачи газа [1, 9, 10, 13], однако ресурс работы дуговых плазматронов, предназначенных для плавки металлов, все еще недостаточно высок.

Рассматривая множество существующих теорий, объясняющих эффект Ранка–Хилша [11, 12], можно заключить следующее. В настоящее время уже никто не подвергает сомнению (как это было при его открытии) существование самого эффекта, состоящего в разделении подаваемого потока газа на периферийную (горячую) и центральную (холодную) закрученные спирали. Однако некоторые исследователи отмечают, что вращение центрального и периферийного потоков, происходит в одну и ту же сторону, другие — в разные стороны, что, по-видимому, связано с условиями проведения экспериментов (скоростью подачи газа в трубку, геометрическими размерами и профилем самой трубки, степенью дросселирования и пр.).

Применительно к работе дугового плазматрона отметим, что основное отличие газодинамики плазматрона с полым электродом и вихревой трубки Ранка–Хилша состоит в том, что в дуговом плазматроне имеется только один канал для выхода газов — сопло. Если в процессе закрутки и происходит разделение потоков газа, то при выходе из сопла эти потоки должны каким-то образом смешиваться. Кроме того, само сопло можно рассматривать как вторую (хотя и более короткую) трубку Ранка–Хилша, установленную в обратном направлении к первой трубке (полуму электроду). Подключение такого плазматрона к источнику питания и создание

плазменно-дугового разряда еще больше усложняет картину течения газовых потоков.

С учетом приведенных соображений для разработки высокоресурсного металлургического плазматрона с полым электродом необходимо определить распределение газовых потоков и его газодинамические характеристики. Представляет интерес изучение возможности управления перемещением пятна привязки дуги по внутренней поверхности полого электрода, а также создания условий для формирования диффузионного типа привязки.

Определенные исследования в этом направлении проведены в Новосибирском институте теоретической и прикладной механики СО РАН [1, 9], которые, однако, содержали довольно много неясностей и противоречий.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона для изучения распределения газовых потоков в полум электроде плазматрона были проведены собственные исследования. Для них изготовили модель плазматрона, где с целью имитации различной длины полого электрода предусмотрено перемещение специального поршня (рис. 1).

В завихритель газ (сжатый воздух) поступает по двум диаметрально расположенным патрубкам при одинаковом давлении в каждом (рис. 2, а). Из завихрителя в камеру (в полость электрода и сопло) газ подается через восемь тангенциально направленных каналов диаметром 3 мм. Расход газа и общая площадь входных отверстий в вихревой камере влияют на протяженность первой циркуляционной зоны. В плазматронах с полым катодом, в отличие от трубок Ранка–Хилша, как правило, предусмотрена подача газа не через один, а через несколько тангенциальных каналов для более равномерного распределения пристеночного потока. Однако простое увеличение количества каналов в завихрителе не может обеспечивать равномерное распределение этого потока на внутренней поверхности полого электрода плазматрона.

На выходе из завихрителя пристеночный поток, по всей видимости, представляет собой несколько (в соответствии с количеством тангенциальных каналов) отдельных спирально закрученных жгутов. Скорость потока в каждом из них определяется при всех прочих равных условиях давлением газа на выходе из канала. На рис. 2 представлена схемы движения потоков в используемом завихрителе и диаграмма давлений в направляющем кольцевом зазоре напорного коллектора. Применение завихрителя подобной конструкции предполагало обеспечение равномерного распределения подаваемого потока газа по внутренней поверхности полого электрода. Однако, как показали эксперименты, даже при давлении подаваемого газа до $P_0 = 4,9 \cdot 10^5$ Па в направляющем кольцевом зазоре зафиксирована некоторая неравномерность вихревого потока, вызванная двумя факторами — существованием отдельных вихревых жгутов и возможной разницей значений давления в них.

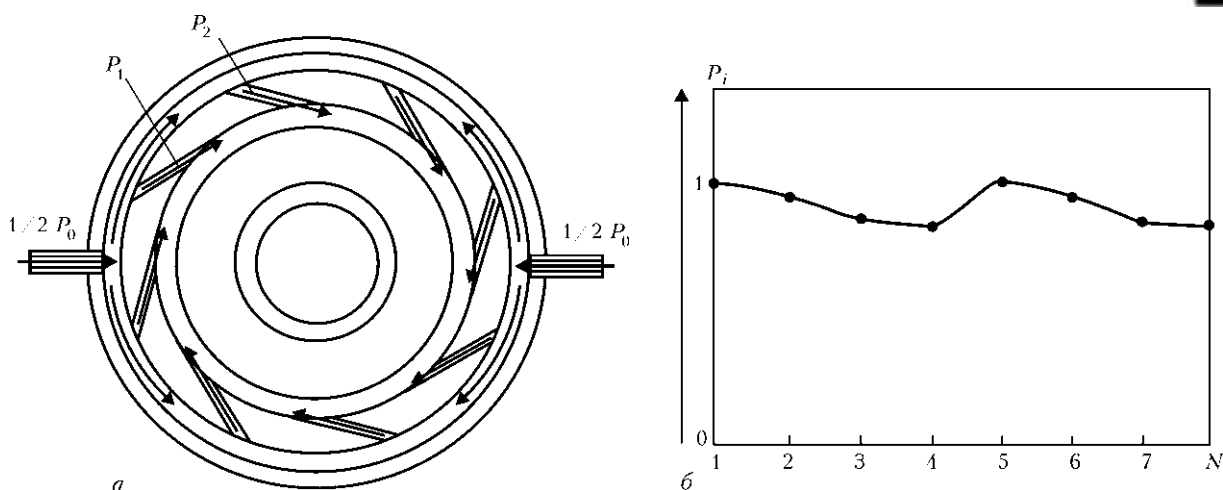


Рис. 2. Схема потоков газа в завихрителе (а) и диаграмма давлений в направляющем кольцевом зазоре напорного коллектора (б); N — номера каналов

Наличие вихревых жгутов обусловлено способом подачи газа через отдельные тангенциальные каналы. Теоретически такие жгуты будут существовать до тех пор, пока по мере продвижения пристеночного вихревого потока вдоль оси полого электрода, снижения давления и расширения диаметра самого жгута они не сольются в один поток равной плотности. Чем меньше диаметр тангенциального канала завихрителя, а также меньшее количество таких каналов и большее расстояние между ними, тем позже при прочих равных условиях сформируется равномерный пристеночный поток. Разница значений давления газа в отдельных жгутах обусловлена расположением того или иного тангенциального канала относительно внешних подводящих газ патрубков. Как правило, вихревая камера плазмотрона имеет один или два таких патрубка. В условиях эксперимента чем ближе к внешнему патрубку располагали тангенциальный канал завихрителя, тем выше поднималось давление в нем. Причем при одинаковом расстоянии от внешнего патрубка давление выше в сонаправленном с потоком канале. Возможно, при более высоком давлении подаваемого газа, когда потери давления в кольцевом зазоре за счет расхода через тангенциальные каналы будут незначительны, удастся обеспечить более равномерное распределение потоков газа и добиться примерно равных значений давления в каждом жгуте.

При выходе из кольцевого зазора напорного коллектора завихрителя происходит разделение газового потока. Одна часть формирует пристеночный вихревой поток в полном электроде диаметром 45 мм (d_2), другая — в сопле диаметром 41 мм (d_1). Оба этих вихревых потока из-за высоких скоростей вращения создают в центральной части полости разрежение и формируют общую область пониженного давления (рис. 1). Именно существование этой области может обеспечить диффузную привязку дуги к электроду, что повысит ресурс работы плазмотрона.

Небольшие легкие и компактные предметы (клячки бумаги, щепки), размещенные на оси моде-

ли плазмотрона, в области выхода и разделения газовых потоков под действием центробежных сил мгновенно затягиваются в щелевой зазор. Если эти предметы разместить на оси, но вне этой области (в условиях эксперимента протяженность указанной области по оси модели плазмотрона составила 15...20 мм), то они смещались к стенке и уносились соответствующим вихревым потоком (в сопло или полость электрода). Длинномерные легкие предметы, например карандаш, размещенные на оси модели таким образом, что их центр тяжести расположен в области А (рис. 1), под действием разнонаправленных вихревых потоков застревают внутри модели и вращаются вокруг оси у стенок полого электрода и сопла. Если центр тяжести такого предмета выходит за пределы указанной области, то предмет подхватывается и перемещается соответствующим потоком. Регулируя давление подаваемого газа, можно управлять положением (высотой расположения) предмета в полости электрода. Чтобы оценить уровень подъемной силы вихревого пристеночного потока, в полость электрода вместо запирающего торца поршня помещали шайбу из оргстекла, которая под воздействием потока газа могла свободно перемещаться внутри. При давлении газа на входе в завихритель $3,2 \cdot 10^5$ Па вихревой поток, направленный в полость электрода, удерживал шайбу с установленной на ней гирькой, общая масса которых составила 185 г, у верхнего торца полого электрода на высоте $h = 420$ мм.

Пристеночный вихревой поток, направленный в полость электрода, стремясь под действием центробежных сил расширяться, оказывает давление на его стенку. Для оценки его значения по всей высоте полого электрода установили датчики давления. Изменение давления пристеночного вихревого потока на стенку полого электрода по мере удаления этого потока от камеры завихрителя определяли в зависимости от глубины полости электрода (рис. 3).

При небольшой глубине полости электрода h_3 , примерно $0,5d_2$, изменение уровня пристеночного

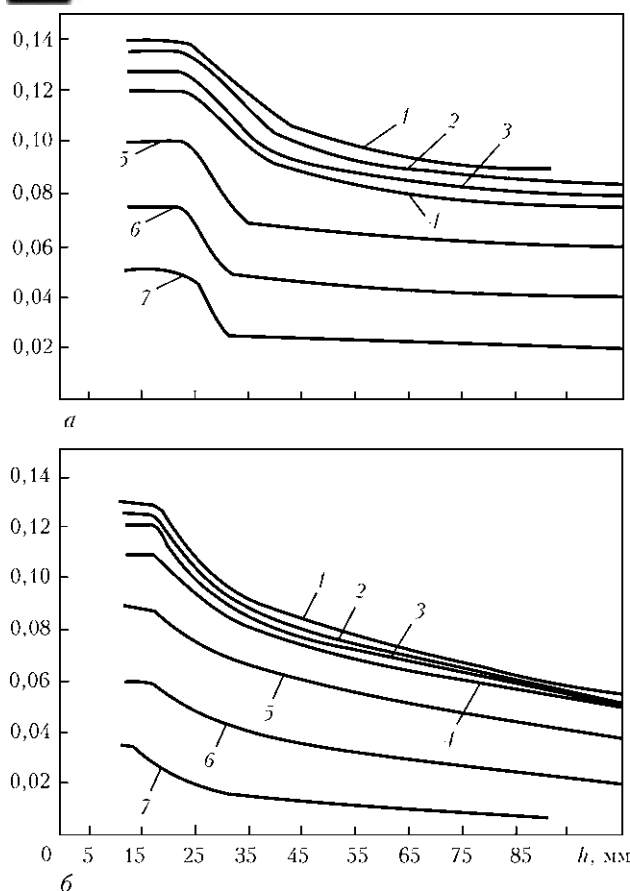


Рис. 3. Изменение давления пристеночного вихревого потока в зависимости давления газа, подаваемого в камеру завихрителя, и удаления от камеры завихрителя (глубина полости электрода h_s равна 108 (а) и 390 мм (б) при $P_0 \cdot 10^5$, Па: 1 – 4,9; 2 – 4,8; 3 – 4,6; 4 – 4,4; 5 – 3,85; 6 – 3,0; 7 – 2,0

давления не зафиксировано. В случае увеличения глубины полости электрода до $2d_2$ и более по мере продвижения вихревого потока к торцу электрода отмечено снижение давления потока на стенку. Причем наиболее резкое изменение давления в условиях эксперимента происходило на высоте 20...30 мм. Можно предположить, что профиль указанных зна-

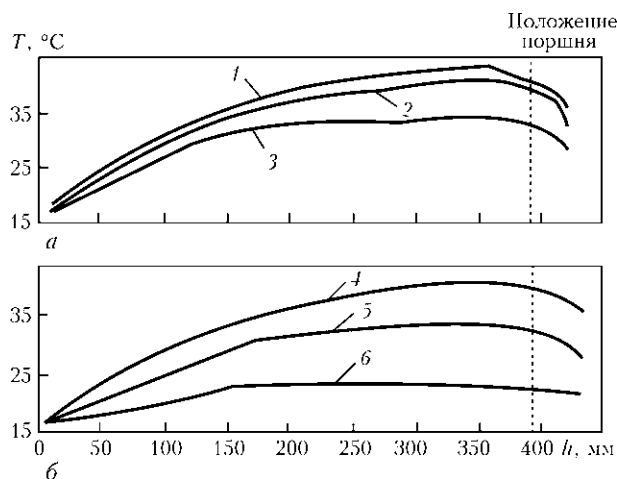


Рис. 4. Изменение температуры полого электрода при подаваемом давлении $4,8 \cdot 10^{-5}$ Па и времени продувки 420 (1); 180 (2); 60 с (3) (а); при времени продувки 180 с и подаваемом давлении $4,8 \cdot 10^{-5}$ (4); $3,85 \cdot 10^{-5}$ (5); $2,0 \cdot 10^{-5}$ Па (6) (б)

чений давления в какой-то мере отражает профиль зоны разряжения в осевой полости электрода.

Учитывая, что в полости электрода, как и в трубке Ранка–Хилша, возможно разделение вихря на горячий и холодный потоки, с помощью пирометра замеряли температуру поверхности стального электрода, которая перед продувкой по показаниям пирометра составляла 18°C , а подаваемого в завихритель газа – $19...20^\circ\text{C}$. На рис. 4 представлены результаты замеров температуры различных участков наружной поверхности полого стального электрода (толщина стенки 1,5 мм) в зависимости от давления газа, подаваемого в завихритель и времени продувки.

Полученные данные свидетельствуют о том, что пристеночный вихревой поток по мере его продвижения к торцу полого электрода ослабевает, уровень оказываемого давления на стенку снижается. Потеря энергии потоком объясняется потерями на трение о стенку полого электрода, а также снижением плотности потока за счет расширения газа и резким сокращением (или вообще исчезновением) области пониженного давления. Чем выше давление подаваемого в завихритель газа, тем больше давление вихревого пристеночного потока на стенку электрода, температура поверхности электрода увеличивается. Сопоставляя графики давления и температуры (рис. 3, 4) отметим, что температура поверхности электрода возрастает не только из-за повышения времени продувки, но и по мере продвижения пристеночного вихревого потока к его торцу. Снижение давления потока на стенку должно было бы приводить к уменьшению сил трения и, следовательно, к снижению температуры поверхности. Конечно, в процессе совместного трения нагреваются оба тела (поверхность электрода и газ пристеночного вихревого потока). Однако такое заметное повышение температуры поверхности по мере продвижения потока к торцу электрода вряд ли можно объяснить только одним ростом температуры самого пристеночного потока.

Снижение температуры поверхности у торца электрода (на расстоянии 350 мм от среза сопла) объясняется влиянием массивного стального поршня, контактирующего с тонкой стенкой электрода и выполняющего в данном случае роль холодильника.

Пока нет единого мнения о том, каким образом формируется возвратный поток. Одним из вариантов является отражение пристеночного потока от торцевой поверхности полости электрода (этот механизм вероятен при сравнительно небольшой глубине полости электрода), другим – возникновение осевого градиента давления (этот механизм возможен при большой глубине полости электрода). По всей видимости, в общем случае имеется совместное влияние обоих этих факторов, степень которого определяется давлением подаваемого газа и геометрическими размерами полости электрода.

Практически все исследователи вихревого эффекта в трубках Ранка–Хилша изображают воз-



вратный поток, как вихревой осевой [11, 12]. При исследовании газодинамики плазмотронов с полым катодом возвратный поток также является осевым [1, 9], однако не ясен его характер — прямооточный или вихревой. При анализе схемы распределения газовых потоков в полном катоде плазмотрона возникает вопрос, что происходит с возвратным осевым потоком, когда он проходит сквозь область пониженного давления.

В общем случае пониженное давление должно способствовать расширению этого потока и его распределению по всему сечению электрода. Однако следует учитывать следующее. Область пониженного давления не равномерна, формируется под действием центробежных сил вихревого пристеночного потока, а максимальное разрежение достигается на оси плазмотрона. Если возвратный поток сформировался под воздействием осевого градиента давления и имеет прямооточный характер, то именно туда должен быть направлен возвратный поток газа. Если принять, что осевой возвратный поток имеет вихревой характер движения, то как и в случае пристеночного потока центробежные силы должны растягивать его к стенкам электрода. Другими словами, возвратный поток должен иметь форму не цилиндра, расположенного на оси плазмотрона, а конуса.

Для оценки расположения возвратного потока проведено исследование распределения давления выходящего потока газа по сечению сопла модели плазмотрона. Измеряли давление на локальных участках с помощью водяного манометра в радиальном направлении непосредственно у среза сопла. На рис. 1 представлена схема измерений, а на рис. 5 — график значений давления в относительных единицах (по положению водяного столба в манометре). Внутренний диаметр трубки, используемой для замеров локального давления, составлял 2 мм.

Из полученных данных следует, что при холодных продувках весь поток выходящего из сопла плазмотрона газа сосредоточен у стенки сопла. Толщина пристеночного слоя газа составляла всего несколько миллиметров. Во всей остальной области зафиксировано разрежение. Возвратного осевого потока (т. е. потока газа, идущего из полости электрода) на выходе из сопла не обнаружено. При небольшом давлении подаваемого в завихритель газа во всей центральной области сопла фиксировали примерно одинаковое разрежение. Только при $3 \cdot 10^5$ Па удалось обнаружить в осевой области некоторое снижение уровня разрежения.

Отсутствие осевого потока, выходящего из сопла плазмотрона, объясняется тем, что сопло также представляет собой трубку Ранка–Хилша, установленную в обратном направлении к полному электроду. Как и в полости электрода, в сопле из части газа, поступающего из завихрителя, формируется пристеночный вихревой поток (рис. 6), который создает разрежение в центральной части сопла и

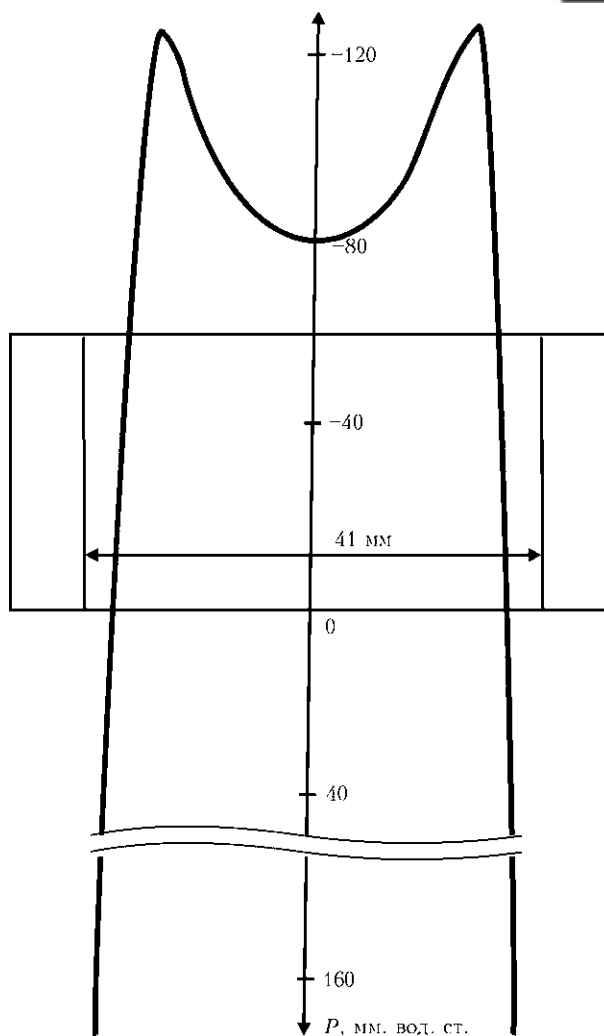


Рис. 5. Эпюра значений давления потоков газа на выходе из сопла модели плазмотрона с полым электродом

способствует образованию встречного возвратного потока газа, втягиваемого в сопло из окружающей атмосферы. Зафиксированное в осевой области некоторое снижение уровня разрежения объясняется влиянием возвратного потока газа, поступающего из полости электрода. Для оценки взаимодействия двух встречных возвратных потоков необходимо провести более тщательные исследования распре-



Рис. 6. След от вихревого пристеночного потока, оставленный влажным загрязненным воздухом на выходе из направляющего кольцевого зазора напорного коллектора и в сопле модели плазмотрона

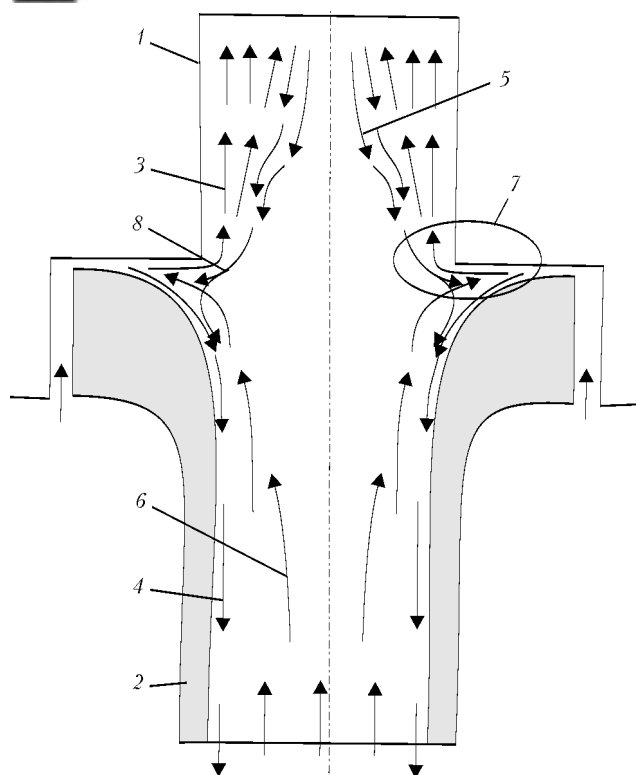


Рис. 7. Гипотетическая схема распределения газовых потоков в плазматроне с полым электродом: 1 — полый электрод; 2 — сопло; 3, 4 — пристеночные (соответственно в электрод и сопло); 5, 6 — возвратные (соответственно электрода и сопла); 7 — область пересечения встречных потоков; 8 — смешение потоков

деления давления по сечению на уровне камеры завихрителя и полости электрода.

В целом на данном этапе работ схема распределения газовых потоков в плазматроне с полым электродом в общем случае может быть представлена следующим образом. Газ, выходящий из направляющих каналов завихрителя, разделяется на два потока, один из которых направлен в полость электрода, а другой — в сопло. Вначале каждый из потоков представляет собой несколько отдельных жгутов (по количеству направляющих каналов завихрителя), расположенных у стенок и закрученных по спирали в соответствующую полость. Шаг между витками спирали определяется соотношением значения давления в направляющем канале и геометрическими размерами полости.

Поток газа, направленный в сопло, практически сразу выносится за пределы плазматрона. Из-за высокой скорости этого потока под действием центробежных сил в осевой области образуется разрежение, что приводит к формированию возвратного потока сопла (рис. 7). Поток газа, движущийся в полость электрода, имеет более сложный характер распределения. По мере продвижения этого потока вдоль электрода оказываемое им давление на стенку ослабевает. Это может быть результатом как повышения скорости потока за счет раскручивания в вихре, так и естественного расширения газа в отдельных жгутах и постепенного слияния их в общий пристеночный поток.

Расширение газа и постепенное выравнивание плотности потока может происходить не только по поверхности электрода, но и внутрь — к оси электрода. В зависимости от давления подаваемого газа и глубины полости (при всех прочих равных условиях) у глухого торца полого электрода может образовываться вращающийся поток с равной по всему сечению полости электрода плотностью. Если же падение давления связано преимущественно с повышением скорости пристеночного потока, то возвратный осевой поток электрода может быть сформирован за счет отражения от торцевой поверхности и в начале его продвижения к соплу вообще не соприкасаться с пристеночным потоком.

Оставляя пока открытым вопрос о том, где и как формируется возвратный поток полого электрода, отметим лишь, что такой поток существует и имеет, по всей видимости, вихревой характер движения. В проведенных на модели плазматрона экспериментах на торцевой поверхности поршня замечены следы потоков, свидетельствующие о формировании именно вихревого возвратного потока.

Если принять, что возвратный поток полого электрода имеет вихревой характер движения, то по мере продвижения к завихрителю, как и пристеночный поток под действием центробежных сил, он должен расширяться и стремиться к стенкам электрода. Здесь происходит взаимное проникновение пристеночного и возвратного потоков. Возможные срывы потоков и возникающие турбулентности могут не оказывать существенного влияния на характер потоков в целом, если учитывать наличие отдельных жгутов, неравномерность плотности потоков, а также допустить, что вращение возвратного потока происходит в обратном направлении к пристеночному потоку. Именно в этом случае пересечение двух встречных вихревых потоков и возникающие в результате их столкновений турбулентности будут минимальными.

Сразу за электродом при входе возвратного потока электрода в сопло расположена еще одна область пересечения встречных потоков (рис. 7, область 7). Здесь происходит пересечение не только пристеночного и возвратного потоков, но и двух встречных (в сопло и электрод) потоков. По всей видимости, оба возвратных потока затягиваются в кольцевой зазор напорного коллектора между отдельными вихревыми жгутами, где происходит их перераспределение. Одна часть возвратного потока электрода может подхватываться пристеночным потоком и снова уноситься в электрод, а другая (рис. 7, область 8) — смешиваться с пристеночным потоком сопла и выноситься за пределы плазматрона.

Правомочность предложенной гипотетической схемы распределения газовых потоков в плазматроне с полым электродом без учета влияния плазменно-дугового разряда предстоит проверить, используя различные способы визуализации газовых потоков.



Следует отметить, что проведенные исследования являются предварительными, оценочными. Они должны быть продолжены, что позволит создать мощный, надежный, с высоким ресурсом металлургический плазматрон с полым электродом.

Выводы

1. Показано, что газ, поступающий из завихрителя плазматрона с полым электродом, разделяется на пристеночные вихревые потоки сопла и полого электрода. В осевой зоне полого электрода формируется возвратный поток газа. В осевой зоне от сопла до завихрителя образуется область пониженного давления, в результате чего возникает поток газа, втягиваемый в сопло из окружающей атмосферы.

2. Установлено, что возвратный поток полого электрода имеет форму конуса и проникает в пристеночный поток. Возвратные потоки как полого электрода, так и сопла затягиваются в кольцевой зазор напорного коллектора и перераспределяются в пристеночные потоки.

3. Для повышения ресурса плазматрона дальнейшие исследования должны быть направлены на создание благоприятных условий для увеличения протяженности зоны пониженного давления и степени ее разрежения, которая сможет обеспечить контролируемую диффузионную привязку пятна плазменной дуги.

1. *Электродуговые генераторы термической плазмы* / М.Ф. Жуков, И.М. Засыпкин, А.Н. Тимошевский и др. — Новосибирск: Наука, 1999. — 712 с.

2. *Кривцов В.С., Плунковский С.И.* Проблемы создания высокоресурсных силноточных электродуговых плазматронов // *Авиационно-космическая техника и технология*. — 2005. — № 7. — С. 7–20.
3. *Митрофанов Н.К., Школьник С.М.* Две формы привязки атмосферной дуги постоянного тока в аргоне к термоэмиссионному катоду // *Журн. техн. физики*. — 2007. — 77, № 6. — С. 34–44.
4. *Атаманюк В.И.* Разработка путей и средств повышения стабильности формирования швов при сварке неплавящимся электродом: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Волгоград, 2008. — 19 с.
5. *Мухаева Д.В.* Электро- и энергоперенос в прикатодной области дугового разряда: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 2011. — 20 с.
6. *Меркулов В.В.* Исследование тепловых и электрических характеристик плазматрона с самоустанавливающейся длиной дуги: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Улан-Удэ, 2005. — 20 с.
7. *Гриценко А.А.* Разработка и обоснование характеристик плазматрона косвенного действия для обработки биоткани: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — М., 1992. — 16 с.
8. А.с. 1748616 СССР, МПК Н 05 В 7/22. Анодный узел электродугового плазматрона / М.Ф. Жуков, С.П. Ващенко, Г.-Н.Б. Дандарон, Х.Ц. Зайтуев. — Оpubл. 10.09.95; Бюл. № 25.
9. *Жуков М.Ф., Коротеев А.С., Урюков Б.А.* Прикладная динамика термической плазмы. — Новосибирск: Наука, 1975. — 298 с.
10. *ВЧ- и СВЧ-плазматроны* / С.В. Дресвин, А.А. Бобров, В.М. Лелевкин и др. — Новосибирск: Наука, 1992. — 319 с.
11. *Меркулов А.П.* Вихревой эффект и его применение в технике. — М.: Машиностроение, 1969. — 182 с.
12. *Вихревые аппараты* / А.Д. Суслов, С.В. Иванов, А.В. Мурашкин, Ю.В. Чижиков. — М.: Машиностроение, 1985. — 256 с.
13. *Мощный неравновесный вихревой СВЧ разряд большого объема на воздухе атмосферного давления* / А.А. Бобров, И.К. Киселев, В.М. Лелевкин и др. // *Плазмохимия*. — 91. — М.: ИХХС АН СССР, 1991. — С. 88–118.

The work is aimed at studying the main gasdynamic characteristics of hollow cathode plasmatron that should eventually lead to development of metallurgical plasmatron with longer service life. Interrelation between the eddy effect and gas dynamics of plasmatron hollow electrode is shown. The paper gives a description of physical model of a plasmatron with a hollow cathode for investigation of gas flow distribution in it. It is shown that the near-wall flow at vortex exit consists of several separate spirally twisted braids, directed both into the electrode, and into the nozzle. As a result, a lower pressure area forms in the central part of the cavity. Change of pressure of near-wall eddy flow on the hollow electrode wall at this flow moving away from the vortex chamber is determined, depending on the depth of electrode cavity and pressure of gas fed into the vortex chamber. Distribution of pressure of gas outflow across the section of plasmatron model nozzle is determined. Proceeding from published data analysis and our own preliminary experiments, a hypothetical scheme of gas flow motion in the plasmatron with a hollow electrode is proposed. Ref. 13, Figures 7.

Keywords: *plasmatron service life; hollow electrode; eddy effect; plasmatron model; gas flow pressure; lower pressure area; schematic of gas flow motion*

Поступила 12.07.2013



УДК 621.793.18.06

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕПЛАВА

А. Жарди

Институт Жана Ламура (UMR CNRS — Университет Лотарингии 7198)
ПАРК ДЕ СОПЮТ, CS 50840, F-54011 Нанси, Франция
Laboratoire d'Excellence DAMAS. E-mail: alain.jardy@univ-lorraine.fr.

Численное моделирование процессов переплава позволяет объединить локальные условия кристаллизации и рабочие параметры процесса. Рассмотрены последние исследования, направленные на разработку отдельных аспектов, например распределение переменного тока при ЭШП сталей и сверхпрочных сплавов, совокупное движение дуги в печи ВДП и влияние электромагнитного перемешивания на макросегрегацию в переплавленных слитках. Библиогр. 27, ил. 5.

Ключевые слова: слиток; переплав; численное моделирование; металлическая ванна; сегрегация; дуга; распределение электрического тока

Процессы переплава расходуемого электрода созданы с целью получения высококачественных сплавов, предназначенных для ответственных конструкций, где требуются слитки высокого металлургического качества. Таким образом, процессы первичного переплава не являются достаточными. Они позволяют получить такие важные параметры, как

мелкозернистая структура, ограничение образования кристаллизационных дефектов, низкий уровень микро- и макросегрегации, а также высокое качество слитков.

Процесс вакуумно-дугового переплава (ВДП) (рис. 1, а) заключается в переплаве расходуемого металлического электрода требуемой марки в высо-

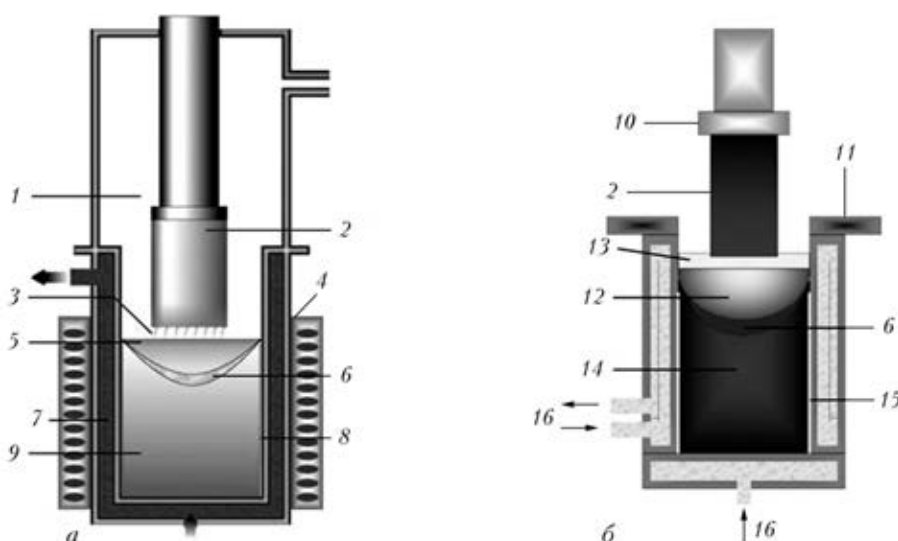


Рис. 1. Схематическое изображение процессов ВДП (а) и ЭШП (б): 1 — вакуумная камера; 2 — электрод; 3 — электрическая дуга; 4 — электрические катушки; 5 — жидкая ванна; 6 — полужидкая зона; 7 — охлаждающий контур; 8 — зазор; 9 — твердый слиток; 10 — затравка; 11 — охлажденный слиток; 12 — жидкая ванна; 13 — шлак; 14 — переплавляемый слиток; 15 — зона зазора; 16 — вода



ком вакууме с целью получения качественного слитка с хорошей структурой [1]. Во время переплава для обеспечения плавления электрода (катод) электрическая дуга поддерживается между концом электрода и металлической ванной. Жидкий металл проходит сквозь плазму дуги и наполняет ванну, из которой формируется слиток в водоохлаждаемом медном кристаллизаторе. Для стабилизации дуги ее можно ограничить при помощи осевого магнитного поля, создаваемого посредством внешней индукционной катушки. Процесс взаимодействия электромагнитного поля катушки с собственным полем металлической ванны вызывает орторадиальное вращение металла ванны. Периодически варьируя ток катушки, можно менять направление перемещения.

При электрошлаковом переплаве (ЭШП) источником тепла для расплавления является шлак на основе фтористого кальция. Он располагается между расходуемым электродом и металлической ванной формируемого слитка, через него проходит электрический ток [2]. Энергия передается как электроду для плавки, так и формируемому слитку. Расплавленный металл от расходуемого электрода к формируемому слитку переносится в виде капель, контактирующих со шлаком, которые улучшают качество металла слитков (рис. 1, б). Переплавыаемыми материалами чаще всего являются специальные стали и сверхпрочные сплавы на основе никеля.

Процесс ВДП представляет собой конечный этап в цикле плавки таких химически активных металлов, как цирконий и титан. Стратегическая важность этих изделий и их очень высокая стоимость свидетельствуют о необходимости детального понимания процессов плавки. Математическое моделирование позволяет связать такие рабочие параметры, как скорость плавки, диаметр слитка, условия охлаждения с условиями получения качественного слитка. Данная работа является частью программы, начатой приблизительно двадцать лет назад институтом Жана Ламура (ИЖЛ), по разработке программного обеспечения для моделирования процессов переплава и, следовательно, их оптимизации.

Первую версию численной модели SOLAR (затвердевание при дуговом переплаве) применяли для моделирования процесса ВДП химически активных металлов [3]. С тех пор ее постоянно совершенствовали. В начале столетия модель адаптировали для сверхпрочных сплавов на никелевой основе и специальных сталей [4, 5]. Недавно подобную модель создали для процесса ЭШП [6]. Разработку начали в 2004 г. с построения основной гидродинамической модели шлака, которую усложняли поэтапно. Последняя модель имеет несколько общих баз с кодом SOLAR, поскольку рост слитка и его затвердевание в процессах ЭШП и ВДП происходят аналогично.

Общее описание обеих моделей, т. е. SOLAR и SOLECS (полное моделирование процесса ЭШП по типу SOLAR), и подтверждение их достоверности представлено в сообщении на международной

конференции «Сварка и родственные технологии в третьем тысячелетии» [7]. Остановимся на трех исследованиях, направленных на разработку некоторых аспектов фактических процессов переплава.

Распределение тока при электрошлаковом переплаве. На протяжении последних лет проведено несколько исследований с целью нестационарного моделирования всего процесса или более детального изучения электромагнитных полей при ЭШП [8–13]. Для этих моделей разработано программное обеспечение с целью моделирования SOLECS. При увеличении слитка ЭШП шлак контактирует с водоохлаждаемым кристаллизатором, что приводит к образованию слоя затвердевшего шлака на границе раздела. В процессе роста формируемого слитка этот слой частично подплавляется и становится более тонким. Он выполняет роль изоляции и обеспечивает формирование слитков ЭШП с гладкой боковой поверхностью [2].

В статье [6] высказано предположение о том, что затвердевшая шлаковая пленка изолирует электрически шлак и слиток от кристаллизатора, которое, однако, сомнительно и требует подтверждения. В некоторых случаях модель предполагает наличие сплошной твердой пленки, которая окружает шлаковую «шапку», предотвращая возможный электрический контакт между жидким шлаком и кристаллизатором.

Несмотря на традиционность указанного предположения [14, 15] иногда встречается мнение о том, что определенное количество тока проходит в медный кристаллизатор [16, 17]. Это явление может изменить термогидродинамическое поведение шлака и жидкой ванны и, таким образом, повлиять на процесс затвердевания. Следовательно, целью нашего исследования является количественная оценка данного явления и определение воздействия толщины твердого слоя и электропроводности затвердевшего шлака на распределение тока при ЭШП.

Ток плавки, подаваемый к электроду или жидкому шлаку, на пути к водоохлаждаемому кристаллизатору или поддону может проходить через ванну слитка или непосредственно через затвердевшую шлаковую пленку. Распределение тока зависит от сопротивления на этом этапе, т. е. проводимости твердого шлака и толщины пленки. Представляем процесс расчета электромагнитного явления с упрощенной геометрией. Предполагается, что толщина затвердевшей шлаковой пленки однородна и заданные значения электропроводности являются расчетными. Основные параметры, используемые при моделировании, следующие:

ток плавки (максимальное значение), кА	10
частота переменного тока, Гц	50
радиус электрода, см	26
внешний диаметр кристаллизатора, см	30
толщина стенки кристаллизатора, см	2,5
глубина погружения электрода, см	1
электропроводность, Ом ⁻¹ ·м ⁻¹ :	
металла	1·10 ⁶
жидкого шлака	400
твердого шлака	1·10 ⁻³ ...400
толщина затвердевшего слоя шлака, мм	4...6

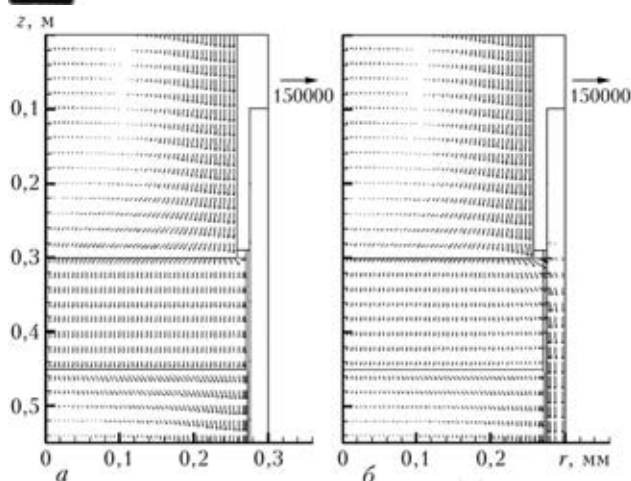


Рис. 2. Распределение плотности электрического тока, рассчитанное для двух значений электропроводности затвердевшего слоя шлака: а — $1 \cdot 10^{-3}$; б — $1 \cdot 15$ Ом $\cdot$ м

Оценено влияния изменения двух параметров (электропроводности и толщины затвердевшего слоя шлака) на распространение и значение электрического тока. Допускали изменение электропроводности в диапазоне $1 \cdot 10^{-3} \dots 400$ Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$ ($1 \cdot 10^{-3}$ Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$ соответствует полной изоляции, тогда как 400 Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$ — это проводимость жидкого шлака). Толщина затвердевшего слоя шлака составляет 4 или 6 мм. Вычисленное распределение тока наиболее часто представляют посредством визуализации величины вектора плотности тока (т. е. максимального значения для каждого компонента плотности тока), что, как правило, приводит к выводу о важности эффекта пленки в электроде и слитке [6, 11, 14, 18]. На самом деле, распространение тока связано с толщиной слоя шлака в различных материалах: если последняя больше, чем фактические размеры области, распространение тока будет однородным, например в жидком шлаке.

Однако в этом исследовании мы отобразим мгновенное распределение тока в определенный момент в переменном периоде $t = 0$. В дополнение к визуализации эффекта слоя такое представление также подчеркивает локальное варьирование угла фазы, вызванное изменением индуцированного магнитного поля в металлических проводниках [13].

Первый этап исследования заключается в подтверждении вероятности прохождения части тока плавки через затвердевший слой шлака и попадания непосредственно в кристаллизатор.

На рис. 2 показаны расчеты, полученные в случае, если твердый слой выступает в качестве идеальной изоляции (электропроводность меньше или равна $1 \cdot 10^{-3}$ Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$) или когда электропроводность составляет 15 Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$. Затвердевший слой шлака предположительно имеет толщину 4 мм. Очевидно, что если электропроводность твердого шлака равна 15 Ом $\cdot$ м $\cdot$ м $^{-1}$, то часть тока фактически проходит через слой и попадает в кристаллизатор. Затвердевший слой шлака не является идеальной изоляцией, и это меняет характер распределения тока в системе. Наши результаты подтверждают не-

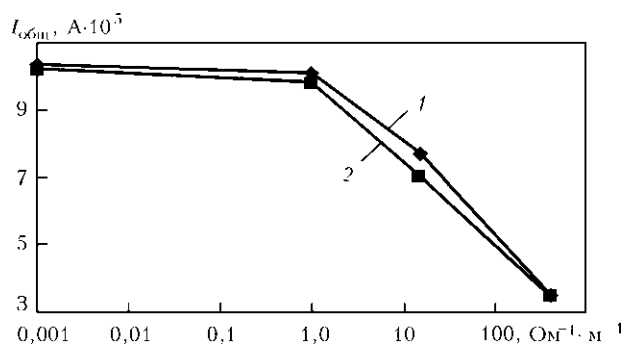


Рис. 3. Выделение общего резистивного тепла в шлаке в соответствии с электропроводностью и толщиной затвердевшей шлаковой пленки: 1 — 4; 2 — 6 мм

которые утверждения работ [16, 17] и поднимают новые вопросы, касающиеся влияния таких потерь тока на эффективность процесса.

На рис. 3 показано влияние изменений электропроводности и толщины твердого шлака, отображено значение общего электрического тока. Электропроводность твердого шлака является ключевым параметром процесса, поэтому необходимы фактические измерения. Толщина затвердевшего слоя шлака также влияет на распределение тока в системе. Однако в рамках рассматриваемых значений влияние указанного фактора вторично.

В модели учитывают слой равномерной толщины вдоль всей границы шлак/кристаллизатор. Однако толщина может меняться от небольшого значения до нескольких миллиметров в ходе реального переплава. Для учета такого варьирования, а также оценки влияния процесса распространения электрического тока на затвердевание слитка полностью объединим эту модель с численным моделированием всего процесса ЭШП. Полученные результаты сравним с экспериментальными данными.

Совокупное движение дуги при вакуумно-дуговом переплаве. Данные о поведении электрической дуги в процессе ВДП базируются на исследованиях, выполненных впервые в Sandia national laboratories [19] при переплаве стали или сверхпрочных сплавов на основе никеля. Аналогичные эксперименты для циркония описаны в работе [20]. В результате установлено, что поведение дуги аналогично режиму расщипывания дуги в вакууме, создаваемой между холодными электродами сплошного сечения.

Дуга состоит из нескольких рассеянных кластеров катодных пятен, движущихся по всей поверхности катода, что свидетельствует об общей энергии, передаваемой от дуги к катоду, равномерном их распределении. Поскольку отсутствовало преимущественное азимутальное направление, на макроскопическом уровне предполагается осесимметричное поведение, совместимое с плоскопараллельностью конца катода при полномасштабной плавке.

Однако недавно появилось опровержение о том, что дуга часто на макроскопическом уровне ведет себя не осесимметрично. Основываясь на измерениях яркости и напряженности магнитного поля, создаваемого дугой, предположили [21, 22], что

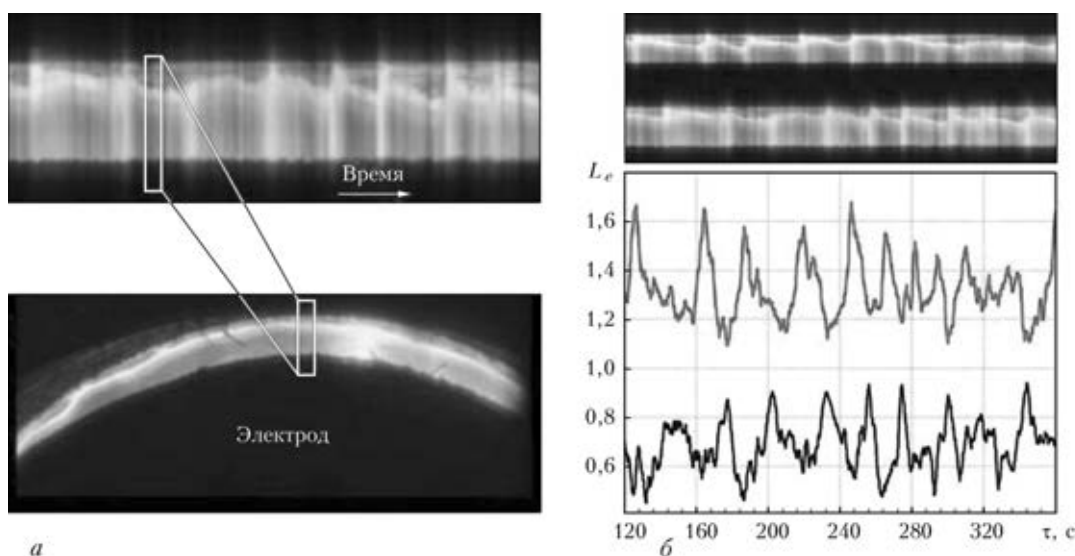


Рис. 4. Временная последовательность, используемая для изучения изменений уровня яркости над образцом (а) и типичные временные последовательности, полученные для двух диаметрально противоположных областей (б); L_e — яркость; τ — время

большую часть времени (в усредненном по времени значении) электрический центр дуги вращался вокруг центральной линии слитка с постоянной скоростью (от 20...40 с, если электрод из сверхпрочного сплава плавился в условиях номинального рассеивания). Согласно другому мнению, распределение потока электрического тока и тепловложение соответствовали распределению в этом месте, часть дуги поглощена слабосфокусированной вращающейся точкой, радиально смещенной от центральной линии слитка. Модель 3D ванны слитка с учетом этого представления в качестве граничного условия [23] позволяет заключить, что такое совокупное движение дуги на макроскопическом уровне оказывает значительное влияние на гидродинамику расплавленной ванны и процесс затвердевания слитка.

Исследовали динамическое поведение дуги в промышленной печи ВДП. Для съемки кольцевого зазора между электродом и стенкой кристаллизатора использовали две синхронизированные видеокamеры, установленные напротив диаметрально расположенных сверху камеры печи смотровых окон. Видеоизображения записывали в процессе плавки слитка Zircaloy 2 с различными условиями перемешивания.

Для расшифровки записей создана методика обработки изображения, аналогичная предложенной в работе [21]. Сначала каждую запись разделяли на ряд изображений. Затем для погашения колебаний частоты, связанных с индивидуальным поведением катодного пятна, 2 с использовали скользящее среднее, а частоту выборки сократили до 5 кадров/с. В каждом изображении выделяли определенный участок и все результаты располагали друг за другом для того, чтобы построить временную последовательность (рис. 4, а). На последнем этапе выполнена количественная оценка яркости выбранной области и проведен анализ Фурье для определения частоты колебаний.

На рис. 4, б дан пример двух последовательностей, соответствующих диаметрально противоположным областям. График нарастания яркости для обеих последовательностей также представлен на этом рисунке. Яркость изменяется довольно равномерно, с чередованием между очень яркими и другими временными периодами, где она значительно меньше. Колебания яркости в диаметрально противоположных областях происходят в противофазе. Анализ частоты указывает на то, что эти колебания включают несколько периодов с доминирующим примерно в 30 с, одинаковым для двух камер.

Колебания могут быть связаны с поведением дуги. Можно предположить, что уровень яркости колеблется из-за роста пространственного распространения дуги, центр гравитации которой проходит через поверхность электрода, с частотой около 30 с. Это явление отмечено для всех исследуемых условий плавки. Основной период колебаний имел амплитуду одного порядка для всех видов плавки (включая плавку без перемешивания). В частности, он не связан с обратным периодом магнитного поля. Таким образом, совокупное движение дуги существует при всех технологических режимах и не зависит от наличия внешнего осевого магнитного поля.

Данная работа дает возможность подтвердить выводы, полученные в публикации [22], о значении постоянной времени движения дуги. Наличие небольшого движения центра дуги (с временным периодом около 30 с) может иметь важное значение при моделировании процесса ВДП.

Электромагнитное перемешивание и макросегрегация при ВДП циркониевых слитков. Несмотря на применение электромагнитного перемешивания в процессе затвердевания металла образуются химические неоднородности. Одной из главных задач для производителей циркония и титана является освоение процесса ВДП для контроля макросегрегации в получаемых слитках. Макросегрегация — результат объединения микросегрегации и

явлений переноса. Последнее происходит в основном из-за наличия потока в жидких и полужидких участках. Гидродинамика жидкометаллической ванны зависит от совместного действия следующих факторов: тепловой и концентрационной конвекции, самовозбуждающихся электромагнитных сил и периодических центробежных сил, вызванных угловым перемещением, которое создается в результате перемешивания [24, 25]. Целью данного раздела является численное исследование действия этих факторов на макросегрегацию ВДП слитков Zircaloy 4.

Для усовершенствования процесса кристаллизации и соответствующей макросегрегации в систему SOLAR внедрена многоступенчатая модель процесса кристаллизации слитков ВДП из многокомпонентного сплава, основанная на двухэтапной постановке задачи (по Эйлеру) [26, 27], усредненной по объему. На макроскопическом уровне проницаемость полужидкой зоны описывается законом Кармана–Козени в зависимости от размера микроструктуры, как правило, расстоянием между вторичными осями дендрита (SDAS). Макроскопическая k - ε модель, учитывающая действие как тепловой, так и концентрационной конвекции, а также влияние вторичной фазы в полужидкой зоне используется для моделирования турбулентного характера потока. Фазовое изменение описывается локально на микроскопическом уровне либо в соответствии с правилом рычага, либо с учетом роста зерна, контролируемого конечной диффузией легирующих элементов в жидкой и в твердой фазах.

Электрод Zircaloy 4 переплавляли в производственной печи. Применяли два последовательных процесса перемешивания: сильное прерывистое, за которым следует слабое продолжительное. К тому

же, временно использовали сильное и продолжительное перемешивание для обозначения нескольких жидкометаллических ванн в слитке. Зарегистрированные фактические рабочие параметры процесса стали входными данными модели.

Явления тепловой и концентрационной конвекции моделировали благодаря приближению Буссинеска. Тепловой и концентрационный коэффициенты расширения для циркониевого сплава не представлены в литературе. Тем не менее тепловой коэффициент расширения β_T рассчитан на основании данных о чистом жидком цирконии. Для изучения влияния концентрационной конвекции, вызванной перепадами концентрации олова (основной легирующий элемент в Zircaloy 4), мы смоделировали четыре случая:

$$\beta_T = 0, \beta_S^{Sn} = 0; \quad (1)$$

$$\beta_T > 0, \beta_S^{Sn} = 0; \quad (2)$$

$$\beta_T > 0, \beta_S^{Sn} < 0; \quad (3)$$

$$\beta_T > 0, \beta_S^{Sn} > 0. \quad (4)$$

Положительное значение коэффициента концентрационного расширения β_S^{Sn} (4) рассчитывали из предположения об аддитивности объема. Другое значение (3) было намерено отрицательным. Выражение (1) соответствует отсутствию любой концентрационной и тепловой конвекции, поскольку течение вызвано исключительно электромагнитным перемешиванием.

На рис. 5 представлены окончательные карты сегрегации, рассчитанные по модели для четырех выражений. Благодаря применению двух последовательных процессов перемешивания по высоте слитка можно зафиксировать две основные модели сегрегации. Кроме того, имеется две обедненные полосы, появившиеся в результате маркировки ванны. Обогащенная область на вершине слитка образовалась в результате затвердевания последней жидкометаллической ванны. Средняя концентрация олова в жидкой ванне возросла с увеличением слитка, поскольку коэффициент его распределения меньше единицы.

Если тепловая и концентрационная конвекции не учитываются (1), модель прогнозирует обогащение олова в центральной зоне слитка независимо от способа перемешивания. Фактически центробежная сила благодаря наклонному потоку является преобладающей и генерирует поток против часовой стрелки. Следовательно, жидкость, обогащенная оловом, собирается на дне жидкометаллической ванны и в полужидкой зоне, вызывая положительную сегрегацию у оси. Переменное перемешивание приводит к более слабой радиальной макросегрегации, чем однонаправленное.

В обоих способах перемешивания учет тепловой конвекции (1) незначительно увеличивает радиаль-

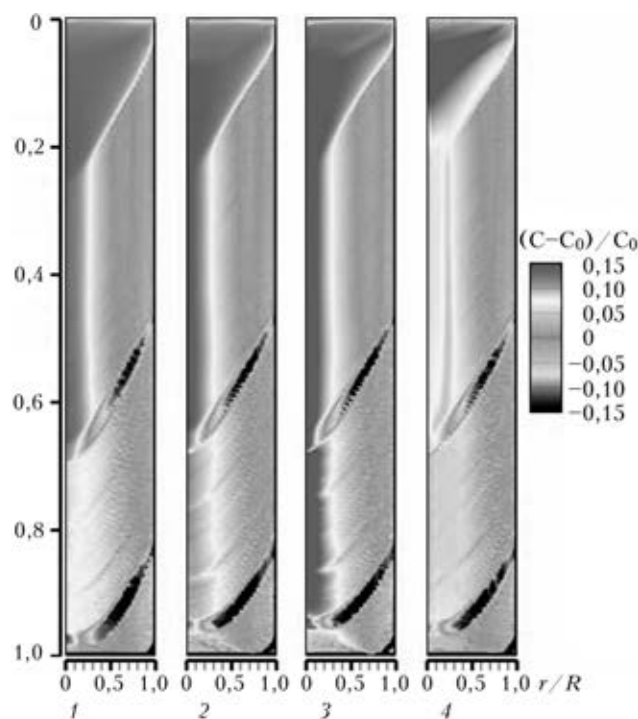


Рис. 5. Карта распределения сегрегации в слитке ВДП из Zircaloy 4 для четырех изученных случаев (1–4)



ную макросегрегацию центральной части слитка, поскольку тепловая конвекция усиливает центробежную силу. В полужидкой зоне получаем более интенсивное движение, которое способствует транспортированию большого количества обогащенной жидкости к центральной линии.

Влияние концентрационной конвекции на центральную линию макросегрегации можно обнаружить на рис. 5, 3, 4. На рис. 5, 3 радиальная сегрегация, прилегающая к центральной линии, значительно усиливается из-за действия всех объемных сил. И наоборот, на рис. 5, 4 концентрационная конвекция является противодействующей и обратной потоку в полужидкой зоне на дне ванны. Поток, направленный против часовой стрелки в полужидкой зоне, сокращает сегрегацию в центральной области. Если перемешивание переменное (нижняя половина слитка), концентрация олова примерно одинакова, тогда как постоянное перемешивание (верхняя половина слитка) приводит к положительной зоне сегрегации, расположенной у $r/R \sim 0,25$ (R — радиус слитка). Эта полоса формируется из-за небольшого потока против часовой стрелки, вызванного концентрационной конвекцией, которая уносит жидкость, обогащенную оловом, от центра в радиальном направлении к периферии.

Шаблоны сегрегации олова, которые прогнозирует модель, четко демонстрируют, что тепловая и концентрационная конвекции влияют на макросегрегацию только в центральной области. Химический анализ показал, что содержание олова постоянно увеличивается во внутренней части слитка. Сравнение с прогнозом модели показывает, что такое поведение характерно для выражения (4), где учитываются тепловая и концентрационная конвекции, а $\beta_S^{\text{Sn}} > 0$. Это свидетельствует о том, что поток, направленный вверх и приводимый в действие явлением концентрационной конвекции, частично отвечает за макросегрегацию в слитках ВДП из Zircaloy 4. Во внешней части, где превалирует центро-

бежная сила, модель и экспериментальные результаты находятся в хорошем соответствии.

1. Choudhury A. Vacuum Metallurgy // A.S.M. Int., 1990.
2. Hoyle G. Electrosag Processes // Principles and Practice. Applied Science Publishers Ltd. — 1983.
3. Jardy A., Hans S., Ablitzer D. // Proc. MCWASP-VII, TMS. — 1995. — P. 205.
4. Quatravaux T. et al. // J. of Materials Science. — 2004. — **39**. P. 7183.
5. Jardy A., Hans S. // Proc. MCWASP-XI, TMS. — 2006. — P. 953.
6. Weber W. et al. // Metall. Trans. B. — 2009. — **40B**. — P. 271.
7. Jardy A., Ablitzer D. // The Paton Welding J. — 2008. — № 11. — P. 153.
8. Kelkar K.M., Patankar S.V., Mitchell A. // Proc. LMPC. — 2005. — ASM Int. — P. 137.
9. Kharicha A. et al. // Ibid. — 2009. — TMS. — P. 235.
10. Patel A.D. // Ibid. — 2011. — SF2M. — P. 49.
11. Krane M.J.M. et al. // Ibid. — 2011. — SF2M. — P. 65.
12. Kharicha A. et al. // CFD Modeling and Simulation of Materials Processing. — 2012. — Wiley/TMS. — P. 139.
13. Li B., Wang F., Tsukihashi F. // ISIJ International. — 2012. — **52**. — P. 1289.
14. Jardy A., Ablitzer D., Wadier J.F. // Metall. Trans. B. — 1991. — **22B**. — P. 111.
15. Hernandez-Morales B., Mitchell A. // Ironmaking and Steelmaking. — 1999. — **26**. — P. 423.
16. Mitchell A. // Materials Science and Engineering A. — 2005. — 413–414. — P. 10.
17. Kharicha A. et al. // Proc. LMPC. — 2007. — SF2M. — P. 113.
18. Dilawari A.H., Szekely J. // Metall. Trans. B. — 1977. — **8B**. — P. 227.
19. Zanner F.J. // Metall. Trans. B. — 1979. — **10B**. — P. 133.
20. Chapelle P. et al. // High Temperature Materials Processing. — 2000. — **4**. P. 493.
21. Ward R.M., Jacobs M.H. // J. of Materials Science. — 2004. — **39**. — P. 7135.
22. Ward R.M., Daniel B., Siddall R.J. // Proc. LMPC. — 2005. — ASM Int. — P. 49.
23. Yuan L. et al. // Int. J. of Modern Physics B. — 2009. — **23**. — P. 1584.
24. Jardy A., Ablitzer D. // Rare Met. Mat. Eng. — 2006. — **35**. — P. 119.
25. Venkatesh V. et al. // J. Miner. Met. Mater. Soc. — 2009. — **61**. — P. 45.
26. Wang C.Y., Beckermann C. // Metall. Trans. A. — 1996. — **27 A**. — P. 2754.
27. Zaloznik M., Combeau H. // Comput. Mater. Sci. — 2010. — **48**. — P. 1.

Numerical simulation of remelting processes allows correlating local solidification conditions and working parameters of the process. Recent research is considered, aimed at development of individual aspects, for instance, distribution of alternating current in ESR of steels and super alloys, aggregate motion of the arc in ESR furnace, and influence of electromagnetic stirring on macrosegregation in remelted ingots. Ref. 27, Table 1, Figures 5.

Keywords: ingot; remelting; numerical simulation; metal pool; segregation; arc; electric current distribution

Поступила 09.10.2013



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г.М. Григоренко, Л.И. Адеева, А.Ю. Туник,
С.Н. Степанюк, М.А. Полищук, Е.В. Зеленин

Институт электросварки им. Е.О.Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования структуры и свойств биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом сварки трением с перемешиванием (СТП). Исследованы системы с неограниченной растворимостью (Ni–Cu) и ее отсутствием (Al–Fe) в твердом состоянии. В результате СТП меди с никелем получено качественное биметаллическое соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину примерно 3 мм. Ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, процессы диффузии незначительны. В полосах массопереноса происходит измельчение структуры вследствие прохождения процессов перекристаллизации. Диффузия меди и никель по границам зерен происходит на глубину до 15 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. В результате СТП алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов — массоперенос прежде всего алюминия и последующее образование соединений FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 . Наиболее твердые участки зоны соединения состоят из интерметаллидов в матрице алюминия. Такая структура имеет твердость (2870 ± 410) МПа, что более чем в 3 раза ниже твердости алюминидов железа. Результаты проведенных исследований структуры и фазового состава позволяют рекомендовать способ СТП для получения биметаллических соединений из металлов как с неограниченной растворимостью, так и без нее в твердом состоянии. Библиогр. 20, табл. 3, ил. 11.

Ключевые слова: сваркой трением с перемешиванием; биметаллы; растворимость в твердой фазе; массоперенос; микроструктура; рентгеноспектральный микроанализ; элементный состав; микротвердость

Сварка трением с перемешиванием (СТП) является одним из новейших способов соединения металлов и сплавов [1]. Интенсивное изучение этого процесса с целью совершенствования технологии и создания нового оборудования позволило найти его эффективное применение при производстве высокотехнологичных изделий во многих отраслях промышленности, прежде всего в авиастроении и аэрокосмической технике [2–6]. Способ СТП является разновидностью сварки давлением — сварное соединение образуется в результате совместного пластического деформирования соединяемых деталей в твердой фазе [2, 3]. От других видов сварки давлением он отличается способом нагрева, точнее, способом введения тепла в свариваемые детали. При СТП кинетическая энергия непосредственно преобразуется в тепловую, причем генерирование тепла происходит

строго локализовано в тонких приповерхностных слоях металла.

Большинство исследователей указывают на следующие преимущества СТП по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [7, 8]: сохранение в значительной степени свойств основного металла в зоне сварки, по сравнению со способами сварки плавлением; отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию горячих трещин и пористости в металле швов; отсутствие необходимости в применении присадочного материала и защитного газа, удалении поверхностных оксидов на кромках перед сваркой, а также шлака и брызг

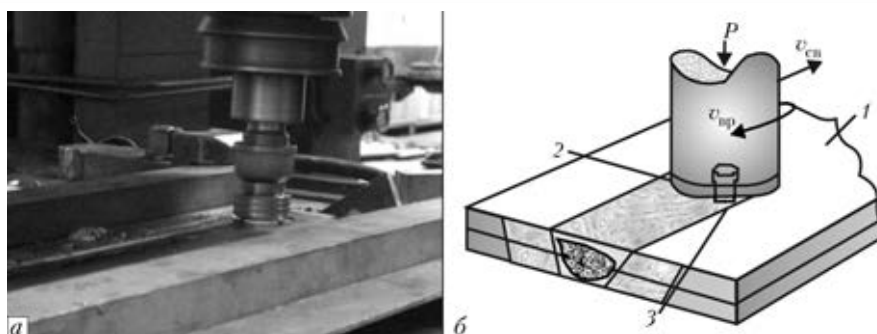


Рис. 1. Установка (а) и схема процесса СТП (б): 1 — изделие; 2 — заплечник; 3 — пин-инструмент со специальным профилем; $v_{св}$ — скорость сварки; $v_{вр}$ — скорость вращения

после сварки; отсутствие потерь легирующих элементов в металле шва.

В качестве недостатков способа СТП в работе [8] отмечается образование в конце шва отверстия, равного диаметру наконечника, из-за чего требуется выведение шва за пределы рабочего сечения заготовки или заполнение отверстия после сварки с помощью других способов — вварки специальных пробок. Существует также ограничение в применении данного способа сварки в портативном варианте из-за необходимости закрепления заготовок на мощной подложке. Совершенствование технологии и оборудования позволяет преодолеть существующие недостатки, а также расширить области применения способа.

В настоящее время большой интерес представляет возможность применения способа СТП для соединений разнородных металлов. В работах [9–11] продемонстрированы успехи в соединении разнородных металлов, таких как алюминий и сталь. Применение способа СТП для получения соединений Al–Mg зафиксировано в работах [12, 13]. Информация о свариваемости и механических свойствах разнородных соединений Al–Cu приведена в статьях [14, 16]. Как показано в этих работах, решающее влияние на свариваемость разнородных металлов оказывает металлургическая совместимость, определяемая взаимной растворимостью соединяемых металлов как в жидком, так и в твердом состояниях, а также образованием хрупких химических соединений — интерметаллидов.

Цель работы заключалась в исследовании структуры и свойств биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом СТП.

Авторами настоящей работы способом СТП получены и исследованы два вида сварных соединений: система Ni–Cu, элементы которой отличаются

неограниченной растворимостью, а также система Al–Fe с отсутствием растворимости соединяемых материалов в твердом состоянии.

На рис. 1 приведены установка и схема соединения нахлесточного типа СТП разнородных металлов.

Пластификация и перемешивание металла двух плит происходит в замкнутом объеме специальным инструментом, движущимся с определенной скоростью. Полученный сварочный шов отличается высокой плотностью, отсутствием пор, трещин и других дефектов.

Поскольку формирование шва происходит вблизи температур рекристаллизации, металл шва характеризуется отсутствием значительных напряжений. Кроме того, за счет измельчения структуры возрастают показатели механических свойств. При этом не происходят изменение химического состава, выгорание элементов, порообразование и другие подобные дефекты.

Режимы процесса СТП и характеристики свариваемых материалов даны в табл. 1.

В процессе исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32» с приставкой для цифрового фотографирования, дюриметрический анализ — твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,249 и 0,496 Н). Электронное микроскопическое исследование структуры и определение ее элементного состава методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) выполнили на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа (СЕМ) JSM-35 CF фирмы JEOL (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания)). Характерной осо-

Таблица 1. Режимы СТП и характеристики свариваемых материалов

Марка материала	Тип биметаллического соединения	Толщина слоев, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Скорость сварки, мм/мин	Скорость вращения пин-инструмента, об/мин
Н1/М0	Ni/Cu	4/10	4,5	40	1250
АМг6/008ЖР	Al/Fe	5/3	6,0	60	1250

Примечание. В числителе указаны характеристики верхнего слоя, в знаменателе — нижнего.



Таблица 2. Реактивы для металлографического травления

Марка материала	Состав реактива	Способ применения	Примечание
Cu (M0)	Азотная кислота (50 мл), вода (50 мл)	Химическое травление при интенсивном перемешивании реактива, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Удаление оксидной пленки: соляная кислота (80 мл), вода (20 мл), $\tau = 1...3$ с, $T = 20$ °C
Ni (H1)	Сернокислый аммоний (20 г), вода (100 мл)	Электролитическое травление $U = 6...15$ В, $\tau = 3...10$ с	—
Al (AMg6)	Едкий натрий (10 г), вода (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Удаление оксидной пленки: плавиковая кислота (50 мл), вода (50 мл), $\tau = 1...3$ с, $T = 20$ °C
Fe (008ЖР)	Азотная кислота (4 мл), этиловый спирт (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5...30$ с, $T = 20$ °C	Промывка образцов в этиловом спирте

бенностью данного анализа является локальность — минимальная область возбуждения составляет 1 мкм. Одно из преимуществ энергодисперсионного спектрометра заключается в возможности одновременного анализа примерно 50 элементов при одновременном отображении всего найденного спектра. Изображение структуры получали в режиме вторичных электронов при $U = 20$ кВ.

Для выявления структуры исследуемых соединений использовали химические реактивы, приведенные в табл. 2.

С целью создания биметаллических соединений проанализировали диаграммы состояния систем Cu–Ni, Fe–Al [17–19]. Исследовали микроструктуры поперечного и продольного сечений сварных соединений, полученных способом СТП. Изучали явления массопереноса металлов, диффузию элементов и условия образования интерметаллидных фаз, определяли их состав и микротвердость.

Медь и никель — два металла, образующие непрерывный ряд твердых растворов (рис. 2) и отвечающие необходимым условиям для получения сварного соединения разнородных металлов, поскольку имеют однотипные кристаллические решетки. Они относятся к смежным группам периодической системы элементов (атомные радиусы отличаются менее чем на 10...15 %) и не образуют хрупких

интерметаллидных соединений. При сварке таких металлов получают соединения с наиболее однородными свойствами.

Диаграмма состояния Cu–Ni характеризуется образованием в процессе кристаллизации непрерывного ряда твердых растворов (медь, никель) с гранецентрированной кубической (ГЦК) решеткой. Диаграмма состоит из трех областей: в верхней части — из жидкого раствора меди и никеля, в средней — из жидкой и твердой фаз, состав которых может быть вычислен с помощью правила «рычага». В нижней области Cu–Ni является твердым раствором замещения, где атомы меди и никеля взаимозаменяемы в кристаллической решетке. Твердый раствор замещения образуется в системе Cu–Ni, потому что медь и никель кристаллизуются в ГЦК решетке, имеют схожие атомные радиусы, электроотрицательную валентность [17, 18]. Однако медь и никель отличаются разными физико-механическими характеристиками. Медь — мягкий, пластичный материал с высокой электропроводностью, который плавится при температуре 1085 °C, в то время как никель является относительно твердым, устойчивым к коррозии металлом, плавящимся при 1455 °C.

Биметаллическое соединение Ni / Cu с неограниченной растворимостью элементов друг в друге получено при использовании концентрированного термомеханического действия пин-инструмента. В качестве никелевого материала использован никелевый сплав марки Н1 с микротвердостью (2880 ± 170) МПа и медь марки М0 с микротвердостью (1160 ± 80) МПа. Толщина пластины никеля, через которую воздействовали пин-инструментом, равнялась 4 мм, а толщина медной пластины — 10 мм (табл. 1). Микроструктура исходных материалов приведена на рис. 3.

Были исследованы металлографические шлифы в поперечном и продольном сечении данного соединения. При СТП в поперечном сечении зоны соединения образовалось ядро округлой формы размером 4×6 мм (рис. 4), расположенное в меди и представляющее собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержа-

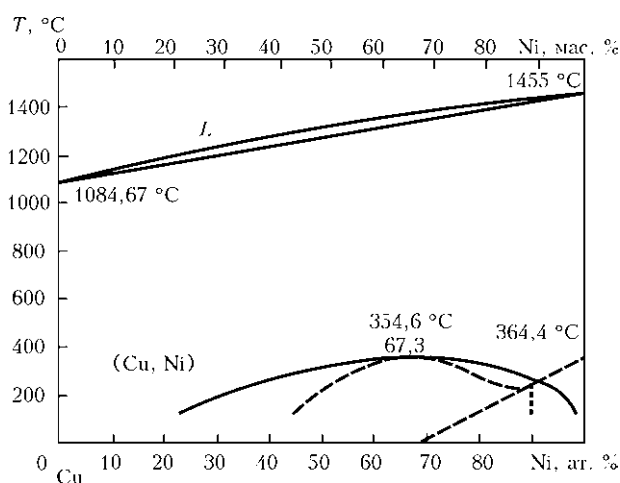


Рис. 2. Диаграмма состояния Cu–Ni [17]

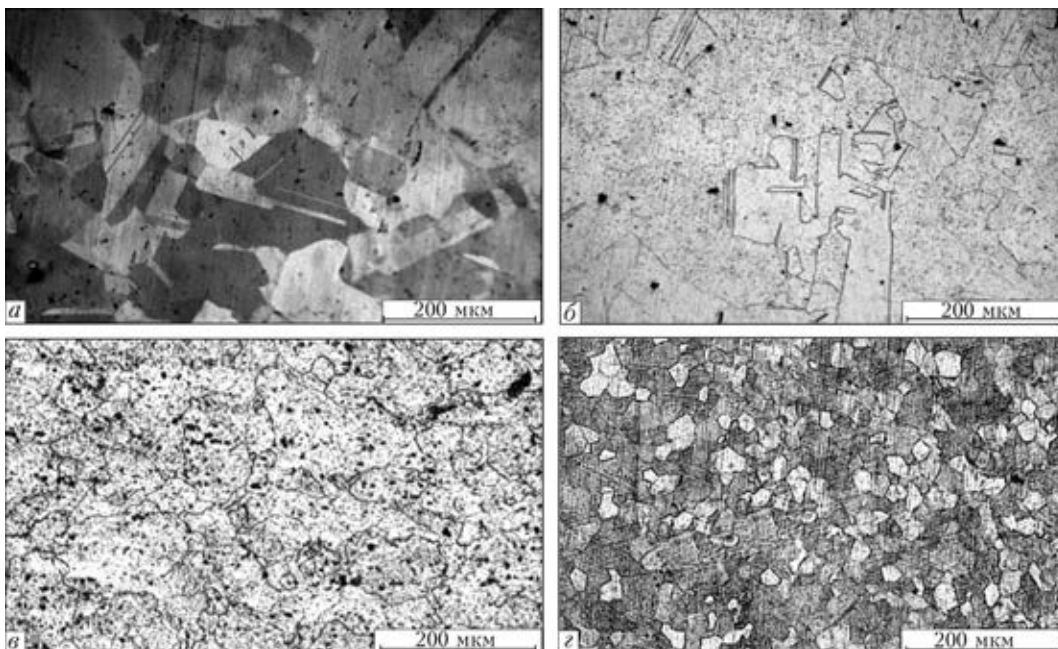


Рис. 3. Микроструктура исходных металлов: *а* — меди; *б* — никеля; *в* — алюминия; *г* — железа (травлено)

ние никеля примерно 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область массопереноса никеля в медь вследствие погружения пин-инструмента через никель. Область неправильной формы размером $1,7 \times 2,5$ мм, в ней отмечен захват меди, содержание последней достигает 15 об. %.

При исследовании продольного сечения сварного соединения в зоне соединения никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Массоперенос металлов отмечен в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения пин-инструмента (рис. 5, *а, б*). Полосы из меди и никеля имеют разную толщину (соответственно 0,3...0,6 и 0,03...0,30 мм). Вследствие перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет (1270 ± 40) , а меди — (1140 ± 50) МПа. Над участком массопереноса в никеле фиксируется участок термомеханического влияния толщиной до 3 мм с направленными полосами деформации (рис. 5, *а, в*) и размером зерна 20...70 мкм. Темные полосы деформи-

рованного никеля отличаются более высокой твердостью — (1610 ± 160) МПа по сравнению со светлыми промежутками между ними (1290 ± 110) МПа). Краевой участок никеля — зона термического влияния, находящаяся выше зоны термомеханического влияния, — имеет более крупное зерно.

В меди под участком массопереноса обнаружен участок перекристаллизации шириной до 0,6 мм с мелким зерном размером 15...20 мкм и участок термомеханического влияния шириной до 0,1 мм со слегка деформированным зерном, переходящим в основной металл (рис. 5, *г*). В обоих этих участках зафиксированы включения никеля в виде вытянутых (веретенообразных) фрагментов с микротвердостью (1300 ± 170) МПа.

Края полосы зоны массопереноса (рис. 5, *б*) и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью (рис. 5, *д, е, 6*, табл. 3), растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость (1100 ± 60) МПа. Это можно объяснить взаимодействию меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов (рис. 5, *д, е*). Методом РСМА изучен химический

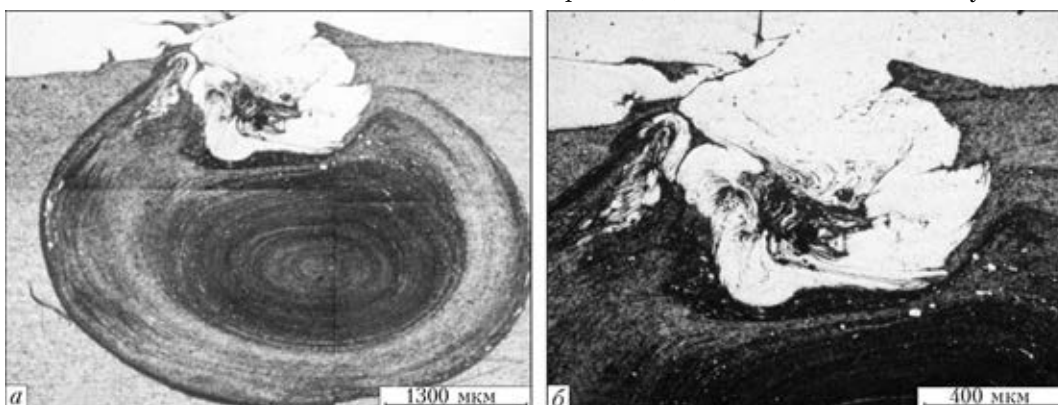


Рис. 4. Микроструктура биметаллического соединения Ni/Cu (поперечный шлиф), полученного СТП: *а* — общий вид; *б* — область массопереноса никеля в медь

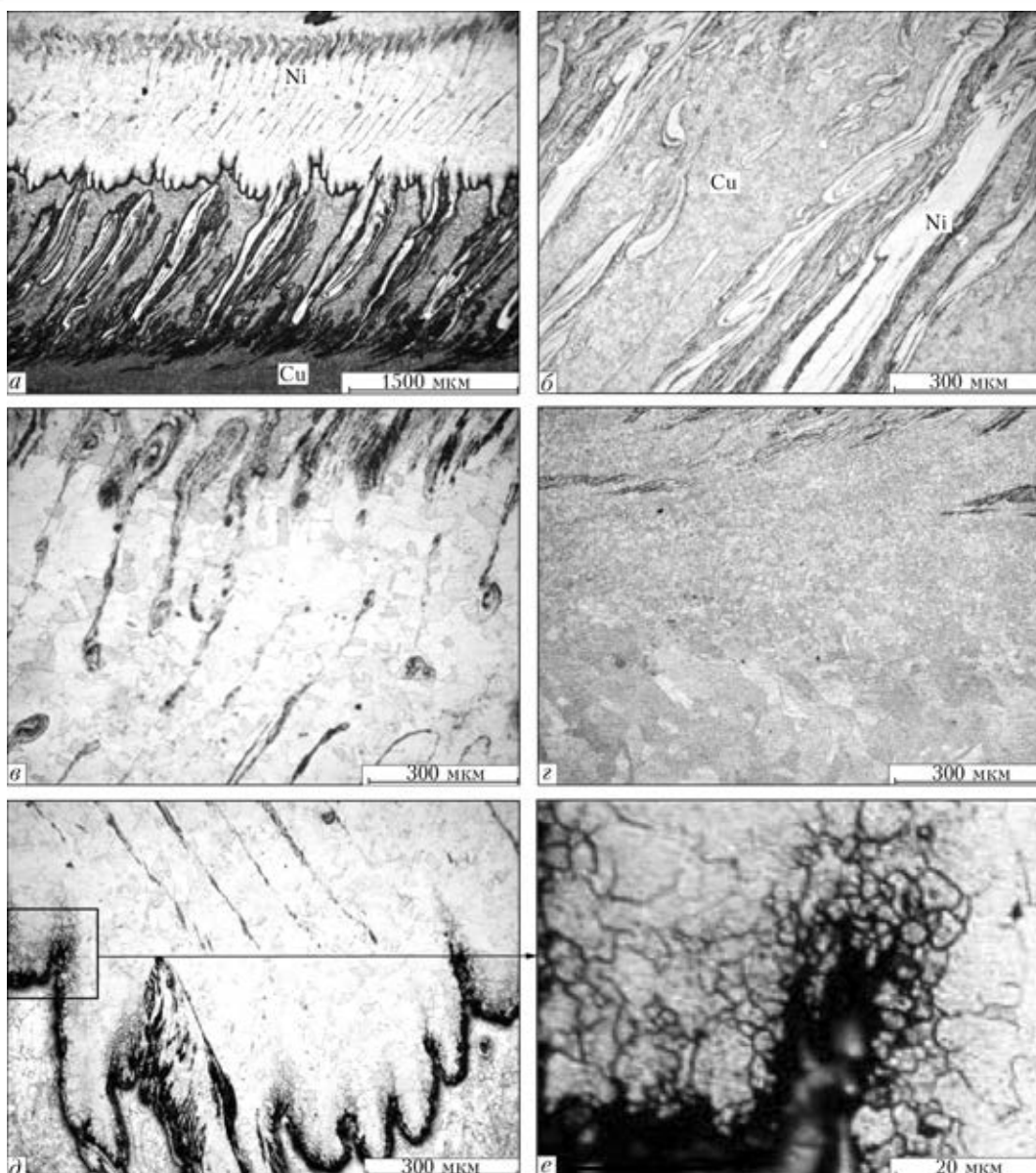


Рис. 5. Микроструктура сварного соединения (продольное сечение), полученного СТП Ni/Cu: *а, б* — зоны массопереноса Ni/Cu; *в* — зона термомеханического влияния в никеле; *г* — зона термомеханического влияния в меди; *д, е* — зоны взаимодиффузии меди в никель

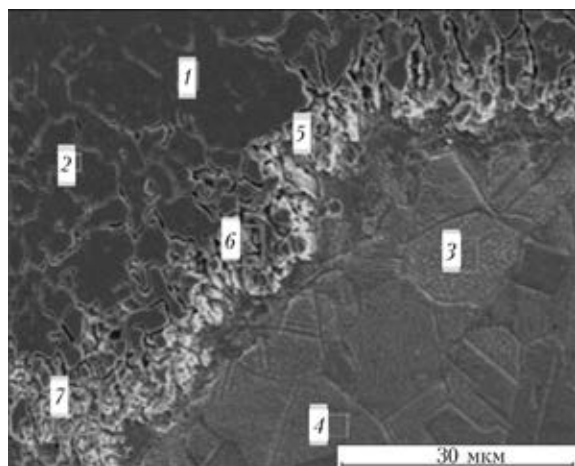


Рис. 6. Микроструктура зоны контакта Ni/Cu, снятая во вторичных электронах

состав зоны контакта двух металлов. Установлено, что по границам зерен происходит диффузия меди в никель.

При исследовании зоны соединения в характеристическом излучении значительная диффузия элементов в глубь чередующихся полос никеля и меди не обнаружена. На рис. 7 и в табл. 3 приведены результаты картрирования зоны массопереноса соединения Ni/Cu.

Таким образом, в результате исследования сварных соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, в значительно меньшей степени — их взаимодиффузия.

Возможность соединения металлов, нерастворимых друг в друге в твердом состоянии способом СТП, изучена на примере соединений Fe/Al.

Диаграмма состояния системы Fe–Al приведена на рис. 8. Препятствием к получению сварных сое-

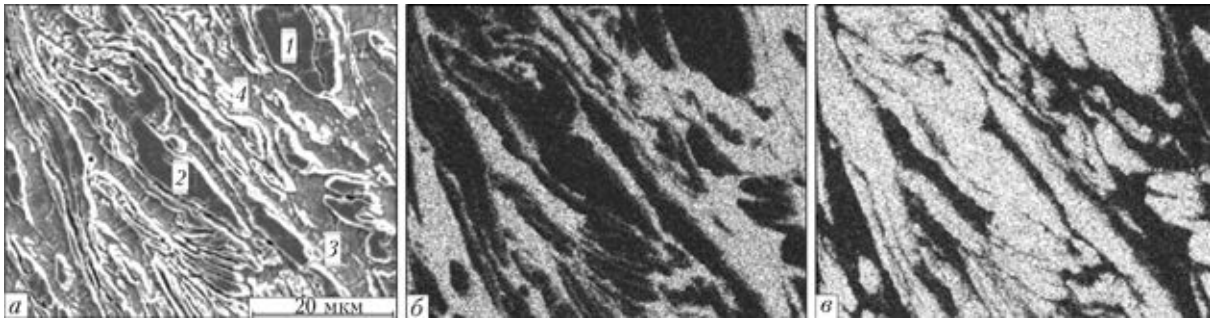


Рис. 7. Изображение зоны массопереноса соединения Ni/Cu, выполненное во вторичных электронах (а), в характеристическом излучении меди (б), никеля (в)

Таблица 3. Химический состав исследуемых участков соединения Ni/Cu, мас./ат. %

№ исследуемого участка	Ni	Cu
Рис. 6		
1	100	0
2	100	0
3	0,30/0,32	99,70/99,68
4	0,37/0,40	99,63/99,60
5	75,46/76,90	24,54/23,10
6	91,64/92,22	8,36/7,78
7	83,92/84,95	16,08/15,05
Рис. 7		
1	99,23/99,29	0,77/0,71
2	99,18/99,24	0,82/0,76
3	4,03/4,35	95,97/95,65
4	5,96/6,42	94,04/93,58

динений алюминия и его сплавов с железом является химическое взаимодействие этих металлов, приводящее к необратимому образованию интерметаллидов по зоне контакта двух металлов [19–20].

В соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Al образуются твердые растворы, интерметаллические соединения и эвтектики. В твердом состоянии растворимость железа в алюминии весьма незначительна, при температурах 225...600 °C составляет 0,01...0,022 %. Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре (654 °C) равняется 0,053 %, а при комнатной температуре совсем не растворяется. При затвердевании сплава алюминия с железом уже при незначительном количестве железа в структуре появляются кристаллы FeAl_3 . При массовой доле до 1,8 % Fe и 654 °C образуется эвтектика $\text{Al} + \text{FeAl}_3$. В случае дальнейшего увеличения содержания железа в сплавах появляются химические соединения Fe_2Al_7 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl и др.

В данной работе алюминиевый сплав АМг-6 был подвергнут СТП с армко-железом (008ЖР). Толщина пластин алюминиевого сплава и железа составила 5 и 3 мм, а их микротвердость — соответственно (552±23) и (1260±60) МПа. Пин-инструмент воздействовал через алюминиевый сплав на

глубину 6 мм. При СТП этих металлов в поперечном сечении зоны соединения образуется ядро размером 8,2×5,4 мм и происходит клинообразное внедрение железа на глубину 2 мм с двух сторон от ядра (рис. 9, а). Структура ядра неоднородная, состоящая из трех зон (рис. 9, б–г). Ядро образовалось прежде всего в результате массопереноса алюминия, поскольку все зоны, по данным РСМА, имеют алюминиевую матрицу (рис. 10, а, табл. 4). В верхней части расположена зона со структурой на основе алюминия с включениями интерметаллидов FeAl_3 и Fe_2Al_7 (содержание алюминия соответственно 59 и 63 мас. %) (рис. 9, б, 10, а, табл. 4). Микротвердость этой зоны составляет 980...1168 МПа. Средняя часть ядра отличается наибольшей неоднородностью (рис. 9, в, 10, б, табл. 4). В алюминиевой матрице расположены продолговатые частицы железа разного размера и скопления интерметаллидов Fe_2Al_7 и FeAl_2 . В продолговатых частицах железа диффузия алюминия не обнаружена, но твердость их повышена (1360±2740 МПа), очевидно, в результате деформации при массопереносе. Интерметаллид FeAl_2 с содержанием 49 мас. % алюминия находится в непосредственной близости, образуя окантовку частиц железа, а алюминид Fe_2Al_7 хаотично расположен в алюминиевой матрице, повышая ее микротвердость до 1260...1930 МПа.

В зоне ядра, непосредственно контактирующей с железом, основной структурной составляющей являются алюминиды Fe_2Al_7 и FeAl_2 , которые образуют языкообразные внедрения в структуру железа (рис. 9, а, г, 10, в, табл. 4). Алюминиды железа

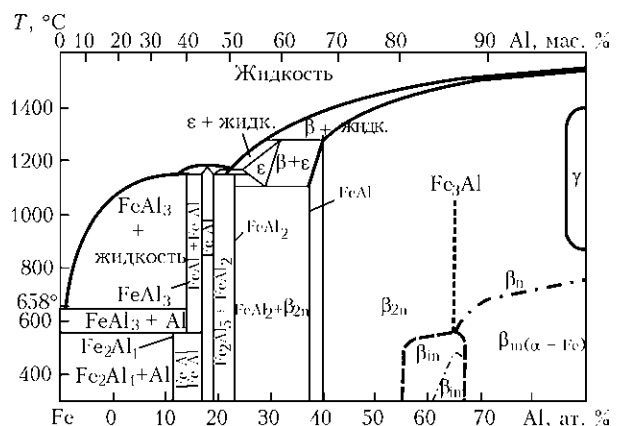


Рис. 8. Диаграмма состояния системы Fe–Al

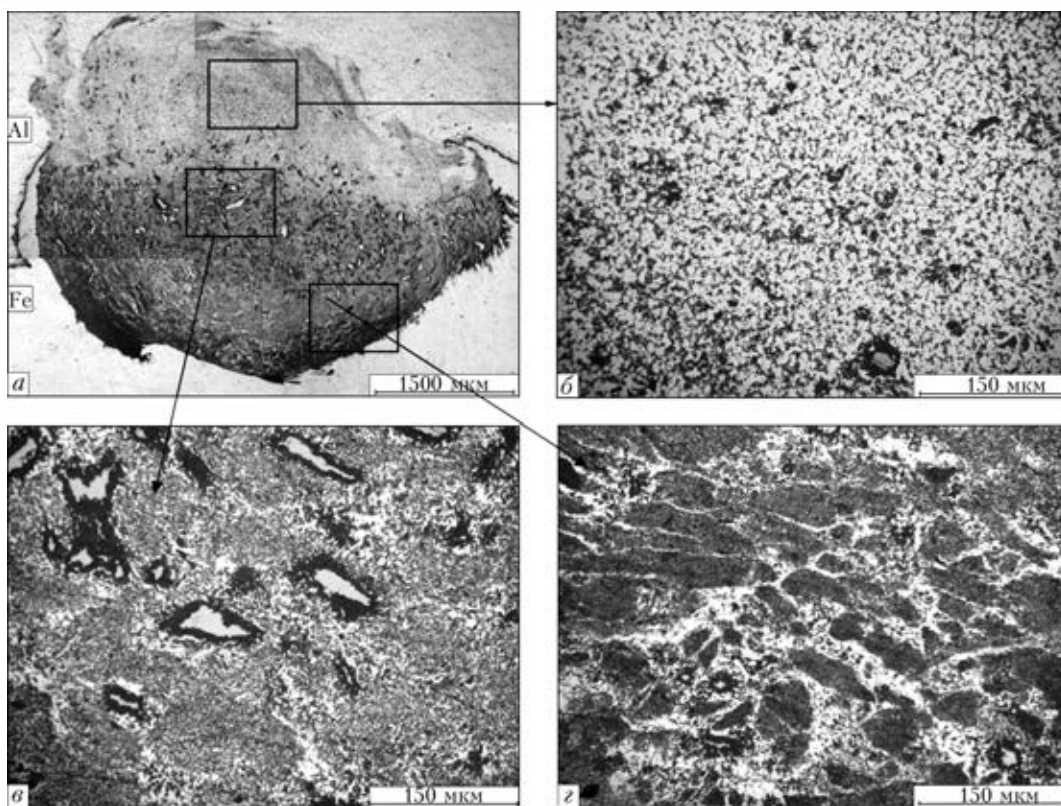


Рис. 9. Микроструктура поперечного шлифа биметаллического соединения Fe/Al, полученного СТП: а — общий вид; б — верхняя; в — средняя; г — нижняя части ядра

Таблица 4. Химический состав исследуемых участков соединения Al/Fe, мас./ат. %

№ исследуемого участка	O	Mg	Al	Mn	Fe
Рис. 10, а					
1	7,97/15,06	1,41/1,76	59,06/66,12	0,28/0,15	31,27/16,91
2	7,59/14,03	2,24/2,72	62,71/68,71	0,28/0,15	27,18/14,39
3	6,70/12,32	2,26/2,74	65,53/71,49	0,68/0,36	24,83/13,09
4	0,79/1,33	5,65/6,22	92,68/92,03	0,00/0,00	0,87/0,42
5	1,22/2,06	5,59/6,20	90,43/90,41	0,00/0,00	2,76/1,33
6	0,60/1,02	5,51/6,20	89,08/90,41	0,32/0,16	4,50/2,21
7	0,55/0,94	5,35/5,94	91,99/92,10	0,00/0,00	2,11/1,02
8	0,62/1,05	5,76/6,43	90,28/90,89	0,37/0,18	2,98/1,45
9	0,79/1,35	5,27/5,93	89,25/90,43	0,20/0,10	4,48/2,20
Рис. 10, б					
1	1,05/3,56	0,26/0,57	0	0	98,69/95,87
2	0,88/2,78	0	8,36/15,56	0,34/0,31	90,42/81,36
3	5,93/10,90	2,75/3,32	66,97/72,95	1,07/0,57	23,28/12,25
4	9,03/16,65	2,61/3,17	59,31/64,83	0,37/0,20	28,67/15,14
5	0	4,47/4,98	93,73/94,08	0	1,03/0,50
6	0.	4,94/5,46	94,56/94,30	0	0,50/0,24
Рис. 10, в					
1	—	0	0,24/0,49	0	99,76/99,51
2	—	4,03/5,01	74,26/83,23	0,52/0,29	21,19/11,47
3	—	4,41/5,61	70,05/80,25	0,38/0,21	25,17/13,93



Рис. 10. Микроструктура верхней (а), средней (б) и нижней частей ядра соединений Al/Fe, полученных СТП, снято в отраженных электронах (а)

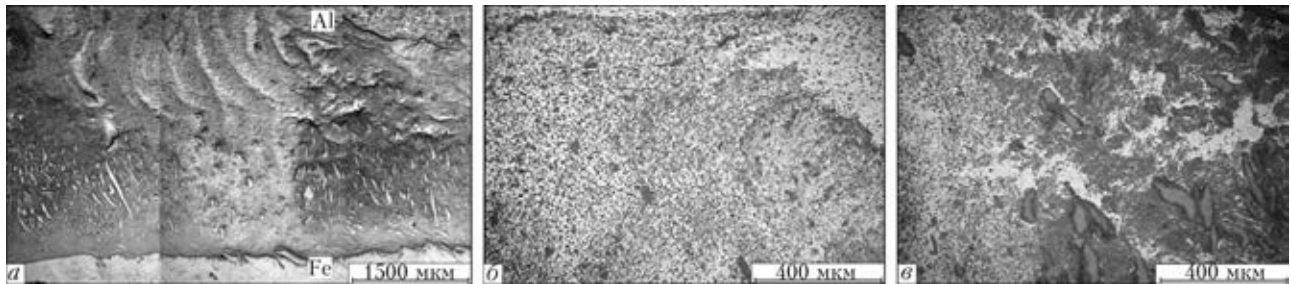


Рис. 11. Структура продольного сечения сварного соединения Al/Fe, полученного СТП: а — общий вид; б — микроструктура верхнего; в — среднего участков

расположены в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой структуры невелика — 2340...3220 МПа в сравнении с микротвердостью самих интерметаллидов (около 10000 МПа). В структуре ядра обнаружена микропористость, очевидно, обусловленная образованием интерметаллидных фаз (рис. 10, табл. 4). По данным РСМА в алюминиевом сплаве и в железе на расстоянии 10...15 мкм от ядра взаимодиффузия элементов не зафиксирована.

Таким образом, в результате исследования биметаллического соединения алюминиевого сплава с железом при воздействии пин-инструмента через алюминий установлено, что в процессе СТП происходит взаимодействие металлов — массоперенос, прежде всего алюминия, и последующее образование соединений FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 . Повышенное содержание кислорода в местах скопления интерметаллидов (табл. 4), очевидно, свидетельствует о том, что одновременно с их формированием образуется небольшое количество оксидов. Наиболее твердые участки зоны соединения, состоящие из интерметаллидов в алюминиевой матрице, более чем в 3 раза мягче алюминидов железа.

При исследовании продольного сечения зоны соединения (рис. 11) обнаружено, что она сплошная, не содержит дефектов и носит волнообразный характер, изменяясь по ширине от 3,4 до 6,9 мм. Ее структура состоит из участков, аналогичных описанным при анализе поперечного сечения данного сварного соединения.

Выводы

1. В результате СТП Cu/Ni получено качественное биметаллическое соединение со взаимным проникновением одного металла в другой на глубину примерно 3 мм. Вследствие прохождения процессов пере-

кристаллизации в полосах массопереноса происходит измельчение структуры. Участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, имеют пониженную микротвердость — (1100 ± 60) МПа и сильнее подвергаются травлению, что объясняется взаимодиффузией меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. Ведущую роль в процессе СТП играет массоперенос металлов, в меньшей степени — их взаимодиффузия.

2. В результате СТП Al/Fe образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов — массоперенос прежде всего алюминия и последующее образование соединений FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 . Наиболее твердые участки зоны соединения (2340 ± 3220 МПа) состоят из интерметаллидов, расположенных в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой структуры невелика, в сравнении с микротвердостью самих интерметаллидов.

3. Результаты проведенных исследований структуры и фазового состава позволяют рекомендовать для получения биметаллических материалов из металлов как с неограниченной растворимостью, так и не растворимых в твердом состоянии способом СТП.

1. Pat. 9125978.8 J.B., МПК PCTrGB92. Friction stir butt welding / W.M. Thomas. — Publ. 01.12.91.
2. Виль В.И. Сварка трением металлов. — Л.: Машиностроение, 1970. — 176 с.
3. Сварка трением: Справочник / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, Р. Михальски и др. — Л.: Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1987. — 236 с.
4. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Mat. Sci and Engineering. — 2005. — 50. — P. 1–78.
5. Эрикссон Л. Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением — научные исследования и новые области применения



- ния // Технология машиностроения. — 2003. — № 6. — С. 81–84.
6. Людмирский Ю.Г., Котлышев Р.Р. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в строительстве // Научный вестник ВГАСУ. Строительство и архитектура. — 2010. — № 3. — С. 15–22.
 7. Okamura H., Aota K., Ezumi M. Friction stir welding of aluminum alloy and application to structure // J. of Jap. Institute of Light Metals. — 2000. — 50, № 4. — P. 166–172.
 8. Arbegast W.J. Friction stir welding. After a decade of development // Welding J. — 2006. — 85, № 3. — P. 28–35.
 9. Watanabe H., Takayama H., Yanagisawa A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding // J. of materials proc. technology. — 2006. — 178. — P. 342–349.
 10. Influence of friction stir welding parameters on grain size and formability in 5083 aluminum alloy / T. Hirata, T. Oguri, H. Hagino et al. // Materials Sci. and Engineering. — 2007. — A456. — P. 344–349.
 11. Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding / W.-B. Lee, M. Schmoecker, U.A. Mercardo et al. // Scripta Mater. — 2006. — 55. — 355–358.
 12. Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy / A. Kosta, R.S. Coelho, J. dos Santosb, A.R. Pyzallac // Ibid. — 2000. — 66. — P. 953–956.
 13. Kwon Y.J., Shigematsu I., Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys // Materials Letters. — 2008. — 62. — Pd 3827–3829.
 14. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Engineering. — 2011. — 528. — P. 4683–4689.
 15. Saeida T., Abdollah-Zadehb A., Sazgarib B. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding // J. of alloys and Compounds. — 2010. — 490. — 652–655.
 16. Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Materials Sci. and Engineering A. — 2011. — 528. — P. 4683–4689.
 17. Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов. — М.: Металлургия, 1962. — Т. 1; Т. 2. — 1488 с.
 18. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник / Под ред. Н.Х. Абрикосова. — М.: Наука, 1979. — 248 с.
 19. Рабкин Д.Н., Рябов В.Р., Гуревич С.М. Сварка разнородных металлов. — Киев: Техника, 1975. — 206 с.
 20. Диаграммы состояния двойных металлических систем. — М.: Машиностроение, 1996–2000. — Т. 1; Т. 2 и Т. 3.

The paper presents the results of studying the structure and properties of bimetal joints of dissimilar metals produced by friction stir welding (FSW). Systems with unlimited solubility (Ni–Cu) or absence of solubility (Al–Fe) in the solid state have been studied. FSW of copper to nickel resulted in making a sound bimetal joint with interpenetration of one metal into another one to approximately 3 mm depth. Metal mass transfer plays a leading role in FSW process, diffusion processes being negligible. Structure refinement takes place in mass transfer bands as a result of recrystallization processes. Copper diffusion into nickel along grain boundaries occurs to the depth of up to 15 μm with formation of interlayers of solid solution of these metals. FSW of aluminium to iron resulted in formation of a joint zone of a considerable volume with aluminium penetration into iron to the depth of up to 2.5 mm. Here metal interaction takes place: mass transfer, primarily, of aluminium and subsequent formation of FeAl_3 , Fe_2Al_7 , FeAl_2 compounds. The hardest sections of the joint zone consist of intermetallics in aluminium matrix. Hardness of such a structure is (2870 ± 410) MPa that is 3 times lower than that of iron aluminides. Results of performed investigations of structure and phase composition allow recommending FSW process for producing bimetal joints of metals both with unlimited solubility, and without it in the solid state. Ref. 20, Tables 4, Figures 11.

Keywords: friction stir welding; bimetals; solid-phase solubility; mass transfer; microstructure; X-ray spectrum microanalysis; elemental composition; microhardness

Поступила 18.07.2013

ЭНЕРГОМАШСПЕЦСТАЛЬ ПРОИЗВОДИТ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ Boeing И Airbus



ПАО «Энергомашспецсталь» г. Краматорск (ЭМСС, входит в машиностроительный дивизион Росатом–Атомэнергомаш) завершает производство деталей штамповой оснастки по заказу ОАО «Корпорация ВСППО–Ависма».

Данные детали впервые проходят механическую обработку на предприятии для российского партнера. Оснастка предназначена для штамповки деталей самолетов Boeing и Airbus.

Восемь плит штамповой оснастки для вырезки деталей общим весом 253 т уже отправлены заказчику. На завершающем этапе находятся два верхних и два нижних штампа, которые проходят механическую обработку.

Вторую половину заказа весом 234 т по условиям сделки отправят в июле 2013 года.

<http://sdelanounas.in.ua>



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

ИВАНУ ВАСИЛЬЕВИЧУ ШЕЙКО — 70 ЛЕТ!



Седьмого августа 2013 г. исполнилось 70 лет ведущему научному сотруднику отдела плазменно-шлаковой металлургии доктору технических наук И.В. Шейко.

Иван Васильевич родился в тяжелое военное время в г. Старобельск Луганской области в семье потомственного кузнеца. После окончания средней школы он поступил в Киевский политехнический институт на механико-технологический факультет (специальность «Литейное производство черных и цветных металлов») и в 1967 г. получил диплом инженера-металлурга.

После непродолжительной работы в Институте проблем литья И.В. Шейко поступил в аспирантуру ИЭС им. Е.О. Патона, которую закончил в 1975 г.

Вот уже почти 40 лет И.В. Шейко плодотворно работает в ИЭС им. Е.О. Патона. В 1975 г. он защитил кандидатскую диссертацию, а в 2003 г. — докторскую.

И.В. Шейко были созданы научные и технологические основы процесса переплава расходуемого плазмотрона и индукционной плавки в секционном кристаллизаторе. Под его руководством и при непосредственном участии разработаны ряд технологических процессов и плавильных агрегатов с индукционным нагревом, а также плазменно-дуговых нагревателей для интенсификации плавки в индук-

ционных открытых и вакуумных печах, которые внедрены на предприятиях металлургического и машиностроительного комплексов бывшего Советского Союза и Украины (ПО «Киевтрактордеталь», заводы «Днепроспецсталь», «Электросталь», Свердловский завод по переработке цветных металлов, Ленинабадский комбинат редких металлов и др.). Характерной особенностью всей научной деятельности Ивана Васильевича является сочетание высокого научного уровня проводимых исследовательских работ с мастерским практическим исполнением.

Иван Васильевич Шейко самостоятельно «выковал» свой нынешний статус в коллективе. В настоящее время он является ведущим научным сотрудником, членом специализированного ученого совета по защите диссертаций. На его счету более 200 научных трудов, в том числе две монографии, учебник для металлургических вузов, свыше 70 авторских свидетельств и 15 патентов на изобретения.

Он отличается усердием и трудоспособностью, требователен к себе и окружающим, в то же время доброжелателен и готов незамедлительно помочь советом и делом. Иван Васильевич пользуется заслуженным авторитетом у сотрудников отдела и коллег из научных подразделений ИЭС им. Е.О. Патона.

Дорогой Иван Васильевич! Искренне поздравляем Вас со славным юбилеем! Желаем Вам новых творческих свершений, крепкого здоровья, покорения новых вершин!

НОВАЯ КНИГА

Плазменные технологии и оборудование в металлургии и литейном производстве / Б.Е. Патон, Г.М. Григоренко, И.В. Шейко и др. — Киев: Наук. думка, 2013. — 488 с.

В монографии приведены научные и прикладные аспекты применения плазменных источников нагрева (плазмотронов) в металлургическом и литейном производстве. Рассмотрены основные типы плазмотронов, используемые для плавки металлов и обработки металлических расплавов в лабораторных и промышленных условиях. Показано промышленное применение плазменных источников нагрева, на базе которых разработаны новые металлургические процессы и технологии. Описаны конструкции плавильных печей на керамическом поду и переплавных установок для рафинирующего переплава поверхностного слоя слитков, выращивания монокристаллов тугоплавких металлов и др. Приведены результаты сравнения качества металлов и сплавов, выплавленных с применением различных технологий.

Для научных и инженерно-технических работников металлургических предприятий и литейного производства, а также для преподавателей, аспирантов и студентов высшей школы соответствующих специальностей.





ПАМЯТИ АЛЕКСАНДРА ГЕОРГИЕВИЧА ШАЛИМОВА



12 октября 2013 г. едва перешагнув 75-летие ушел из жизни замечательный человек и известный ученый-электрометаллург, доктор технических наук, профессор, действительный член Российской инженерной академии, лауреат Государственной премии СССР Шалимов Александр Георгиевич.

Основная трудовая деятельность А.Г. Шалимова связана с ЦНИИчерметом им. И.П. Бардина, куда он пришел работать в 1960 г. после окончания Московского института стали. Это были годы становления и широкого развития специальной электрометаллургии в нашей стране: процессов ВДП, ЭШП, ВИП и др. Молодой научный сотрудник А.Г. Шалимов принимал самое активное и непосредственное участие в исследовании процессов рафинирования расплавов при вакуумной индукционной плавке и вакуумном дуговом переплаве, внедрении разработанных технологий выплавки высоколегированной стали и сплавов на заводах качественной металлургии.

Позднее, заведую лабораторией вакуумной металлургии, а затем возглавляя Институт новой металлургической технологии ЦНИИчермета, Алек-

сандр Георгиевич вместе с коллективом сотрудников профессионально и творчески решали научные, производственные и государственные задачи по разработке и внедрению технологий получения способами спецэлектрометаллургии высококачественной стали и сплавов для авиакосмической, судостроительной, химической, оборонной отраслей промышленности, атомной энергетики, приборостроения.

Широко известна научно-общественная деятельность А.Г. Шалимова: он играл важную роль в работе президиума секции «Металлургия» РИА, в правлении Ассоциации сталеплавильщиков РФ, в секции «Металлургия» Межведомственного совета по присуждению премий Правительства РФ в области науки и техники. В течение многих лет он сотрудничал с редакциями журналов «Сталь» и «Металлург», а в апреле этого года Александр Георгиевич стал работать заместителем главного редактора журнала «Электрометаллургия».

Александр Георгиевич пользовался огромным авторитетом и уважением специалистов металлургической отрасли в странах СНГ и за рубежом. Он был добрым другом сотрудников Института электросварки им. Е.О. Патона НАНУ.

Светлая память об Александре Георгиевиче Шалимове — обаятельном человеке яркой судьбы, многогранной творческой личности с высокими душевными качествами — надолго сохранится в сердцах тех, кто его знал и с ним работал.



«ВСМПО-Ависма ЗАПУСТИЛА НОВУЮ ПЕЧЬ»

Корпорация «ВСМПО-Ависма» ввела в эксплуатацию новую вакуумно-дуговую печь.

Цель ввода нового оборудования — улучшение качества титановых слитков, используемых для изготовления поковок, а также снижение объема отходов.

Серия пробных плавов прошла практически без замечаний, специалисты уверены, что печь оправдает возлагаемые на нее надежды. Агрегат способен контролировать остаток расходного электрода, менять, согласно заданным параметрам, скорость плавления, выполнять задачи, недоступные ныне действующим агрегатам плавильно-литейного комплекса «ВСМПО-Ависмы».

Перед технологами открыт настоящий полигон для исследований и построения процесса приготовления идеального продукта. «Одна из основных задач нового оборудования — улучшение проплава поверхности слитка. Такой слиток ковать легче, и отходов от него меньше. И новая печь выдала отличный результат», — отметил начальник плавильного производства цеха № 32 Анатолий Попов.

<http://www.metalinfo.ru/ru/news>
Источник: Уралинформбюро



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2013 г.

Автор(ы) и название статьи	№ журнала	Автор(ы) и название статьи	№ журнала
95-летие Национальной академии наук Украины и ее президента Бориса Евгеньевича Патона	4	Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Нероденко Л. М., Оноприенко Е. В., Микитчик А. В. Исследование сопротивления слоя $ZrO_2-8\% Y_2O_3$ конденсационных покрытий против воздействия оксидов кальция, магния, алюминия и кремния (CMAS)	3
Патон Б. Е. Исследования и разработки ИЭС им. Е. О. Патона для современной энергетики	4	ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Гнатушенко А. В., Игнатов А. П. Электрошлаковая плавка с использованием кислых шлаков	2	Дабига Е. В., Лещук А. А., Бондарь И. В., Борисова Н. Н. Получение эрозионно- и жаростойких многослойных покрытий для лопаток ГТД способом микро-электродугового ионно-плазменного вакуумного распыления материалов	1
Ивочкин Ю. П., Тепляков И. О., Протокилов И. В. Физическое моделирование электровихревых течений при ЭШП	1	Жиров Д. М. Влияние основности шлакового расплава на процесс плазменно-дугового жидкофазного восстановления железа газами	2
Махненко В. И., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Полишко А. А., Федоровский Б. Б., Григоренко С. Г., Зайцев В. А. Моделирование процесса изготовления крупных полых слитков из высоколегированных сталей и сплавов способом ЭШН ЖМ	3	Коледа В. Н., Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р. Оптимизация плазменно-дуговой выплавки ферросплавов из отходов тугоплавких и высокорекреакционных металлов на дисперсной подложке	3
Медовар Л. Б., Стовпченко А. П., Головачев А. Н., Федоровский Б. Б. ЭШП и современные подходы к управлению затвердеванием крупного кузнечного слитка	3	Литвиненко А. И., Жудра А. П., Белый А. И. Анализ и кинетика процесса	2
Назарчук А. Т., Протокилов И. В., Порохонько В. Б. Особенности создания импульсных магнитных полей для магнитоуправляемой электрошлаковой плавки	4	Петров С. В. Плазменный процесс получения «солнечного» кремния	3
Протокилов И. В., Петров Д. А., Порохонько В. Б., Бабич Л. М. Изготовление расходуемых электродов для магнитоуправляемой электрошлаковой плавки титана	3	Тунник А. Ю. Структура и фазовые превращения в композиционных частицах, происходящие при плазменном напылении	2
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ		Шаповалов В. А., Жиров Д. М., Бурнашев В. Р. Исследование стабильности дуги плазматрона с заглубленным катодом	2
Ахонин С. В., Северин А. Ю., Березос В. А., Ерохин А. Г. Математическое моделирование процессов испарения при выплавке слитков многокомпонентных титановых сплавов в электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью	4	Цветков Ю. В., Николаев А. В., Самохин А. В. Плазменные процессы в металлургии и технологии неорганических материалов	4
Березос В. А. Электронно-лучевая очистка кристаллического кремния	3	Цыкуленко К. А., Шаповалов В. А., Степаненко В. В., Жиров Д. М. Вихревой эффект и газодинамика в полом электроде плазматрона	4
Мушегян В. О. Влияние параметров ЭЛПЕ на свойства слитков молибдена и сплавов на его основе	1	ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ	
Мушегян В. О. Новая технология получения молибденового прутка с использованием электронно-лучевой плавки	2	Жарди А. Численное моделирование и экспериментальные исследования процессов переплава	4
Пузрин А. Л., Северин А. Ю. Способ электронно-лучевой плавки низколегированного титанового сплава Grade 12	1	ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Собко-Нестерук О. Е., Третьак Н. Г., Чайка Н. В., Горгуль С. И., Медведев М. И., Беспалова Н. А. Производство горячепрессованных и холоднодеформированных труб из литой полый заготовки титанового сплава BT1-0, изготовленной способом электронно-лучевой плавки	1	Григоренко Г. М., Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Степаненко В. В. Рафинирование кремния при плавке во взвешенном состоянии	1
Стедьмах Я. А., Крушинская Л. А., Курапов Ю. А., Литвин С. Е., Оранская Е. И. Композиционный наноматериал системы Al_2O_3-Ag , полученный способом электронно-лучевого осаждения в вакууме	2	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Устинов А. И., Мельниченко Т. В., Шишкин А. Е. Деформационное поведение многослойных вакуумных конденсатов Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок	4	Григоренко Г. М., Костин В. А. Прогнозирование температур фазовых превращений в высокопрочных низколегированных сталях	1
		Задорожнюк О. М., Капитанчук Л. М., Смиян О. Д., Буткова Е. И. Новые возможности для проведения металловедческих исследований основного металла и сварных соединений	2
		Крикент И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Пиплюк В. П. Численное моделирование сильнооточного дугового разряда в установке ковш-печь постоянного тока	3
		Мельниченко Т. В. Структурообразование в многослойной реакционной системе Ti/Al	2



Автор(ы) и название статьи	№ журнал
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ	
Гнатушенко А. В. Поведение магния при электрошлаковой плавке отходов алюминиевых магнийсодержащих сплавов	1
Никитюк Ю. Н., Григоренко Г. М., Зеленин В. И., Зеленин Е. В., Полещук М. А. Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ способом наплавки трением с перемешиванием	3
Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р., Степаненко В. В., Рейда Н. В. Переработка промышленных отходов металлопроизводства	1
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Белявин А. Ф., Федотов Д. А., Куренкова В. В., Хомич Д. П. Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Часть 1	1
Белявин А. Ф., Федотов Д. А., Куренкова В. В., Хомич Д. П. Восстановление монокристалльных рабочих лопаток с применением аргонодуговой наплавки и нанесения теплозащитного покрытия. Часть 2	2
Григоренко Г. М., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Степанюк С. Н., Полещук М. А., Зеленин Е. В. Особенности структуры биметаллических соединений разнородных металлов, полученных способом сварки трением с перемешиванием	4
Григоренко Г. М., Таранова Т. Г., Ахонин С. В., Задорожнюк О. М., Сабокарь В. К. Поведение силицидов системы Ti-Zr-Si и их влияние на свойства сварных соединений жаропрочных титановых сплавов, полученных способом прессовой сварки	3
РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ	
Цыкуленко К. А. Электрошлаковые технологии выплавки слитков. Жидкий металл или расходный электрод	2

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Адеева Л. И., №4
Ахонин С. В., №3 (2),4

Бабич Л. М., №3
Белый А. И., №2
Белявин А. Ф., №1,2
Березос В. А., №3 (2),4
Беспалов Н. А., №1
Биктагиров Ф. К., №1,2,3
Бондарь И. В., №1
Борисова Н. Н., №1
Бурнашев В. Р., №1,2,3
Буткова Е. И., №2

Гнатушенко А. В., №1(2)
Головачев А. Н., №3
Горгуль С. И., №1
Григоренко Г. М., №1(2),3(2),4
Григоренко С. Г., №3

Дабижа Е. В., №1
Демченко В. Ф., №3

Ерохин А. Г., №4

Жарди А., №4
Жиров Д. М., №2(2),4
Жудра А. П., №2

Задорожнюк О. М., №2,3
Зайцев В. А., №3
Зеленин В. И., №3
Зеленин Е. В., №3,4

Игнатов А. П., №2
Ивочкин Ю. П., №2

Капитанчук Л. М., №2
Клочков И. Н., №3
Коледа В. Н., №3
Костин В. А., №1
Кривцун И. В., №3
Крикент И. В., №3
Крушинская Л. А., №2
Курапов Ю. А., №2
Куренкова В. В., №1,2

Лещук А. А., №1
Литвин С. Е., №2
Литвиненко А. И., №2

Махненко В. И., №3
Медведев М. И., №1
Медовар Л. Б., №3(2)
Мельниченко Т. В., №2,4
Микитчик А. В., №3
Мушегян В. О., №1,2

Автор(ы) и название статьи	№ журнал
Шаповалов В. А., Цыкуленко К. А. Качество крупнотоннажных слитков, отливаемых в изложнице (Аналитический обзор)	1
ИНФОРМАЦИЯ	
Ахонин С. В., Березос В. А. XI Международная конференция «Ti-2013 в СНГ»	3
Б. А. Мовчану — 85	1
В. Я. Саенко — 75	2
Диссертации на соискание ученой степени Ивану Васильевичу Шейко — 70 лет!	1, 2
Календарь конференций и выставок на 2013 г.	4
Клочков И. Н. VII научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»	1
Новые книги	3
Н. Т. Шевченко — 75	1,4
Памяти Александра Георгиевича Шалимова	3
Памяти В. И. Махненко	4
Правила для авторов журнала «Современная электрометаллургия»	1
Рефераты отчетов по трехгодичным темам, завершенным в 2012 году, по направлению «Металлургия и материаловедение»	1
Рябцев И. А. Научно-техническая конференция «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, сооружений и машин»	2
Рябцев И. А. Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук	1
Указатель статей, опубликованных в 2013 г.	2
Указатель авторов	4
Юбилейная сессия общего собрания Национальной академии наук Украины	4

Назарчук А. Т., №4
Нероденко Л. М., №3
Никитенко Ю. А., №1
Никитюк Ю. Н., №3
Николаев А. В., №4

Онопrienko Е. В., №3
Оранская Е. И., №2

Патон Б. Е., №4
Петров Д. А., №3
Петров С. В., №3
Пиптюк В. П., №3
Полещук М. А., №3,4
Полишко А. А., №3
Порохонько В. Б., №3,4
Протокилов И. В., №1,3,4
Пузрин А. Л., №1

Рейда Н. В., №1
Рудой Ю. Э., №3
Рябцев И. А., №1,2

Сабокарь В. К., №3
Саенко В. Я., №3
Самохин А. В., №4
Северин А. Ю., №1,4
Смийан О. Д., №2

Собко-Нестерук О. Е., №1
Стельмах Я. А., №2
Степаненко В. В., №1(2),4
Степанюк С. Н., №4
Стопченко А. П., №3

Таранова Т. Г., №3
Тепляков И. О., №2
Третьак Н. Г., №1
Туник А. Ю., №2,4

Устинов А. И., №4
Федоровский Б. Б., №3(2)

Федотов Д. А., №1,2
Хомич Д. П., №1,2

Цветков Ю. В., №4
Цыкуленко К. А., №2,4

Чайка Н. В., №1

Шаповалов В. А., №1(3),2(3),4

Шейко И. В., №1
Шишкин А. Е., №4

Яковчук К. Ю., №3
Якуша В. В., №1



ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

«Современная электрометаллургия»*

1. Стандартный объем статьи 8–10 страниц текста (включая таблицы, библиографический список, рефераты, 5–6 рисунков; объем обзорной статьи может быть увеличен до 12–14 страниц). Текст печатается через 2 интервала шрифтом Times New Roman, 12 кегль.

Материал должен быть изложен кратко, без повторений в тексте данных таблиц и рисунков. На литературу, таблицы и рисунки давать ссылки в тексте.

Рисунки не следует перегружать второстепенными данными. Физические единицы и обозначения необходимо давать в Международной системе единиц СИ.

Публикацию статьи ускорит представление ее в электронном виде по e-mail в формате Word for Windows. Иллюстрации представляются в отдельных файлах в формате *.tiff (300 dpi) для растровой графики или *.cdr (версии не выше 11.0, 600 dpi) для векторной.

2. В статье должно быть не более 5 авторов (других, принимавших участие в работе, можно указать в сноске). В сведениях об авторах следует указывать место работы, должность, ученую степень, домашний адрес, телефон, адрес электронной почты (если такой есть). Кроме того, следует указать почтовый адрес организации, в которой работает автор на русском и английском языках (взять с официального сайта) и адрес электронной почты.

3. Статья должна включать реферат (объем 1400–1600 знаков с одним пробелом между словами) и ключевые слова (от 7 до 10 слов) на русском и английском языках. Реферат должен достаточно полно раскрывать содержание статьи. В нем должны быть четко поставлены цели и задачи, приведены методы, результаты, область применения и выводы.

4. Каждая статья должна содержать библиографический список, включающий не менее 8–10 ссылок (ссылки на собственные работы авторов и организацию, в которой работает автор, должны составлять не более четверти списка; ссылки на источники от 2000 г. обязательны).

Упомянутую в статье литературу следует оформлять в следующем порядке:

для книг — фамилия, инициалы автора(ов), полное название, город, издательство, год издания, общее количество страниц;

для журнальных статей — фамилия, инициалы автора(ов), название статьи, журнал, год издания, том, номер или выпуск, страницы (иностранные издания приводятся на языке оригинала);

для статей в сборнике — название статьи, авторы, название сборника, номер выпуска или тома, место издания, издательство (или издающая организация), страницы начала и конца статьи;

для интернет-ссылок — название ресурса, режим доступа.

5. Рукопись статьи должна быть подписана всеми авторами (или одним автором от имени авторского коллектива). К рукописи прилагается лицензионный договор по передаче авторских прав редакции журнала на публикацию статьи. Форма договора на сайте www.paton.kiev.ua или может быть выслана редакцией по электронной почте (по запросу).

Несоответствие подаваемых в редакцию материалов по пп. 1–5 настоящих правил может служить поводом для отказа в публикации.

Коллектив авторов опубликованной статьи имеет право получить без оплаты один экземпляр соответствующего номера журнала (при наличии запроса).

Публикация статей в журнале бесплатная, гонорар не выплачивается.

Украина, 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Тел./факс: (38044) 200 82 77; 200 54 84; тел.: (38044) 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com; www.rucont.ru

* Международный научно-теоретический и производственный журнал «Современная электрометаллургия» издается ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ ежеквартально с 1985 г. на русском языке (с 1985 по 2002 гг. издавался под названием «Проблемы специальной электрометаллургии»), ISSN 0233-7681, подписной индекс 70693. Английская версия журнала переиздается под названием «Advances in Electrometallurgy» с 2009 г. (ISSN 1810-0384) издательством «Cambridge International Science Publishing» (Великобритания).

**ПОДПИСКА – 2014 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
160 грн	320 грн	900 руб.	1800 руб.	30 дол. США	60 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Пресс-центр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Современная электрометаллургия» доступна на сайте: <http://www.rucont.ru>.



Подписка возможна как на отдельные выпуски журналов, так и на весь архив, включающий все выпуски, начиная с 2009 в формате *.pdf.

Доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»**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)

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77;
200-54-84; 205-22-07
E-mail: journal@paton.kiev.ua

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
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- **Стоимость рекламы и оплата**
- Цена договорная

- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 01.11.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,4. Усл. кр.-отг. 7,3. Уч.-изд. л. 9,4.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, пр. Акад. Вернадского, 34/1.