

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), Л. Б. Медовар,
Б. А. Мовчан, А. С. Письменный,
А. И. Устинов, В. А. Шаповалов
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
М. И. Гасик (НМетАУ, Днепропетровск, Украина),
О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Киев),
П. И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украина),
А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт титана», Запорожье,
Украина),
А. Д. Рябцев, А. А. Троянский (ДонНТУ, Украина)

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ**

Д. Аблизер

(Ун-т Лотарингии, Нанси, Франция),

Г. М. Григоренко

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

К. В. Григорович

(МИСиС, Москва, РФ),

А. А. Ильин

(МАТИ-РГТУ, Москва, РФ),

Б. Короушич

(Ин-т металлов и технол., Люблина, Словения),

С. Ф. Медина

(Нац. центр металлург. исслед., Мадрид, Испания),

А. Митчелл

(Ун-т Британской Колумбии, Канада),

Б. Е. Патон

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

Ц. В. Рашев

(Ин-т металлург. и технол. металлов,
София, Болгария),

Ж. Фокт

(Науч.-технол. ун-т Лилля, Франция),

Цоуха Джанг

Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители

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

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, А. И. Сулима

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

Институту электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины — 80 3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Протокилов И. В., Порохонько В. Б. Способы управления
кристаллизацией металла при ЭШП 7

Зайцев В. А., Полишко А. А., Романко Л. А. Исследование удельного
электрического сопротивления сталемедной зоны биметаллического
электрошлакового слитка-заготовки анода ДСП постоянного тока 16

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Ахонин С. В., Березос В. А., Крыжановский В. А., Пикулин А. Н.,
Ерохин А. Г.** Получение трубных заготовок из титанового сплава ВТ14
способом ЭЛП 21

Стельмах Я. А., Крушинская Л. А., Оранская Е. И. Формирование
нанокompозитов Al₂O₃-Co способом электронно-лучевого испарения в
вакууме 26

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Шаповалов В. А., Якуша В. В., Никитенко Ю. А., Долинченко В. В.,
Гниздыло А. Н., Жолудь В. В.** Изучение температурного поля
профилированных монокристаллов вольфрама, получаемых
плазменно-индукционным способом 31

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Федорчук В. Е., Биктагиров Ф. К. Технологические особенности
выплавки сложнoleгированных алюминиевых сплавов типа В96 36

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

**Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В.,
Степаненко В. В.** Магниты Nd-Fe-B с наноразмерной структурой 40

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

**Крикент И. В., Самохвалов С. Е., Кабаков Д. Ю., Кривцун И. В.,
Демченко В. Ф., Пингюк В. П., Греков С. В.** Численное исследование
гидродинамики расплава в установке ковш-печь постоянного тока 45

ИНФОРМАЦИЯ

Рябцев И. А. 19-я сессия Научного совета по новым материалам
при Комитете по естественным наукам МААН 50

Ахонин С. В. XII Международная конференция «Ti-2014 в СНГ» 53

М. И. Гасику — 85 54

Г. М. Григоренко — 75 55

А. К. Цыгуленко — 75 56

Л. Б. Медовару — 60 56

*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*

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

S.V. Akhonin, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), L. B. Medovar,

B. A. Movchan, A. S. Pismenny,

A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

M. I. Gasik (NMetAU, Dnipropetrovsk),

O. M. Ivasishin

(Institute of Metal Physics, Kyiv, Ukraine),

P. I. Loboda (NTUU «KPI», Kyiv, Ukraine),

A. N. Petrunko

(Institute of the Titan, Zaporozhye, Ukraine),

A. D. Ryabtsev, A. A. Troyansky

(DonNTU, Donetsk, Ukraine)

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL**

D. Ablitzer

(Universite de Lorraine, Nancy, France),

G. M. Grigorenko

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

K. V. Grigorovich

(MISIS, Moscow, Russia),

A. A. Iljin

(MATI, Moscow, Russia),

B. Koroushich

(IMT, Ljubljana, Slovenia),

S. F. Medina

(CENIM, Madrid, Spain),

A. Mitchell

(University of British Columbia, Canada),

B. E. Paton

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

Ts. V. Rashev

(Institute of Metal Science, Sofia, Bulgaria),

J. Foct

(Universite de Lille, France),

Zhouhua Jiang

Notheastern University, Shenyang, China

Founders

The National Academy of Sciences of Ukraine

The E. O. Paton Electric Welding Institute

International Association «Welding» (Publisher)

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU,

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, A. I. Sulima

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

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU is 80 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B. Methods to control metal solidification
in ESR 7

Zaitsev V.A., Polishko A.A., Romanko L.A. Investigation of specific electric
resistance of steel-copper zone of bimetal electroslag ingot-billet of D.C. ASF
anode 16

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S.V., Berezos V.A., Kryzhanovskii V.A., Pikulin A.N., Erokhin A.G.
Production of tubular billets from VT14 titanium alloy by EBM process 21

Stelmakh Ya.A., Krushinskaya L.A., Oranskaya E.I. Formation of Al₂O₃-Co
nanocomposites by vacuum electron beam evaporation 26

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

**Shapovalov V.A., Yakusha V.V., Nikitenko Yu.A., Dolinenko V.V.,
Gnizdylo A.N., Zholud V.V.** Studying the temperature field of profiled
tungsten single-crystals produced by plasma-induction process 31

VACUUM-INDUCTION MELTING

Fedorchuk V.E., Biktagirov F.K. Technological features of melting complex
aluminium alloys of V96 type 36

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

**Shapovalov V.A., Sheiko I.V., Nikitenko Yu.A., Yakusha V.V.,
Stepanenko V.V.** Nd-Fe-B magnets with nanosized structure 40

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

**Krikent I.V., Samokhvalov S.E., Kabakov D.Yu., Krivtsun I.V.,
Demchenko V.F., Piptyuk V.P., Grekov S.V.** Numerical study of melt
hydrodynamics in D.C. ladle-furnace unit 45

INFORMATION

Ryabtsev I.A. 19th Session of Scientific Council on New Materials at the
Committee on Natural Sciences of IAAS 50

Akhonin S.V. XII International Conference «Ti-2014 in CIS» 53

M.I. Gasik is 85 54

G.M. Grigorenko is 75 55

A.K. Tsikuleko is 75 56

L.B. Medovar is 60 56

«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

ИНСТИТУТУ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ — 80



Академик Е. О. Патон

Институт электросварки создан академиком Евгением Оскаровичем Патонам в составе Всеукраинской Академии наук в 1934 г. на базе электросварочной лаборатории при Кафедре инженерных сооружений ВУАН и электросварочного комитета. Становление и вся последующая деятельность Института электросварки (ИЭС) связаны с именем этого выдающегося инженера и ученого. Он определил основные научные направления института в области технологии сварки и сварных конструкций, которые актуальны и сегодня.

Е. О. Патон сумел предвосхитить огромные перспективы развития технологии электрической сварки металлов. Убедительным подтверждением этого научного предвидения есть тот непреложный факт, что сегодня сварка является ведущим технологическим процессом неразъемного соединения металлических и неметаллических материалов. В этом отражается значительный вклад коллектива института за 80 лет его деятельности.

На первом этапе специалистами института была доказана принципиальная возможность изготовления сварных конструкций, не уступающих по своей прочности и надежности клепаным, а по ряду показателей значительно их превосходящих. Это послужило основой для массового применения сварки в дальнейшем. В 1930-е гг. в институте было научно обосновано представление о дуговой сварке как металлургическом процессе и под руководством Е. О. Патона проведены исследования по ее автоматизации. К 1940 г. была завершена разработка и начато внедрение на заводах страны высокопроизводительного процесса сварки под флюсом. Решающее значение приобрела автоматическая сварка под флюсом в годы Второй мировой войны. Непосредственно в цехах танкового завода на Урале сотрудники института разработали и внедрили технологию автоматической сварки броневой стали, позволившую создать поточное производство сварных корпусов танков Т34 и механизировать сварку другой военной техники.

Довоенный и военный этапы в деятельности института — период становления научной школы, убедительным подтверждением авторитета которой явилось присвоение институту в 1945 г. имени Евгения Оскаровича Патона. Решение главной задачи — повышение производительности и уровня механизации сварочных работ — требовало непрерывного расширения в институте исследований по изысканию новых способов и приемов механизированной сварки, естественно, без сокращения работ по увеличению рациональных об-

ластей применения дуговой сварки под флюсом. Поиск возможности сварки под флюсом швов, расположенных в различных пространственных положениях, завершился созданием под руководством Е. О. Патона способа принудительного формирования сварного шва, который положил начало механизации дуговой сварки швов на вертикальной плоскости.

12 августа 1953 г. на 84-м году оборвалась жизнь Евгения Оскаровича Патона, человека, вписавшего яркую страницу в историю отечественной науки и техники. С 1953 г. и до настоящего времени директором института является его сын, академик Борис Евгеньевич Патон.

Одним из наиболее значительных достижений института начала 1950-х гг. стало создание новой технологии сварки плавлением металла больших толщин — электрошлаковой, которая в корне изменила технологию производства тяжелых станин, котлов, гидроагрегатов и других уникальных сварно-прокатных, сварно-литых конструкций. Ее применение позволило в значительном диапазоне толщин получить сварные соединения высокого качества.

Позднее создан способ сварки в углекислом газе тонкой проволокой, получивший широкое применение в промышленности и обеспечивший значительный рост уровня механизации сварочных работ. Дальнейшим развитием газозащитной сварки плавящимся электродом стали разработка процесса и оборудования для импульсно-дуговой сварки, сварки в смесях активных и инертных газов.

В конце 1950-х гг. в институте активно начались исследования в области электронно-лучевой сварки. Усилия ученых были направлены на исследование физико-металлургических процессов при воздействии мощного (до 100 кВт) острофокусного пучка электронов на толстолистовые (150... 200 мм) конструкционные материалы. Особенно важной задачей, с которой институт успешно справился, являлась разработка технологии замыкания кольцевых швов, которая обеспечивала отсутствие корневых дефектов в виде раковин, пор и несплошностей. За последние 10 лет введено в промышленную эксплуатацию более 60 комплектов различного оборудования для ЭЛС, включая установки с объемом вакуумных камер до 100 м³.

Дальнейшим этапом развития лучевой технологии явилось ее применение для целей сварки и резки лазером. Проводятся систематические исследования в области импульсной и непрерывной лазерной сварки. В последнее время специалистами институ-



Академик Б. Е. Патон



та разработаны гибридные источники нагрева — лазер–дуга, лазер–плазма.

Получили развитие исследования по всем основным направлениям сварки давлением — стыковой контактной оплавлением и сопротивлением, точечной сварке, трением, диффузионной сварке.

Изучены физические и технологические особенности новых технологических процессов контактной сварки оплавлением, созданы системы автоматического управления и диагностики качества соединений. На базе новых технологий разработано и освоено производство нескольких поколений специализированных и универсальных машин для контактной стыковой сварки деталей широкого сортамента из низколегированных и высокопрочных сталей с площадью поперечного сечения до 200 тыс. мм², а также сплавов алюминия, титана, хрома, меди. Наиболее массовое применение нашли машины для сварки рельсов различных категорий в полевых и стационарных условиях, выпускаемые серийно на Каховском заводе электросварочного оборудования, машины для сварки труб диаметром от 150 до 1420 мм при строительстве магистральных трубопроводов, установки для сварки элементов конструкций аэрокосмической техники. Оборудование для контактной сварки рельсов экспортируется во многие страны мира.

На протяжении многих лет институт проводит исследования по сварке в космосе. В 1969 г. на борту космического корабля «Союз-6» летчик-космонавт В. Кубасов впервые в мире осуществил уникальный эксперимент по сварке электронным лучом, плазмой и плавящимся электродом на установке «Вулкан», созданной в ИЭС. Так было положено начало космической технологии, имеющей большое значение в программе освоения космического пространства. В 1984 г. был проведен чрезвычайно важный, подготовленный институтом, эксперимент на борту орбитальной станции в открытом космосе. Космонавты С. Савицкая и В. Джанибеков впервые в открытом космосе с помощью ручного электронно-лучевого инструмента выполнили сварку, пайку, резку и напыление.

Параллельно в институте решалась и такая сложная проблема, как механизация дуговой сварки под водой, которая приобрела большое значение в связи

с освоением шельфа Мирового океана. Специалисты института создали оборудование для механизированной дуговой сварки и резки специальной порошковой проволокой на глубинах до 200 м.

Интенсивное развитие современной техники сопровождается постоянным расширением сортамента конструкционных металлов и сплавов для сварных конструкций. В ходе исследований по изучению процессов, протекающих в сварочной ванне, созданы новые сварочные материалы: электроды, металлические и порошковые проволоки, флюсы, газовые смеси.

Исследования и научные разработки в области прочности сварных соединений и конструкций являются традиционными направлениями в тематике института, начало которым было положено Е. О. Патонам. Сегодня эти исследования носят многоплановый характер, что позволяет разрабатывать новые эффективные методы повышения надежности ответственных инженерных сооружений при статическом и циклическом нагружении. Проблема создания надежных сварных конструкций охватывает также вопросы выбора материалов, рациональных конструктивных решений, технологии изготовления и монтажа, снижения металлоемкости, которые институт успешно решает в содружестве со многими отраслевыми организациями и предприятиями. В последнее время ведутся интенсивные работы по повышению надежности, долговечности и ресурса сварных конструкций, а также созданию эффективных методов их диагностики.

Сегодня системы непрерывного мониторинга, созданные в институте, успешно работают на ряде нефтехимических производств с использованием связи по системе Интернет. Это позволяет строить контрольные и управляющие системы, которые дают возможность независимо от места расположения эксплуатирующейся конструкции наблюдать за ее состоянием из единого специализированного диагностического центра.

С начала 1950-х гг. по инициативе академика Б. Е. Патона в институте развернуты поисковые исследования и экспериментальные разработки по выявлению возможности использования свароч-

ных источников нагрева для получения металлов и сплавов особо высокого качества и надежности, на основе которых сформировалось еще одно основное научное направление в деятельности института: специальная электрометаллургия. Усилия и успехи коллектива в этой новой области обеспечили заметное продвижение в развитии современной качественной металлургии.

К новым электрометаллургическим процессам в первую очередь относится электрошлаковый переплав расходуемого электрода в водоохлаждаемую изложницу. Фундаментальные исследования электрошлакового процесса, его физико-химических, металлургических и электротехнических особенностей обеспечили передовые позиции института в разработке и применении электрошлаковой технологии, включая переплав, наплавку, литье, подпитку и др.

В последние годы в институте выполнен комплекс научно-исследовательских работ, послуживших основой для разработки нового поколения электрошлаковых технологий, основанных на получении слитков и заготовок непосредственно из жидкого металла без переплава расходуемых электродов. Эти технологии запатентованы в Украине и за рубежом и реализованы в промышленности. В частности, на Ново-Краматорском машиностроительном заводе на основе этих технологий создан уникальный комплекс по производству биметаллических прокатных валков.

В институте созданы еще две электрометаллургические технологии: плазменно-дуговая и электронно-лучевая. Разработка техники и технологии этих переплавных процессов велась параллельно с фундаментальными исследованиями физико-металлургических особенностей рафинирования в контролируемой атмосфере или вакууме и процессов кристаллизации сталей, сложнолегированных сплавов, цветных и тугоплавких металлов.

Плазменно-дуговой переплав, благодаря систематическим исследованиям высокотемпературных систем газ–металл, открыл широкие возможности для производства нового класса конструкционных материалов — высокоазотистых сталей. Создание мощных плазмотронов для металлургии позволило институту «войти» в большую металлургию — были разработаны новые конструкции установок типа «ковш–печь» емкостью до 100 т. Качество металла, полученного в этих установках, не уступает электрошлаковому.

Совместными усилиями ученых института, отраслевых НИИ и производителей создана совершенная электронно-лучевая техника, а технология электронно-лучевого переплава в вакууме стала незаменимым процессом получения особо качественных материалов в металлургии и машиностроении. Работы в этом направлении в настоящее время сконцентрированы в созданном при институте научно-инженерном центре «Титан».

Исследования процесса испарения в вакууме металлических и неметаллических материалов и их последующей конденсации как основы для парофазной металлургии открыли возможность получения покры-

тий из различных материалов, включая жаростойкие, тугоплавкие и композитные, позволили в широких пределах регулировать состав, структуру и свойства осажденных слоев. Толщина наносимых покрытий в зависимости от назначения регулируется от десятка микрон до нескольких миллиметров.

В начале 1980-х гг. в институте формируется новое научное направление, связанное с созданием новых и совершенствованием существующих технологических процессов термического нанесения защитных и износостойких покрытий. В настоящее время институт развивает практически все современные процессы нанесения защитных и упрочняющих покрытий. Разработаны технология и установки для плазменно-дугового напыления износостойких покрытий, а также установки для детонационного напыления, которые могут эксплуатироваться с применением различных рабочих газов (ацетилена, пропана, водорода).

Результатом исследований и разработок в области строительных сварных конструкций, выполненных учеными ИЭС, стало создание ряда выдающихся сооружений, к которым прежде всего относится уникальный цельносварной мост имени Е. О. Патона через Днепр. Принципы, подходы и конструктивно-технологические решения, используемые при его проектировании и сооружении, открыли дорогу широкому применению сварки в мостостроении. Этот мост получил признание Американского сварочного общества как выдающаяся сварная конструкция XX столетия. Опыт строительства моста имени Е. О. Патона использован при постройке мостов через Днепр в Киеве (Южного, Московского, Гаваньского,





Подольско-Воскресенского, автодорожного и железнодорожного и мостов в Днепропетровске и Запорожье, а также моста через реку Смотрич в Каменец-Подольске. Совместно с НИИ «Укрпроект-стальконструкция» разработаны проекты и технологии строительства, которые успешно реализованы при возведении уникальных телевизионных башен в Киеве, Санкт-Петербурге, Ереване, Тбилиси, Витебске, Харькове. Технологии сварки, разработанные в ИЭС, были успешно применены при возведении грандиозного монумента «Родина-мать», а также при строительстве объектов Евро-2012 в Киеве.

В последние годы большое внимание уделяется реализации достижений современной науки и техники в практической медицине. В 1990-х гг. Б. Е. Патон предложил использовать сварку для соединения живых тканей и организовал творческий коллектив ученых ИЭС им. Е. О. Патона, Института хирургии и трансплантологии им. А. А. Шалимова, Центрального госпиталя Службы безопасности Украины и других медицинских учреждений. Это сотрудничество позволило создать новый способ соединения (сварки) мягких живых тканей. В ИЭС разработано современное оборудование для сварки живых тканей нескольких поколений и налажено его производство. Способ электросварки живых тканей применяется более чем в 50 клиниках Украины, с 2001 г. выполнено более 100 тысяч хирургических операций различного профиля, разработаны и применяются на практике более 130 новых хирургических методик.

Благодаря сочетанию целенаправленных фундаментальных теоретических исследований с инженерно-прикладными разработками, тесным творческим связям с промышленными предприятиями в реализации технологических новшеств институт за прошедшие 80 лет своей деятельности превратился в крупнейший в стране и мире научно-исследовательский центр в области сварки и родственных технологий.

Сегодня в институте работает 1560 человек. Научный потенциал института составляют 440 научных сотрудников, среди которых 8 академиков и 4 члена-корреспондента НАН Украины, 72 доктора наук и более 200 кандидатов наук.

Результаты работ института подтверждены лицензиями и полученными патентами, — продано более 150 лицензий в США, Германию, Японию, Россию, Швецию, Францию, Китай и др. Получено около 2600 патентов Украины и стран ближнего и дальнего зарубежья, а также более 6500 авторских свидетельств.

За годы деятельности института более 60 наиболее выдающихся разработок, выполненных и внедренных в народное хозяйство сотрудниками института в содружестве с производственными коллективами, удостоены ленинских и государственных премий, а также различных премий Украины.

Институт поддерживает международные связи с ведущими центрами по сварке в Европе, США, Азии, является членом Международного института сварки и Европейской сварочной федерации.

Результаты исследований ученых института постоянно публикуются в журналах «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Современная электрометаллургия», «The Paton Welding Journal», которые имеют широкую читательскую аудиторию. В институте издаются также монографии, тематические сборники, труды конференций, справочники и другая книжная продукция. В институте работают специализированные советы по защите докторских и кандидатских диссертаций. Сотрудниками института защищено более 139 докторских и около 720 кандидатских диссертаций. Институт проводит различные конференции и семинары, организывает и принимает участие в национальных и международных выставках.

Благодаря внедрению разработок ИЭС в промышленность в Украине создано производство современных сварочных материалов и оборудования, что позволяет говорить о сварке как об одной из многих отраслей национальной экономики, имеющей стабильный положительный внешнеторговый баланс.

За прошедшие 80 лет коллектив института прошел славный путь. Сегодня — это коллектив единомышленников, приумножающий успехи патоновской научной школы, которая имеет мировое признание. Все направлено на дальнейшее развитие сварки и родственных процессов, а также решение базовых проблем промышленного производства.



УДК 669.187.56.001.3

СПОСОБЫ УПРАВЛЕНИЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ МЕТАЛЛА СЛИТКОВ ПРИ ЭШП

И. В. Протокилов, В. Б. Порохонько

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

Рассмотрены способы воздействия на кристаллизацию металла слитков при электрошлаковом переплаве, основанные на введении в расплав модифицирующих добавок и инокуляторов, импульсном электропитании, создании колебаний расплава, вращении расходуемого электрода, дугошлаковом переплаве, продувке ванны газами, применении токоподводящего кристаллизатора, электромагнитном воздействии. Описаны механизмы, обеспечивающие гомогенизацию и измельчение структуры металла, проанализированы преимущества и недостатки различных способов воздействия на электрошлаковый процесс. Показано, что несмотря на большое количество исследований, свидетельствующих о положительном влиянии рассмотренных способов воздействия на структуру и свойства слитков ЭШП, их результаты не нашли широкого промышленного применения из-за присущих им недостатков. Отмечено, что эффективным инструментом управления кристаллизацией металла при ЭШП являются внешние магнитные поля, позволяющие осуществлять бесконтактное силовое воздействие на расплавы шлаковой и металлической ванн. Для повышения эффективности воздействия на структуру металла предлагается использование импульсных магнитных полей, в том числе созданных разрядами емкостных накопителей на магнитный контур, и комплексных способов управления кристаллизацией слитков ЭШП, основанных на тепловых и гидродинамических механизмах. Библиогр. 44, ил. 10.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; внешнее физическое воздействие; слиток; металлическая ванна; кристаллизация; структура

Электрошлаковый переплав (ЭШП) имеет ряд технологических и металлургических преимуществ, обуславливающих эффективность его использования для получения слитков и слябов широкого класса металлов и сплавов [1–4]. Однако слитки ЭШП имеют крупнокристаллическую структуру со столбчатыми кристаллитами, вытянутыми в направлении теплоотода. Такое строение слитка способствует образованию в металле различных неоднородностей и ликвационных дефектов, наличие которых увеличивается с повышением степени легирования металла и сечения выплавляемого слитка. Кроме того, крупнозернистый металл плохо поддается деформационной обработке. Для достижения высоких показателей механических свойств и облегчения процесса деформации литого металла следует получать слитки с равноосной мелкозернистой структурой. Поэтому разработка способов управления процессом первичной кристаллизации слитков является важной и актуальной задачей дальнейшего совершенствования электрошлаковых технологий.

Существуют различные способы и технологические приемы управления кристаллизацией металла

при ЭШП, основанные на использовании металлургических механизмов и внешних физических воздействий (рис. 1). Это введение в ванну частиц-модификаторов [1, 2, 5–8], микро- и макрохолодильников (инокуляторов), армирующих добавок [1, 2, 9, 10], создание в ванне упругих колебаний и различных механических вибраций [1, 2, 11–15], вращение расходуемого электрода [16, 17], продувка металлургической ванны газами (барботирование) [18–21], импульсное электропитание [22–25], электромагнитное воздействие [26–33] и др. Широкие возможности управления кристаллизацией открывает использование различных схем переплава с применением токоподводящего кристаллизатора [34–40], а также дугошлаковый переплав [41–44].

Одним из наиболее простых способов измельчения кристаллической структуры литого металла является введение в него нерастворимых частиц-модификаторов, стимулирующих образование центров кристаллизации. Наиболее применимы для этих целей редкоземельные металлы, бор, кальций, магний, барий, титан, соединения типа нитридов, оксидов, боридов, карбидов и пр.

© И. В. ПРОТОКОВИЛОВ, В. Б. ПОРОХОНЬКО, 2014



Рис. 1. Способы воздействия на кристаллизацию металла слитков при ЭШП

Способы модифицирования металла при ЭШП подробно описаны в работах [1, 2, 5–7]. Их особенностью является то, что модифицирующие вещества вводятся в жидкий металл преимущественно через расплавленный шлак (рис. 2, а), плотность которого совпадает с плотностью большинства модификаторов, что в свою очередь затрудняет их введение в металлическую ванну. Кроме того, продолжительное взаимодействие мелкодисперсных модификаторов со шлаковым расплавом может приводить к их дезактивации. Указанные недостатки не всегда позволяют обеспечить воспроизводимость положительных конечных результатов, т. е. улучшение служебных характеристик металла.

Для преодоления данных затруднений модификаторы вводят в порошкообразном состоянии через полый электрод (рис. 2, б) или в виде порошковой проволоки, подаваемой в плавильную зону. Также модификаторы можно вводить в расплав путем их восстановления из материалов, являющихся компонентами флюса [8]. Недостатком последнего способа является возможность истощения флюса по мере наплавления металла.

В целом эффективное использование модифицирования металла при ЭШП осложняется тем, что мелкодисперсные частицы трудно ввести в металл так, чтобы они равномерно распределились по всему сечению слитка.

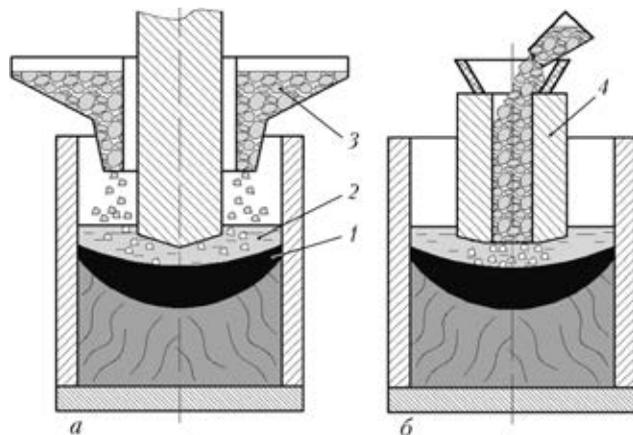


Рис. 2. Схемы введения в жидкометаллическую ванну модификаторов и инокуляторов-холодильников при ЭШП с подачи частиц на поверхность шлаковой ванны (а) и через полый электрод (б): 1 – металлическая ванна; 2 – шлаковая ванна; 3 – модифицирующие добавки (инокуляторы); 4 – полый электрод

При увеличении размера частиц их введение в жидкометаллическую ванну при ЭШП существенно облегчается. Поэтому предпочтительным является применение дисперсных инокуляторов-холодильников, размер которых варьируется в широком диапазоне – от 1 до 60 мм [1]. При этом их количество может достигать 40 % и более массы расплавляемого электродного металла.

Достоинство инокуляторов-холодильников заключается в том, что они могут быть введены непосредственно в область фронта кристаллизации, что коренным образом изменяет структуру и качество металла. Попадая в металлическую ванну, инокуляторы-холодильники играют роль подложек, на которых происходит кристаллизация окружающего расплава. В зависимости от размеров и массы инокуляторов они по-разному взаимодействуют с металлическим расплавом, растворяясь в нем полностью или частично. В последнем случае можно получить структуру, армированную инокулирующими добавками.

Возможны разные варианты введения холодильников в металлургическую ванну (рис. 2). Одни реализуются при использовании холодильников малого размера, другие – сверхкрупных холодильников [1, 2, 9, 10].

Анализируя данные исследования, можно сделать вывод, что использование инокуляторов при ЭШП способствует измельчению макроструктуры металла и подавлению макросегрегационных дефектов, повышению ударной вязкости и изотропности механических свойств металла. В то же время следует тщательно следить за равномерностью распределения частиц инокуляторов в объеме металла, их окисленностью, влажностью и пр. В противном случае может повышаться содержание неметаллических включений в металле и снижаться показатели его механических свойств.

Использование модификаторов и инокуляторов может приводить к изменению химического состава выплавляемого металла, что недопустимо для широкого класса специальных сталей и сплавов, в том числе сложнолегированных титановых, химический состав которых строго регламентирован.

Поэтому при электрошлаковых технологиях применяются способы внешнего физического воз-

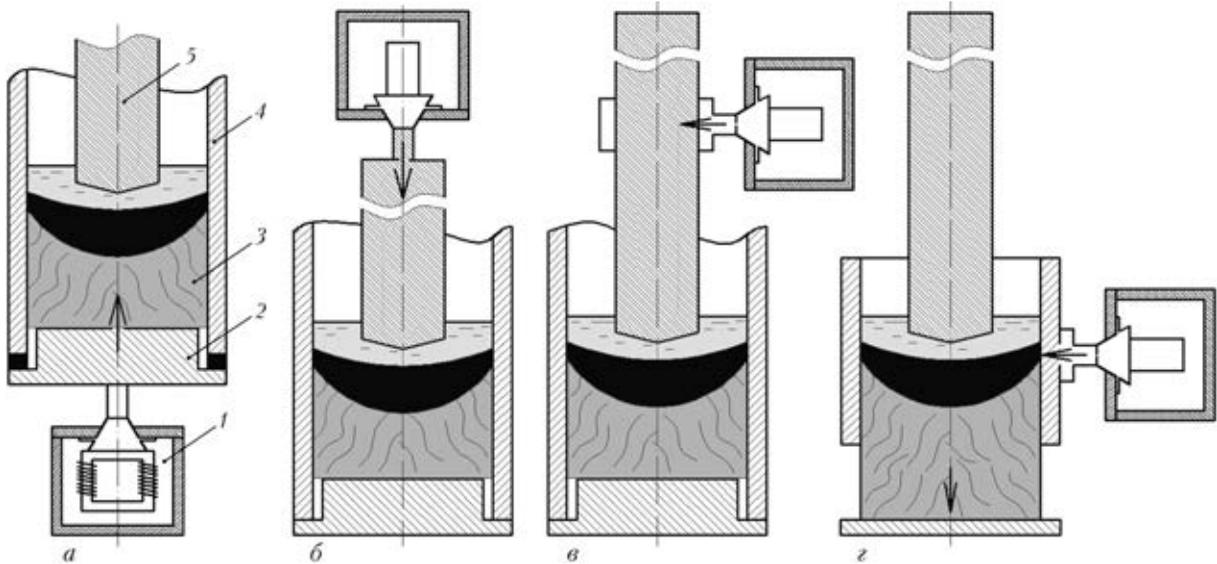


Рис. 3. Схемы введения механических колебаний при ЭШП через поддон (а), расходимый электрод (б, в), кристаллизатор (г): 1 – генератор упругих колебаний; 2 – поддон; 3 – слиток; 4 – кристаллизатор; 5 – расходимый электрод

действия на кристаллизацию металла, которые не изменяют его химический состав и не вносят посторонние примеси.

Одним из таких способов является механическая вибрация кристаллизующегося металла. Вибрация и вызванные ею упругие колебания разрушают образующиеся в переохлажденной жидкости кристаллы, увеличивая тем самым количество центров кристаллизации. Положительная роль вибраций и виброимпульсных воздействий на качество металла отмечена в работах [1, 2, 11–15]. Показано, что металл, закристаллизовавшийся под воздействием упругих колебаний, отличается более равноосным зерном, равномерным распределением упрочняющих фаз и существенным уменьшением размера микрозерна.

При ЭШП используются как низкочастотные (0,5...100,0 Гц), так и ультразвуковые колебания – 20 кГц и выше [1]. Степень диспергирования литой структуры повышается с увеличением частоты колебаний, при этом разрушение транскристаллитности происходит при 40...50 Гц и выше [1].

Некоторые способы введения в ванну механических колебаний приведены на рис. 3. Для их создания применяют электрогидроимпульсные, электрогидравлические, электромагнитные, пневматические, магнитострикционные, механические и другие преобразователи [15]. Наиболее распространенным является способ введения колебаний через поддон (рис. 3, а). Его особенность заключается в том, что осесимметричные упругие колебания передаются через поддон и слиток непосредственно на фронт кристаллизации металла, увеличивая эффективность его обработки. Однако следует учитывать, что с увеличением в процессе переплава высоты слитка изменяется резонансная частота колебательной системы, а сами колебания затухают [13].

При введении колебаний в ванну через расходимый электрод (рис. 3, б, в), помимо воздействия на кристаллизацию, появляется возможность

влиять на процессы каплеобразования электродного металла. Так, в работе [12] показано, что возбуждение ультразвуковых колебаний в электроде способствует увеличению среднего времени образования капли и ее размера. При этом развитие кавитационных процессов способствует улучшению условий взаимодействия капли с расплавленным шлаком и обеспечивает повышение степени рафинирования металла. Установлен факт повышения скорости плавления электрода при наложении изгибных на 20...30 % (рис. 3, в) и продольных на 5...10 % (рис. 3, б) ультразвуковых колебаний. Отмечено, что при одинаковом качественном воздействии эффективность изгибных колебаний выше, чем продольных.

Следует подчеркнуть, что применение ультразвуковых колебаний при ЭШП может иметь и негативные последствия, заключающиеся в ухудшении формирования поверхности слитков, снижении эффективности очищения металла от неметаллических включений и образовании полосчатости структуры по высоте слитка [1, 11].

При ЭШП значительная часть тепла, поступающего в металлическую ванну, передается с каплями электродного металла. Поэтому место расположения источника каплеобразования существенно влияет на форму металлической ванны и качество металла слитка.

Смещение зоны тепловыделения от центра к периферии ванны может быть достигнуто в процессе вращения расходимого электрода (рис. 4) [16, 17]. Суть способа заключается в придании электроду однонаправленного или реверсивного вращения вокруг своей оси (рис. 4, а, б) или оси ванны при асимметричном расположении электрода (рис. 4, в). Скорость вращения электрода зависит от его диаметра. Для электродов диаметром 40...250 мм она обычно составляет 30...90 об/мин [16–17].

Вращение электрода приводит к появлению центробежной силы, в результате воздействия которой

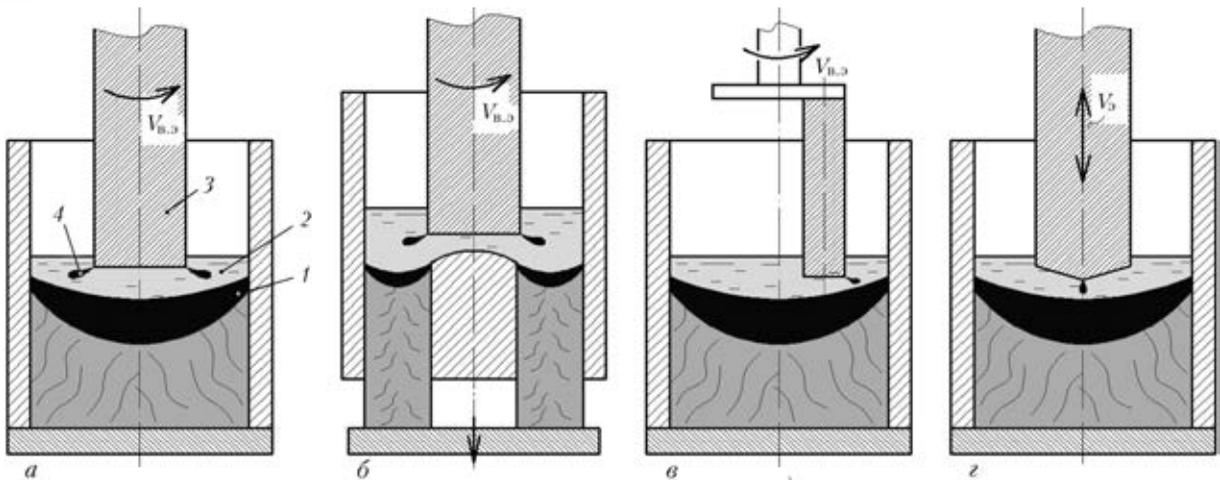


Рис. 4. Схемы ЭШП с вращением (а-б) и возвратно-поступательным перемещением (z) расходуемого электрода: 1 – металлическая ванна; 2 – шлаковая ванна; 3 – расходуемый электрод; 4 – капля электродного металла

достигают периферийного отрыва каплей металла от оплаваемого торца электрода и рассредоточения места их падения в металлическую ванну. Указанные эффекты позитивно влияют на форму и глубину металлической ванны и, как следствие, на направление роста кристаллов. Фронт кристаллизации становится более плоским, что обеспечивает рост кристаллов в осевом направлении. При этом уменьшается расстояние между осями кристаллов I и II порядка [17].

При ЭШП с вращением электрода рафинирующая способность процесса увеличивается, поскольку пленка на торце электрода более равномерна, толщина ее меньше, а капли проходят более длинный путь в шлаке.

В работе [16] показано, что при правильно выбранной скорости вращения расходуемого электрода можно достичь повышения производительности процесса ЭШП на 40 % и снизить расход электроэнергии на 30 %.

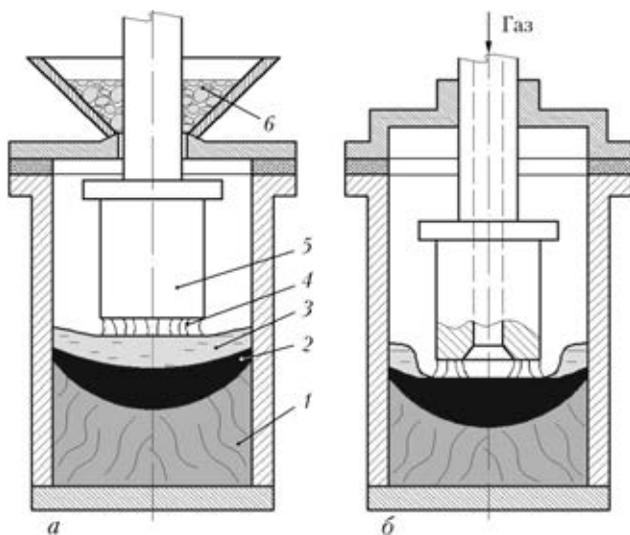


Рис. 5. Схемы ДШП с применением флюсового затвора (а) и в камерной печи с подачей газа в полость электрода (б) [42]: 1 – слиток; 2 – металлическая ванна; 3 – шлаковая ванна; 4 – электрическая дуга; 5 – расходуемый электрод; 6 – флюсовый затвор

При переплаве стали различных марок необходим выбор индивидуальной скорости вращения, а в случае скорости вращения выше оптимальной может резко возрастать содержание неметаллических включений мелкого размера [16].

Уменьшение глубины металлической ванны и улучшение условий кристаллизации слитка обеспечивает разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона способ дугошлакового переплава (ДШП) [41–44]. При ДШП расходуемый электрод оплавляется электрической дугой, горячей между его торцом и поверхностью шлаковой ванны. Для реализации ДШП необходимо обеспечить в зоне горения дуги контролируемую газовую атмосферу, что достигается с помощью применения флюсового затвора (рис. 5, а) или переплава в камерной печи (рис. 5, б).

Слой шлака, покрывающий жидкий металл, вызывает рассредоточение тепла от дуги по сечению металлической ванны, тем самым снижая ее глубину и делая фронт кристаллизации более плоским, чем при классическом ЭШП. Этому также способствует рассредоточенный перенос каплей в ванну, отрыв которых происходит по всему торцу электрода. Более равномерному распределению тепла по сечению ванны благоприятствует использование полого электрода, через полость которого осуществляется продувка газом (рис. 5, б).

По сравнению с ЭШП способ ДШП позволяет в 1,5 раза сократить расход электроэнергии и почти в 2 раза уменьшить расход флюса [42].

Принудительное механическое перемешивание расплава и воздействие на кристаллизацию металла может быть достигнуто в результате барботирования шлаковой и металлических ванн путем их продувки струями газов [4, 15, 18–21]. Для выполнения этой операции используют различные технологические схемы переплава с подачей газа через трубчатые элементы, размещенные вдоль боковой поверхности электрода (рис. 6, а), в полость электрода (рис. 6, б), в зазор между стенкой кристаллизатора и слитком (рис. 6, в), в отверстия в стенке кристаллизатора (рис. 6, г), в полость дорна при выплавке полых слитков (рис. 6, д) и др. Приме-

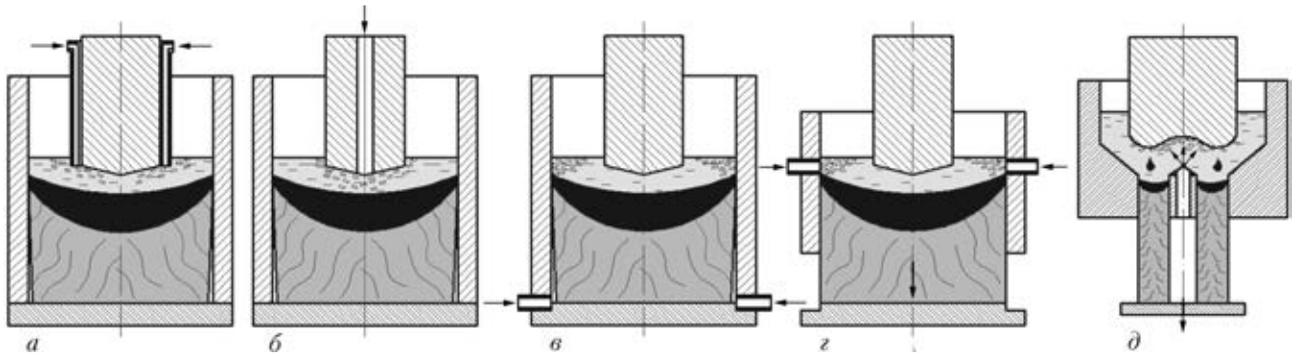


Рис. 6. Различные схемы (а–д) введения газовых смесей в шлаковую и металлическую ванны при ЭШП [4, 19]

няют преимущественно инертные газы, азот (есть сведения об использовании смеси азота и кислорода [21]). При выплавке высокорекреакционных металлов, таких как титан и его сплавы, допустимо использование только инертных газов (аргон, гелий).

Продувка газом способствует интенсивному перемешиванию расплава ванны, ускорению диффузионных процессов, удалению неметаллических и газовых включений, что приводит к благоприятному изменению структуры слитка и его физических свойств [15, 20].

При выплавке полых слитков подача газа через дорн навстречу расходуемому электроду обеспечивает его принудительное оплавление в центральной части и смещение очагов каплеобразования к периферии электрода, что улучшает технологичность процесса и качество слитка (рис. 6, д) [19].

Другим способом управления процессом первичной кристаллизации при ЭШП является принудительное периодическое изменение теплового и механического состояния металлической ванны с помощью импульсного питания электрошлакового процесса электрической энергией (модуляции мощности) (рис. 7) [22–25]. Благодаря тому, что шлаковая и металлическая ванны характеризуются значительной тепловой инерционностью, можно в широких пределах изменять режимы импульсного электропитания при сохранении устойчивости электрошлакового процесса и высокого качества формирования слитка.

Импульсное электропитание оказывает комплексное воздействие на электрошлаковый процесс, периодически изменяя теплое и гидродинамическое состояние ванны. Изменение за счет пауз электропитания температурного градиента в двухфазной зоне способствует более интенсивному зарождению кристаллов на фронте кристаллизации. При этом снижение тепловой мощности, выделяемой в шлаковой ванне, приводит к эквивалентному уменьшению объема металлической ванны. Кроме изменения температурного режима, периодическое изменение тока плавки вызывает механические колебания ванны. Все это приводит к измельчению литой структуры выплавляемого металла, подавлению ликвационных процессов и повышению изотропности его механических свойств.

В работе [24] показано, что импульсная модуляция мощности позволяет управлять каплеобразова-

нием электродного металла и тем самым повышать производительность электрошлакового процесса и его тепловой КПД.

Проведенные исследования свидетельствуют об эффективности технологии импульсного питания при ЭШП для получения шарикоподшипниковых, быстрорежущих, инструментальных и других сталей [22, 23], а также титана [25].

Следует отметить, что сегодня с появлением мощных силовых полупроводниковых приборов и современных микропроцессорных систем возможности импульсного регулирования мощности при ЭШП существенно расширились, что способствует повышению перспективности использования данного способа воздействия в электрошлаковых технологиях.

Большие возможности управления глубиной и формой металлической ванны, а следовательно, и структурой выплавляемого слитка, открывает использование различных схем ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе (рис. 8) [34–40]. В данном случае кристаллизатор является не только устройством, формирующим выплавляемый слиток, но и неплавящимся электродом, поддерживающим электрошлаковый процесс. Плавку можно осуществлять, используя расходуемый электрод с питанием по двухконтурной схеме (ЭШП ДС) (рис. 7, а), а также жидкий или некомпактный присадочные материалы (ЭШП ЖМ) (рис. 7, б, в).

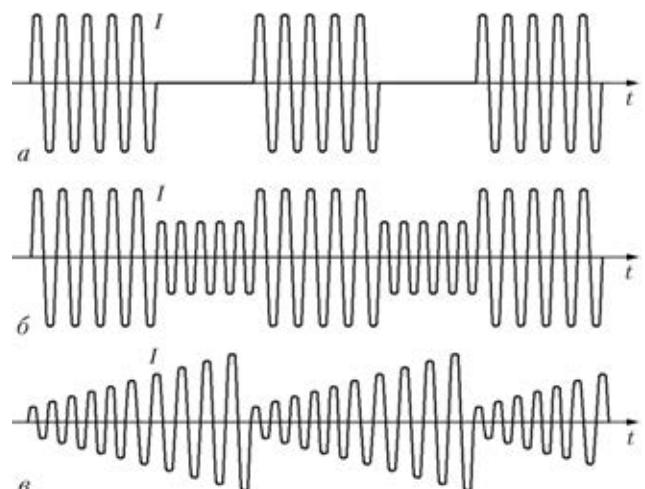


Рис. 7. Осциллограммы тока плавки I при различных вариантах (а–в) импульсного электропитания [22, 24]

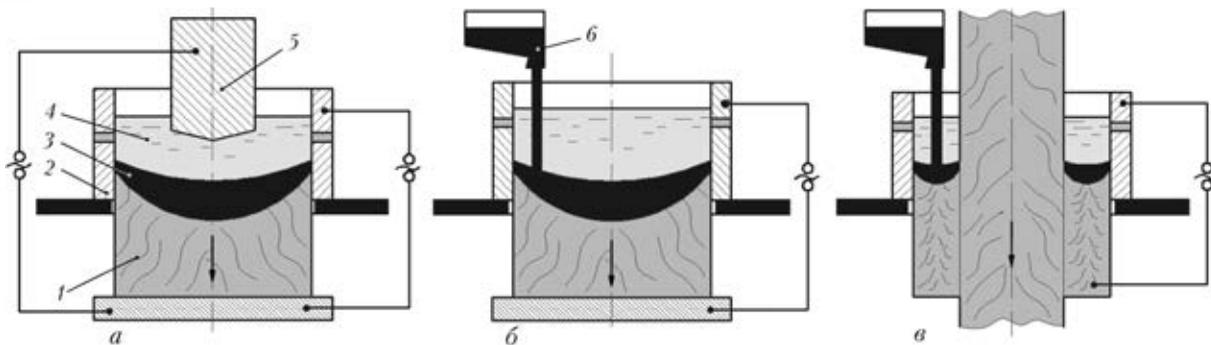


Рис. 8. Схемы электрошлаковых процессов в токоподводящем кристаллизаторе [35]: *а* – ЭШП ДС; *б* – ЭШП ЖМ; *в* – электрошлаковое укрупнение слитков; 1 – слиток; 2 – токоподводящий кристаллизатор; 3 – металлическая ванна; 4 – шлаковая ванна; 5 – расходимый электрод; 6 – миксер-дозатор

Периферийный характер тепловыделения при плавке в токоподводящем кристаллизаторе и отсутствие жесткой зависимости между температурным режимом и производительностью процесса позволяют получать практически любую линейную скорость плавки и форму металлической ванны. Если при канонической схеме ЭШП глубина металлической ванны обычно равна радиусу слитка, то при ЭШП в токоподводящем кристаллизаторе металлическая ванна может быть существенно меньше и иметь практически плоскую форму [34]. Это дает возможность бороться с сегрегационными явлениями, уменьшая скорость переплава без ухудшения качества поверхности слитка.

Следует отметить, что использование токоподводящего кристаллизатора позволяет организовать принудительное вращение расплава шлаковой ванны, благодаря чему обеспечивается выравнивание температуры по периметру токоподводящей секции и равномерное температурное поле ванны жидкого металла [37, 40].

Схемы ЭШП с использованием токоподводящего кристаллизатора представляются наиболее перспективными для получения слитков из сложнолегированных сталей и сплавов, композиционных слитков и крупных кузнечных слитков [35–39].

Эффективным инструментом управления тепло-массопереносом и кристаллизацией металла при ЭШП являются внешние магнитные поля [26]. Преимущество их использования заключается в возможности бесконтактного силового воздействия на расплавы шлаковой и металлической ванн. Следует

отметить, что электрошлаковый процесс является благоприятным с точки зрения электромагнитного управления. Этому способствует наличие широкого диапазона устойчивых режимов его протекания, а также высоких рабочих токов, проходящих через расплавы шлака и металла, что позволяет их использовать для электромагнитного управления.

Физический механизм электромагнитного воздействия на процесс ЭШП основан на взаимодействии внешнего магнитного поля с электрическим током плавки, вследствие которого в ванне формируются объемные электромагнитные силы, создающие силовое воздействие на расплавы металла и шлака, изменяя тем самым гидродинамическую обстановку в ванне и условия кристаллизации металла.

Основными задачами электромагнитного воздействия при ЭШП являются повышение химической однородности выплавляемого металла и улучшение кристаллической структуры слитка. Кроме того, магнитные поля позволяют воздействовать на особенности плавления расходимого электрода, характер образования и отрыва капель электродного металла, траектории их движения в шлаковой ванне и тем самым добиваться нужных технологических и металлургических эффектов [26, 31].

Для воздействия на электрошлаковый процесс используют продольное (рис. 9, *а*), поперечное (рис. 9, *б*) и радиальное (рис. 9, *в*) магнитные поля. В зависимости от их частотных характеристик в металлургической ванне можно создать электровихревые течения или вибрацию расплава.

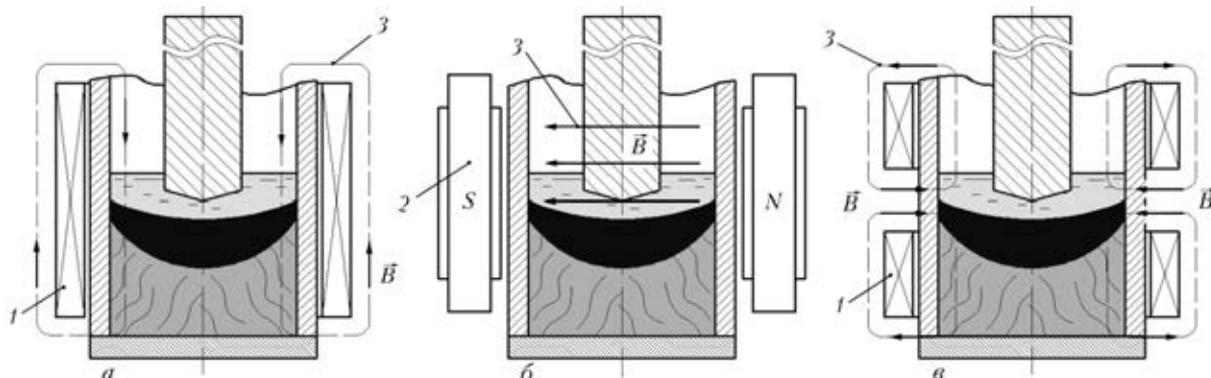


Рис. 9. Схемы ЭШП в продольном (*а*), поперечном (*б*) и радиальном (*в*) магнитных полях: 1 – соленоид; 2 – электромагнит; 3 – силовые линии магнитного поля



Уже в первых работах по ЭШП с наложением магнитных полей на зону плавки отмечались разориентация и измельчение кристаллической структуры слитка, снижение расхода электроэнергии и времени плавки [27, 28]. В последующих работах показано, что стационарное вращение расплава вокруг оси ванны, вызванное наложением переменного продольного и радиального магнитных полей, может приводить и к негативным эффектам — способствовать увеличению глубины металлической ванны и нежелательному изменению ее формы [29, 31]. С целью преодоления этого недостатка предложено использование реверсивных переменных магнитных полей, обеспечивающих периодическое изменение направления вращения расплава шлаковой ванны. Наиболее мелкая структура слитка получена при ЭШП с наложением радиального магнитного поля, реверсируемого с частотой 0,25 Гц [29].

Следует отметить, что введение в зону плавки переменного магнитного поля затруднительно ввиду экранирующего действия медного кристаллизатора. Для устранения эффекта короткозамкнутого витка кристаллизатор необходимо выполнять разрезным по вертикали с электрической изоляцией между секциями.

В работе [31] показана эффективность применения при ЭШП титана постоянных магнитных полей. В результате их взаимодействия с переменным током плавки создается возвратно-поступательное движение (вибрация) расплава с частотой 50 Гц. Использование поперечного магнитного поля (рис. 9, б) приводит также к вибрации расходоугольного электрода. Указанные эффекты способствуют увеличению частоты отрыва капель электродного металла с большим количеством очагов каплеобразования на торце электрода, выравниванию температурного поля в ванне, разрушению растущих в двухфазной области дендритов и, в конечном итоге, гомогенизации и измельчению структуры литого металла.

Нарушение осевой симметрии процесса при плавке в поперечном магнитном поле и громоздкость устройств для его создания усложняет практическое применение поперечных полей при ЭШП. Более технологичным является использование продольного поля, образованного соленоидом, охватывающим кристаллизатор (рис. 9, а).

В работах [31, 32] показано, что для эффективного воздействия на макроструктуру металла слитков диаметром 60...160 мм уровень индукции магнитного поля в рабочей зоне должен составлять примерно 0,14...0,3 Тл и выше. Причем с увеличением диаметра выплавляемого слитка значение индукции в зоне плавки необходимо увеличивать. Это в свою очередь требует больших мощностей и массогабаритных параметров источников внешних магнитных полей, что снижает технологичность и эффективность их применения при выплавке слитков промышленных размеров.

Перспективным является использование импульсных магнитных полей, позволяющих интенсифици-

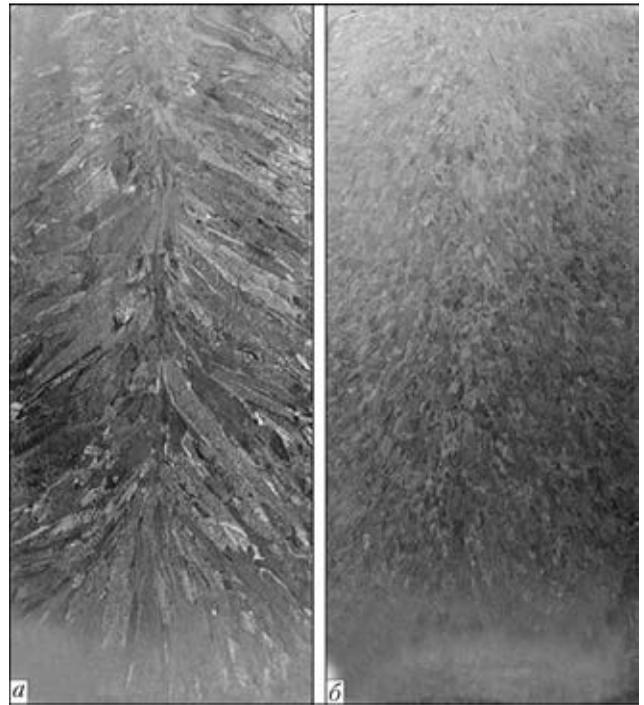


Рис. 10. Макроструктуры титановых слитков, выплавленных без электромагнитного воздействия (а) и с ним (б)

ровать магнитногидродинамическое воздействие на расплав ванны при снижении массогабаритных характеристик электромагнитного устройства [33]. Это достигается благодаря возможности формирования мощных импульсов магнитного поля, созданных, например, разрядами конденсаторных батарей, а также в результате гидродинамических «ударов» на фронт кристаллизации в момент их действия. При этом обеспечивается интенсивное перемешивание жидкого металла и измельчение кристаллической структуры слитка (рис. 10). Формирование однородной мелкозернистой литой структуры слитка обуславливает высокую технологичность металла на стадии деформации и последующих переделов, большие значения его механических характеристик и работоспособность.

Заключение

Существуют различные технологические приемы и способы воздействия на кристаллизацию металла слитков при ЭШП. В ряде случаев они являются эффективными и обеспечивают повышение однородности и измельчение структуры металла слитков. Однако несмотря на большое количество исследований, указывающих на положительное влияние рассмотренных способов воздействия на структуру и свойства слитков ЭШП, они носят преимущественно опытный характер и не нашли широкого промышленного применения.

При введении в расплав различных модифицирующих добавок и иннокуляторов изменяется химический состав выплавляемого сплава, что в большинстве случаев является недопустимым. При этом сохраняется химическая неоднородность слитка, присущая любой схеме переплава с дополнитель-



ным легированием твердыми частицами. Недостатком внешних физических воздействий является отсутствие четких зависимостей между параметрами воздействия и свойствами выплавляемого металла для каждого конкретного случая (типоразмера слитка и состава сплава). Отсутствуют надежные технологические и конструктивные решения по введению в расплав воздействий требуемой мощности при выплавке слитков промышленных размеров.

Управление процессом первичной кристаллизации слитков ЭШП, особенно сложнолегированных сплавов и слитков больших диаметров, остается одной из ключевых задач дальнейшего развития электрошлаковых технологий.

Эффективным инструментом управления кристаллизацией слитков ЭШП, по нашему мнению, является бесконтактное силовое воздействие на расплав ванны при помощи внешних магнитных полей. Однако воздействие на макроструктуру слитков требует больших мощностей и массогабаритных параметров источников внешних магнитных полей, что является серьезным препятствием на пути их практического использования. Повышение эффективности электромагнитного воздействия может быть достигнуто путем использования импульсных магнитных полей, в том числе созданных разрядами конденсаторов на магнитный контур. Перспективным является использование комплексных способов управления кристаллизацией слитков ЭШП, основанных на тепловых и гидродинамических механизмах воздействия и схемах переплава в токоподводящем кристаллизаторе.

1. *Металлургия электрошлакового процесса* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
2. *Качество электрошлакового металла* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, Д. М. Дяченко / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1990. — 312 с.
3. *Электрошлаковая технология за рубежом* / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. Г. Богаченко, В. М. Литвинчук. — Киев: Наук. думка, 1982. — 320 с.
4. *Электрошлаковые печи* / Под ред. Б. Е. Патона и Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1976. — 414 с.
5. *Еремин Е. Н.* Закономерности комплексного модифицирования литого электрошлакового металла // Анализ и синтез механических систем. — Омск: Изд-во ОмГТУ, 1998. — С. 131–134.
6. *Еремин Е. Н.* Применение модифицирования для повышения свойств кольцевых заготовок из азотсодержащих нержавеющей сталей, полученных способом центробежного электрошлакового литья // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 3. — С. 3–7.
7. *Билько В. Г., Емельяненко Ю. Г.* Влияние модифицирующих добавок на трещиностойкость электрошлаковых слитков // Проблемы электрошлаковой технологии. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 134–138.
8. *Применение окислов редкоземельных металлов в качестве компонентов флюса при электрошлаковом переплаве среднелегированной Cr–Ni–Mo стали* / Б. И. Медовар, В. А. Тихонов, В. Я. Саенко, А. В. Бешенцев // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1981. — Вып. 14. — С. 63–67.
9. *Улучшение структуры и свойств литых инструментальных сталей при электрошлаковой выплавке с индукторами* / В. С. Попов, И. М. Билоник, С. П. Бережный и др. // Современ. электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 8–9.
10. *Управление кристаллизацией слитка путем ввода макрохолодильников при электрошлаковом переплаве* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, Ю. Г. Емельяненко // Литье с применением индукторов. — Киев: ИПЛ, 1981. — С. 13–19.
11. *Воздействие ультразвуковыми колебаниями на кристаллизацию при электрошлаковом переплаве* / В. П. Куделькин, М. М. Клюев, С. И. Филиппов и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1969. — № 11. — С. 64–70.
12. *Воздействие ультразвуковых колебаний на капельный перенос металла при электрошлаковом переплаве* / В. П. Куделькин, М. М. Клюев, С. И. Филиппов и др. // Там же. — 1969. — № 3. — С. 54–59.
13. *Абрамов О. В.* Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле. — М.: Металлургия, 1972. — 256 с.
14. *Ефимов В. А., Эльдарханов А. С.* Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов. — М.: Металлургия, 1995. — 272 с.
15. *Сворцов А. А., Акименко А. Д., Ульянов В. А.* Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и отливок. — М.: Металлургия, 1991. — 218 с.
16. *Чуманов И. В.* Повышение тепловой эффективности электрошлакового переплава и качества металла путем воздействия на процессы плавления, транспортировки и кристаллизации вращением расходуемого электрода: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Челябинск, 2002. — 40 с.
17. *Пятыгин Д. А.* Особенности плавления и кристаллизации металла при ЭШП на постоянном токе с вращением расходуемого электрода: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Челябинск, 2006. — 21 с.
18. *Pat. 3,776,294 US. Int. Cl. V 22 D 27/02, C 22 D 7/00.* Method of electroslag remelting / В. Е. Paton, В. I. Medovar, I. V. Latash et al. — Publ. 04.12.1973.
19. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Кумыш И. И.* Принудительное оплавление расходуемых электродов при электрошлаковом переплаве // Спец. электрометаллургия. — 1974. — № 25. — С. 3–7.
20. *Pat. 4,185,683 US. Int. Cl. V 22 D 21/02, V 22 D 27/02.* Electroslag remelting mould / В. I. Medovar, N. Z. Artamonov, A. G. Bogachenko et al. — Publ. 29.01.1980.
21. *Пат. 2483125 РФ, МПК С 22 В 9/18; F 27 D 27/100; В 22 D 23/10.* Способ перемешивания шлаковой ванны при электрошлаковом переплаве расходуемого электрода / Л. Я. Левков, Ю. Н. Кригер, С. В. Орлов и др. — Оpubл. 27.05.2013; Бюл. № 15.
22. *Управление процессами кристаллизации слитка ЭШП* / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев, Б. И. Медовар и др. // Проблемы стального слитка: Труды пятой конф. по слитку. (Киев, сент. 1974 г.) — М.: Металлургия, 1974. — С. 707–714.
23. *Абрамов А. В., Лоскутов В. И., Ковалев В. Г.* Новая технология электрошлаковой выплавки инструментальных заготовок // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 4. — С. 10–12.
24. *Пат. № 2337979 РФ, МПК С 22 В 9/18.* Способ управления режимом работы установок электрошлакового переплава и устройство для его осуществления / А. В. Абрамов, А. Н. Ильгачев, Д. Г. Михадаров. — Оpubл. 10.11.2008; Бюл. № 1.
25. *Электрошлаковая выплавка титановых слитков с импульсным электропитанием* / И. В. Протокопилов, А. Т. Назарчук, В. Б. Порохонько и др. // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 10–14.
26. *Компан Я. Ю., Шербинин Э. В.* Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
27. *Дудко Д. А., Рублевский И. Н.* Электромагнитное перемешивание шлаковой и металлической ванн при электрошлаковом процессе // Автомат. сварка. 1960. — № 9. — С. 12–16.
28. *Троцин И. П., Черныш В. П.* Магнитное управление кристаллизацией при ЭШП // Свароч. пр-во. — 1965. — № 11. — С. 3–5.
29. *Разработка и исследование методов управления структурой кристаллизующегося слитка ЭШП путем наложения магнитного поля* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. И. Ус., С. В. Томиленко // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 4. — С. 3–7.
30. *Максимович Б. И.* Влияние электромагнитного вращения шлаковой ванны на кристаллизацию металла при электрошлаковом переплаве высоколегированных сталей и сплавов // Электротермия. — 1992. — Вып. 5. — С. 10–15.
31. *Протокопилов И. В.* Магнитокервана электрошлаковая плавка богатоконцентных титановых сплавов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.07 / НАН Украины; Институт электросваривания ім. Є. О.Патона. — Київ, 2006. — 20 с.



32. *Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковилів І. В.* К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
33. *Особенности создания импульсных магнитных полей для магнитоуправляемой электрошлаковой плавки* // А. Т. Назарчук, И. В. Протоковилів, Ю. П. Ивочкин и др. // Там же. — 2013. — № 4. — С. 21–26.
34. *Исследование влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны* // Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. В. Чернец и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 4. — С. 3–7.
35. *Чернец О. В.* Нові електрошлакові технології з роз'єднанням плавлення та твердіння металу: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Київ, 2001. — 35 с.
36. *Цыкуленко А. К., Медовар Л. Б., Чернец А. В.* Некоторые новые области применения электрошлаковой технологии // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 2. — С. 9–11.
37. *Электрошлаковые технологии получения крупных кузнечных слитков* // Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. П. Стовпченко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2010. — № 3. — С. 5–10.
38. *ЭШП и современные подходы к управлению затвердеванием крупного кузнечного слитка* // Л. Б. Медовар, А. П. Стовпченко, А. Н. Головачев, Б. Б. Федоровский // Там же. — 2013. — № 3. — С. 12–18.
39. *Кусков Ю. М.* Электрошлаковый процесс без расходоуемого электрода с использованием некомпактного присадочного материала // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 28–32.
40. *Томиленко С. В., Кусков Ю. М., Ус В. И.* Устройство электромагнитного перемешивания для токоподводящих кристаллизаторов, обеспечивающее регулируемое вращение шлаковой ванны // Там же. — 1993. — № 3. — С. 16–18.
41. *А. с. 520784 СССР, МПК 21 С 5/56.* Способ переплава расходоуемого электрода // Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. И. Лакомский и др. — Опубл. 30.05.82. Бюл. №20.
42. *Дугошлаковый переплав* — современное состояние и перспективы развития // Б. Е. Патон, В. Я. Саенко, Ю. М. Помарин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 1. — С. 3–10.
43. *Дугошлаковый переплав титана и титановых сплавов* // Б. И. Медовар, В. В. Шепелев, В. Я. Саенко, Ю. М. Помарин // Там же. — 1992. — № 2. — С. 13–21.
44. *Помарин Ю. М.* Дугошлаковый переплав крупнотоннажных слитков стали X18AG18 на промышленной печи ЭШП // Там же. — 1998. — № 1. — С. 11–15.

The paper deals with methods of impact on ingot metal solidification in electroslag remelting based on addition of modifiers and inoculants to the melt, pulse power supply, inducing melt oscillations, consumable electrode rotation, arc-slag remelting, pool blowing with gases, application of current-conducting mould and electromagnetic impact. Mechanisms are described, which ensure homogenizing and refinement of metal structure, advantages and disadvantages of various methods of impact on electroslag process are analyzed. It is shown that despite the large number of investigations demonstrating positive influence of the considered methods of impact on ESR ingot structure and properties, their results did not become widely accepted by industry, because of their inherent disadvantages. It is noted that external magnetic fields are an effective tool of controlling metal solidification at ESR, which allow applying contactless force impact on slag and metal pool melts. To increase the effectiveness of impact on metal structure, it is proposed to apply pulsed magnetic fields, in particular those generated by discharges of capacitive storages to magnetic circuit, and comprehensive methods to control solidification of ESR ingots, based on thermal and hydrodynamic mechanisms. 44 Ref., 10 Figures.

Keywords: electroslag remelting; external physical impact; ingot; metal pool; solidification; structure

Поступила 05.03.2014

КУРС НА НАРАЩИВАНИЕ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ



Со второго полугодия металлургические предприятия Украины намереваются нарастить выплавку стали и выпуск проката.

Металлургические предприятия Украины планируют в июле 2014 года увеличить выплавку стали на 2,9 % по сравнению с объемами производства, запланированными на июнь — до 2,52 млн т, выпуск общего проката — на 2,3 % (до 2,25 млн т).

Согласно материалам объединения «Металлургпром» (г. Днепропетровск) к балансовому совещанию представителей предприятий горно-металлургического комплекса в г. Днепропетровске план на июль предусматривает выплавку 2,470 млн т чугуна, что на 5,1 % больше объема ожидаемого производства чугуна в июне.

Среднесуточное производство чугуна в июле запланировано на уровне 79,7 тыс. т (в июне 78,3 тыс. т), стали — 81,3 тыс. т (81,7 тыс. т), проката — 72,6 тыс. т (73,3 тыс. т).

<http://www.interfax.com.ua>



УДК 669.117.56

ИССЛЕДОВАНИЕ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ СТАЛЕМЕДНОЙ ЗОНЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО СЛИТКА–ЗАГОТОВКИ АНОДА ДСП ПОСТОЯННОГО ТОКА

В. А. Зайцев¹, А. А. Полишко¹, Л. А. Романко²

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

03680, Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины.

04074, Киев, ул. Автозаводская, 2. E-mail:alcon@ism.kiev.ua

Представлено исследование удельного электрического сопротивления зоны сплавления биметаллического сталемедного слитка–заготовки анода дуговой сталеплавильной печи постоянного тока. Слиток изготовлен по разработанной в Институте электросварки им. Е. О. Патона технологии электрошлакового переплава по двухконтурной схеме. Для исследования удельного электрического сопротивления вдоль оси слитка вырезан темплет, посередине которого в районе сплавления стали с медью отобраны испытываемые образцы. Использовали методику измерения электропроводности материалов, основанную на регистрации падения напряжения на образце в зависимости от тока, проходящего через образец. Для учета влияния температуры нагрева анода в процессе его эксплуатации на печи проведены исследования удельного электрического сопротивления сталемедных образцов. Показано, что уровень удельного электрического сопротивления сталемедной зоны остается практически неизменным как при комнатной, так и при повышенных эксплуатационных температурах, что может свидетельствовать об отсутствии локального перегрева во время эксплуатации анода из-за разных значений электрического сопротивления металлов на границе сталь–медь и, таким образом, о стабильной работе анода, изготовленного из указанного материала. Библиогр. 9, ил. 11.

Ключевые слова: удельное электрическое сопротивление; двухзондовый метод измерения; зона соединения сталь–медь; биметаллический слиток; электрошлаковый переплав по двухконтурной схеме; анод; дуговая печь постоянного тока

Анод (подовый электрод) — важнейший элемент конструкции дуговой печи постоянного тока. Современные аноды изготавливают различными способами, в том числе из литого металла биметаллических сталемедных слитков [1]. Верхняя стальная часть анода контактирует с расплавленным металлом, а нижняя (медная) располагается ниже плавильной зоны, охлаждается водой и к ней с помощью кабелей подключено силовое питание. На рис. 1 показано схематическое расположение анода в подине дуговой сталеплавильной печи (ДСП) постоянного тока.

Одним из важных условий стабильной работы биметаллического анода является уровень его удельного электрического сопротивления, поскольку в процессе эксплуатации через него проходит ток в десятки тысяч ампер. В настоящей работе изучали значение удельного электрического сопротивления зоны соединения в биметаллическом сталемедном слитке–заготовке анода. Слиток изготавливали по разработанной в Институте электросварки им. Е. О. Па-

тона технологии электрошлакового переплава по двухконтурной схеме (ЭШП ДС) [2–4].

Для изучения удельного электрического сопротивления вдоль по оси выплавленного сталемедного слитка вырезали темплет, посередине которого отбрали три образца (№ 4–6) длиной по 120 мм, сечением 14×14 мм каждый, которые охватывали как медную, так и стальную части слитка (рис. 2).

Методика измерения электропроводности материалов основана на регистрации падения напряжения на образце в зависимости от значения тока, проходящего через образец [5]. Для определения удельного сопротивления вдоль слитков правильной геометрической формы в виде прямоугольного бруска использовали двухзондовый метод измерения (рис. 3).

На его торцах по всей площади между образцом и токоподводящими электродами изготавливали омические контакты из индия, через которые вдоль образца пропускали постоянный ток, значение кото-

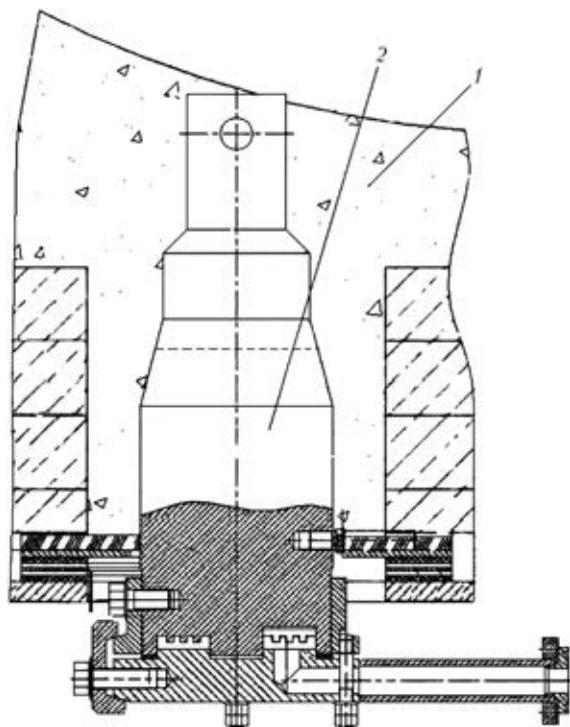


Рис. 1. Схематическое расположение анода в подине ДСП постоянного тока: 1 – футеровка подины печи; 2 – анод

рого устанавливали по амперметру. Падение напряжения измеряли с помощью двух зондов, выполненных в виде рамок из посеребренной проволоки, охватывающей образец по периметру сечения, которые перемещаются вдоль линии тока. Такая конфигурация зондов дала возможность усреднить значение потенциала по сечению образца. Расстояние между измерительными зондами в процессе измерения оставалось неизменным. Таким образом, исследуемый образец условно разбивали на равные участки, ограниченные зондами, в пределах которых образец считали однородным, а его усредненное удельное электрическое сопротивление определяли как

$$\rho = \frac{U}{I} \frac{S}{L_0},$$

где I – постоянный ток, протекающий через образец; U – разность потенциалов между измерительными зондами; L_0 – расстояние между зондами; S – площадь поперечного сечения образца. Погрешность измерения двухзондовым методом на образцах правильной геометрической формы зависит преимущественно от точности измерения геометрических размеров образца и расстояния между зондами, составляющего 1...3 %.

Результаты измерения зависимости удельного электрического сопротивления участков образцов от расстояния измерительных зондов до начала отсчета, привязанного к стальному концу, показаны на рис. 4.

В целом удельное электрическое сопротивление образцов при переходе от стали к меди плавно изменялось в пределах от $1,86 \cdot 10^{-7} \dots 2,08 \cdot 10^{-7}$ до $4 \cdot 10^{-8} \dots 6,02 \cdot 10^{-8}$ Ом·м для разных образцов. Согласно справочным данным удельное электрическое сопротивление стали должно составлять $13 \cdot 10^{-8}$, меди – $1,72 \cdot 10^{-8}$ Ом·м [6, 7].

В ходе исследований обнаружено, что на результаты измерений существенное влияние оказывает контактное сопротивление между образцом и изме-

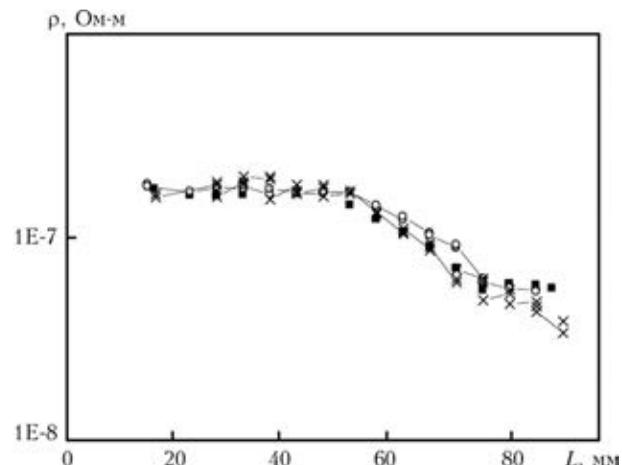


Рис. 4. График изменения удельного электрического сопротивления ρ сталемедных образцов № 4 (X), 5 (■) и 6 (○) в зависимости от расстояния измерительного электрода L до начала отсчета, привязанного к стальному концу

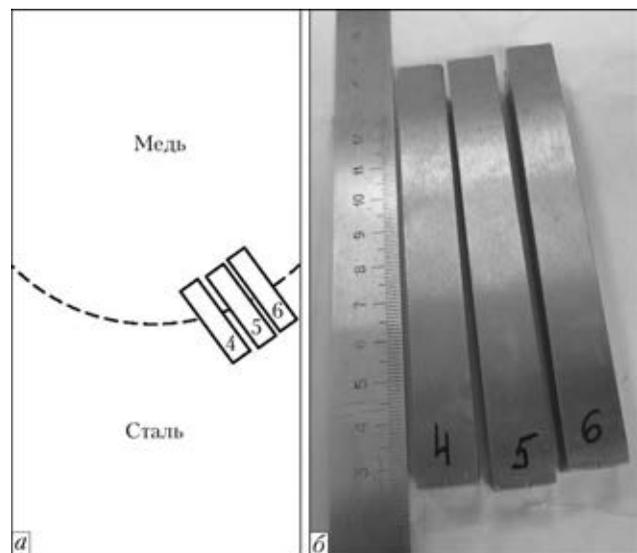


Рис. 2. Схема вырезки (а) и общий вид (б) образцов № 4–6 из сталемедного слитка

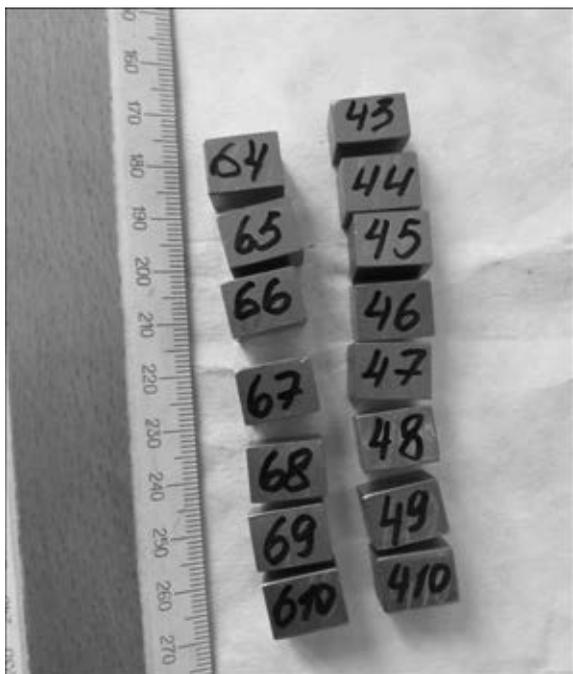


Рис. 5. Сталемедные образчики

рительными электродами, которое изменяется в зависимости от уровня усилия прижатия последних и вносит некоторую погрешность в результаты определения удельного электрического сопротивления.

Для учета этих особенностей и оценки погрешности измерения удельного электрического сопротивления исходные образцы № 4 и 6 разделили на равные части (образчики) длиной по 10 мм каждый, измерено их объемное электрическое сопротивление при различном заданном усилии прижатия. Образцы промаркировали следующим образом: первая цифра – номер исходного образца, последующая – порядковый номер вырезанного образчика. Например, образец 68 означает восьмой образчик, вырезанный из шестого исходного образца (рис. 5). Следует отметить, что образцы 67 и 47 визуально имели переход от меди к стали.

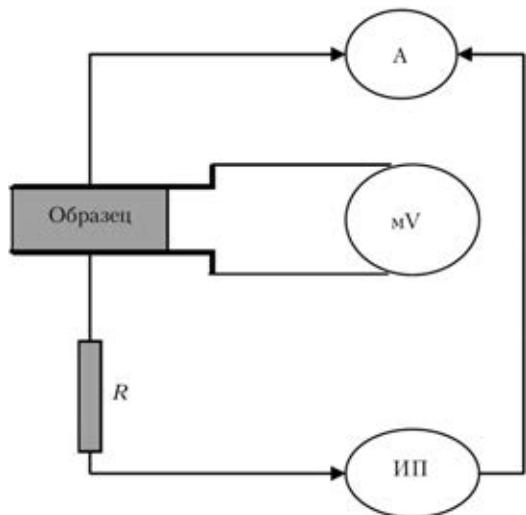


Рис. 6. Схема измерения электрического сопротивления сталемедных образцов: ИП – источник питания; А – амперметр; mV – милливольтметр

Измерение электрического сопротивления образцов проводили согласно измерительной схеме (рис. 6).

Для сохранения условий измерения и уменьшения контактного сопротивления на торцы образцов наносили индий. Удельное электрическое сопротивление рассчитывали с учетом геометрических размеров электродов по формуле

$$\rho = \frac{U S}{I h},$$

где U – падение напряжения на образце; I – ток, проходящий через образец; S – площадь электрического контакта; h – толщина образца.

Результаты измерения удельного электрического сопротивления в зависимости от усилия прижатия электродов для образцов серии 4 показаны на рис. 7.

Согласно полученным результатам из-за изменения контактного сопротивления значения удельного электрического сопротивления образцов уменьшались с увеличением усилия прижатия измерительных электродов на 75...80 %. Поэтому дальнейшие измерения электрического сопротивления образцов проводили при одинаковом усилии сжатия 12...13 МПа.

На рис. 8 представлены результаты измерения удельного электрического сопротивления образцов серий 4 и 6.

Согласно результатам измерений тенденция изменения усредненного удельного электрического сопротивления совпадала с таковой при двухзондовом методе (рис. 3). Количественное значение отличалось и существенно зависело от уровня контактного сопротивления на границе с измерительным электродом (рис. 7).

В процессе эксплуатации анод в печи нагревается. По некоторым данным температура нагрева в районе переходной сталемедной зоны в зависимости от конструкции анода и вводимой во время переплава мощности может достигать 450...500 °C [8, 9]. Это может приводить к снижению его электропроводности. Для учета влияния температуры нагрева анода проведены исследования удельного

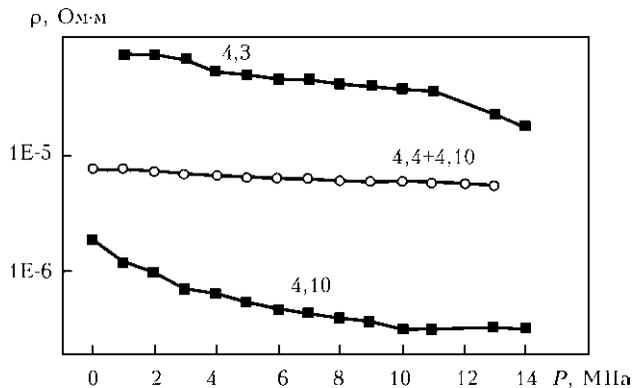


Рис. 7. График изменения удельного электрического сопротивления сталемедных образцов серии 4 в зависимости от усилия P прижима измерительных электродов

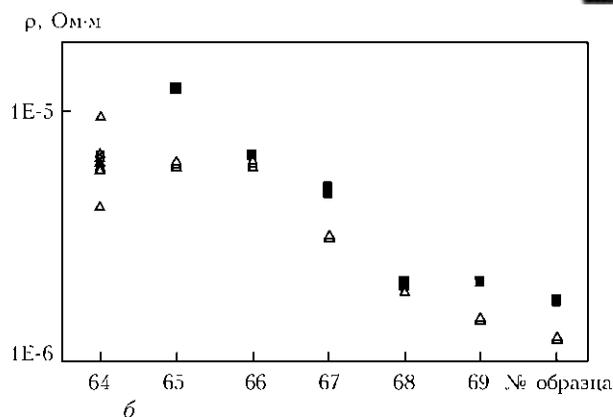
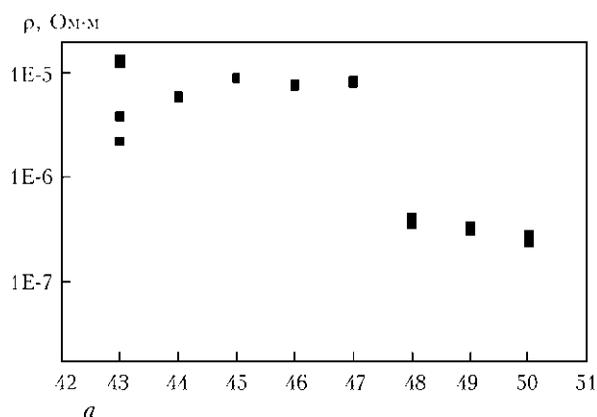


Рис. 8. Удельное электрическое сопротивление образцов № 4 (а) и 6 (б) при усилии сжатия, МПа: ■ – 10; △ – 13

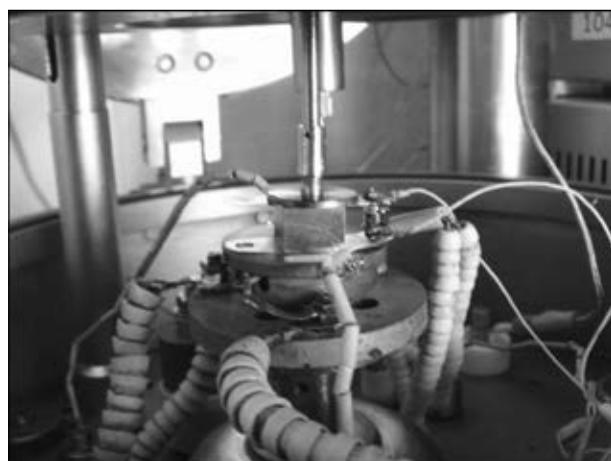


Рис. 9. Образец на подложке, подготовленный к измерению электросопротивления при различных температурах

электрического сопротивления сталемедных образцов при повышенных температурах. С целью определения электрического сопротивления образцов использовали стенд, смонтированный на базе ВУП-5, который обеспечил измерения при давлении $5 \cdot 10^{-3}$ Па в широком интервале напряжений и температур (рис. 9). Для определения показаний тока использовали электрометр В7-49, позволяющий регистрировать токи $1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-13}$ А. Значение падения напряжения на образце измеряли при помощи нановольтметра NV-724 в интервале напряжений $1 \cdot 10^{-7} \dots 1 \cdot 10^{-3}$ В.

Результаты измерения электрического сопротивления образцов в зависимости от температуры приведены на рис. 10, 11.

Поскольку прижим измерительных электродов к образцу был небольшой, примерно 1 МПа, то в процессе первоначального нагрева определяющее влияние на значение удельного электрического сопротивления образцов оказывало контактное сопротивление, которое уменьшалось с повышением температуры. При повторном нагреве образца удельное электрическое сопротивление образца мало изменялось в зависимости от температуры и определялось свойствами материала.

Исследования сталемедных образцов, вырезанных из заготовки анода дуговой сталеплавильной печи постоянного тока, выплавленной способом

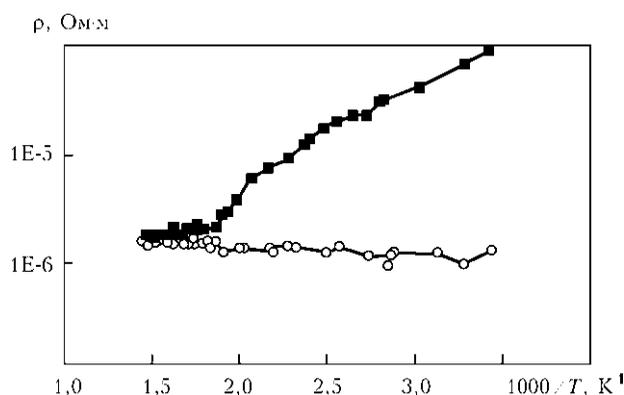


Рис. 10. Температурная зависимость удельного электрического сопротивления образцов сталемедного образца серий 4 при повторных температурных измерениях: ■ – первый нагрев; ○ – повторный

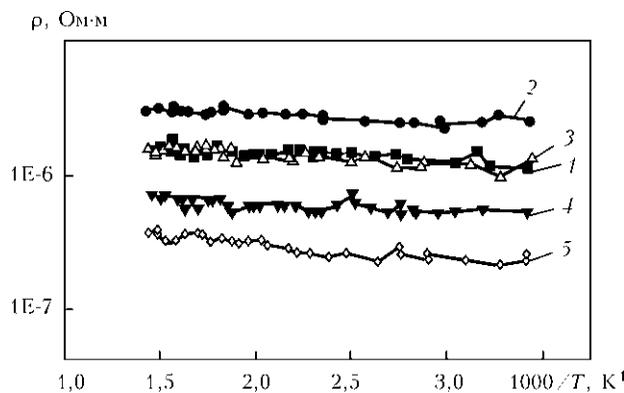


Рис. 11. Результаты измерения удельного электрического сопротивления образцов сталемедного образца серий 4 (1 – 4,4; 2 – 4,6; 3 – 4,7; 4 – 4,8; 5 – 4,10) в зависимости от температуры

ЭШП ДС показали, что значение удельного электрического сопротивления сталемедной зоны остается практически неизменным как при комнатной, так и при повышенных эксплуатационных температурах. Это может свидетельствовать об отсутствии локального перегрева во время эксплуатации анода несмотря различие значений электрического сопротивления металлов на границе сталь–медь, а также о стабильной работе анода.

1. Зайцев В. А., Медовар Л. Б. Подовые электроды дуговых печей постоянного тока // Современ. электрометаллургия. – 2009. – № 2. – С. 3–8.
2. Применение ЭШП по двухконтурной схеме для получения сталемедных заготовок анодов дуговых печей постоянного тока



- янного тока // В. А. Зайцев, Л. Б. Медовар, П. И. Тищенко и др. // Там же. — 2011. — № 2. — С. 3–7.
3. *Двухконтурная* схема электрошлакового переплава расходуемого электрода // А. К. Цыкуленко, И. А. Ланцман, Л. Б. Медовар и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 3. — С. 16–20.
 4. *Исследование* влияния параметров двухконтурной схемы ЭШП на размеры и форму металлической ванны // Л. Б. Медовар, А. К. Цыкуленко, А. В. Чернец и др. // Там же. — 2000. — № 4. — С. 3–7.
 5. *Панов Л. П.* Методы определения основных параметров полупроводниковых материалов. — М.: Высш. шк., 1975. — 206 с.
 6. http://ru.wikipedia.org/wiki/Удельное_электрическое_сопротивление
 7. *Енохович А. С.* Краткий справочник по физике. — М.: Высш. шк., 1976. — 288 с.
 8. *DC-EAF: The anodes* // M. Pavlicevic, B. Matijasevic, A. Della, G. Gensini // Danieli News. — 1996. — № 1. — С. 25–29.
 9. *Экспериментальное* исследование теплового состояния подового электрода // М. Я. Каплун, М. М. Крутянский, В. Д. Азбукин, В. Г. Евченко // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1978. — № 35. — С. 137–142.

A study of specific electric resistance of fusion zone of bimetal steel-copper ingot-billet of D.C. arc steel furnace anode is presented. The ingot is produced by the technology of electroslag remelting by a two-loop circuit developed by PWI. To study specific electric resistance, a template was cut out along the ingot axis, in the middle of which in the region of steel fusion with copper samples were taken for testing. Procedure of measurement of material electric conductivity, based on recording voltage drop in the sample, depending on current flowing through the sample, was used. Investigations of specific electric resistance of steel-copper samples were performed to allow for the influence of anode heating temperature during its operation in the furnace. It is shown that the level of specific electric resistance of steel-copper zone remains practically unchanged, both at room, and at increased service temperatures that may be an indication of absence of local overheating during anode operation, because of different values of electric resistance of metals on steel-copper interface, and, thus, of stable operation of anode made from the above materials. 9 Ref., 11 Figures.

Keywords: *specific electric resistance; two-probe measurement method; steel-copper joint zone; bimetal ingot; electroslag remelting by two-loop circuit; anode; D.C. arc furnace*

Поступила 30.12.2013

ОБОРУДОВАНИЕ НКМЗ ДЛЯ ВЕТРОЭНЕРГЕТИКИ



Новокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск Донецкой обл.) завершил изготовление первой партии рам гондол – скелетов турбин ветроэнергетических установок (ВЭУ), заказанных украинским предприятием Fuhrlander Wind Technology (FWT) г. Краматорска.

Отгрузив ранее три из восьми предусмотренных заключенными контрактами рам, НКМЗ подготовил к отправке адресату еще пять и таким образом подтвердил свою профессиональную готовность дальнейшего участия в крупном отечественном проекте по получению энергии из возобновляемых источников.

Напомним, рама является основным элементом гондолы, устанавливаемой на башне ВЭУ и вмещающей в себя сложнейшие узлы и агрегаты для получения электроэнергии ветра. Изготовление каждой из 34-тонных рам осуществляли на уровне производства часового механизма.

Произведенные на НКМЗ рамы для ВЭУ предназначены для ветропарков, являющихся альтернативными источниками энергии.

<http://www.nkmz.com>



УДК 669.187.526:51.001.57

ПОЛУЧЕНИЕ ТРУБНЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT14 СПОСОБОМ ЭЛП

С. В. Ахонин¹, В. А. Березос¹, В. А. Крыжановский²,
А. Н. Пикулин¹, А. Г. Ерохин³

¹Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ООО «РАФФ».
49000, г. Днепропетровск, ул. Червона, 14, оф. 28. E-mail: raff-titan@ukr.net

³ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: titan.paton@gmail.com

Проведены комплексные работы по изготовлению полуфабрикатов в виде трубных заготовок из слитков титанового сплава VT14, полученных способом ЭЛП. По технологии электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью и порционной подачей металла в водоохлаждаемый кристаллизатор произведены слитки из титанового сплава VT14 диаметром 600 мм, длиной до 3000 мм. Показано соответствие полученных слитков требованиям ТУ 27.5-23712944-005-200 «Заготовка трубная литая из титановых сплавов». Представлены результаты исследований структуры и механических свойств трубных заготовок и горячепрессованных труб, изготовленных из слитков титанового сплава VT14, способом электронно-лучевой плавки. Показано, что электронно-лучевая технология получения слитков сплавов титана может эффективно применяться для изготовления полуфабрикатов для трубного производства. Библиогр. 10, табл. 4, ил. 9.

Ключевые слова: титановый сплав; слиток; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; электронно-лучевое оплавление; кованый пруток; трубная заготовка; труба; деформация

Большое влияние на работоспособность труб оказывают условия их эксплуатации: высокие температуры, большие скорости течения различных растворов, наличие коррозионных сред и т. д. Поэтому при выборе конструкционного материала для производства труб важное значение имеют физико-механические свойства материала. Титановые сплавы характеризуются уникальным сочетанием физико-механических свойств: высокими значениями прочности и коррозионной стойкости, низким уровнем плотности, отсутствием склонности к хладноломкости [1].

В настоящее время изделия из титана и его сплавов широко применяются в оборудовании для химической промышленности, машиностроительном производстве, энергетической промышленности, судостроении, они эффективны в качестве космических и авиационных материалов.

Использование полуфабрикатов из титановых сплавов существенно снижает металлоемкость изготавливаемого оборудования. При этом значительно повышается надежность изделий, возрастают сроки

их эксплуатации (до 10...15 раз), уменьшается объем капитальных и текущих ремонтов [2]. Поэтому несмотря на высокую стоимость применение титановых сплавов для производства труб в ряде случаев экономически оправдано.

Традиционно для производства труб из сплавов на основе титана применяют слитки, характеризующиеся крупнозернистой и неоднородной по объему слитка структурой. Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является прогрессивным направлением металлургического производства титановых сплавов, она позволяет более глубоко очищать эти материалы от газовых и летучих металлических примесей, обеспечивает получение изделий с более высокими пластическими свойствами [3].

ЭЛП с промежуточной емкостью дает возможность за счет разделения процессов плавления и кристаллизации обеспечивать однородную мелкозернистую структуру слитка, а также снижать себестоимость титановых изделий в результате использования дешевых исходных шихтовых материалов в виде титановой губки низших сортов и титанового



Таблица 1. Распределение легирующих элементов и примесей по длине в слитке диаметром 600 мм из титанового сплава BT14, полученного способом ЭЛП

Место отбора проб	Массовая доля, %								
	Al	V	Mo	Zr	Si	Fe	O	N	H
Верх	5,1	1,5	3,1	0,08	0,09	0,16	0,10	0,02	0,002
Середина	5,2	1,5	3,3	0,10	0,08	0,19	0,10	0,02	0,002
Низ	5,4	1,6	3,3	0,07	0,10	0,17	0,09	0,02	0,002
ГОСТ 19807-91	3,5...6,3	0,9...1,9	2,5...3,8	<0,3	<0,15	<0,25	<0,15	<0,05	<0,015

лома [4]. Снижению стоимости способствует и тот факт, что производство слитков титана и его сплавов массой до нескольких десятков тонн способом ЭЛП перестало быть сложной проблемой [5].

С целью изучения качества слитков сплавов титана на ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» проведены комплексные работы по изготовлению полуфабрикатов в виде труб из слитков титанового сплава BT14, выполненных способом ЭЛП.

Для получения мелкого зерна и равномерного распределения механических свойств в трубных заготовках целесообразно применение слитков большого диаметра, что позволяет повысить степень деформации и способствует более полной проработке структуры [6].

По технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей металла в водоохлаждаемый кристаллизатор изготовлены слитки из титанового сплава BT14 диаметром 600 мм, длиной до 3000 мм.

Исследование химического состава полученных слитков показало, что распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное и соответствует марочному составу титанового сплава BT14 (табл. 1). Как видно из таблицы, содержание всех примесных элементов находится в пределах требований ГОСТ 19807-91. Повышенное содержание газов и в донной, и в головной частях слитков не обнаружено.

С целью сокращения потерь металла в стружку вместо механической обработки поверхность слит-

ков подвергали электронно-лучевому оплавлению [7-9], что позволило увеличить выход годного металла на 6 %.

Шероховатость поверхности слитка после оплавления соответствовала классу 3...4 при волнистости поверхности 0,2...0,6 мм (рис. 1).

Входной контроль слитков показал, что по качеству поверхности и геометрическим размерам они соответствуют требованиям ТУ 27.5-23712944-005-2001 «Заготовка трубная литая из титановых сплавов».

Исследованная макроструктура металла слитка титанового сплава BT14 характеризуется как плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка (рис. 2). Существенной разницы в структуре центральной зоны слитка и периферийной зоны не обнаружено. Дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не отмечены. Сегрегация легирующих элементов отсутствует.

Кристаллическое строение металла одинаковое по всей длине слитков и характеризуется кристаллами, по форме близкими к равноосным. Участки столбчатой структуры отсутствуют.

Размер зерна на основной площади темплета в поперечном сечении соответствует баллу 8 по 10-балльной шкале макроструктур (Инструкция



Рис. 1. Оплавленный слиток диаметром 600 мм титанового сплава BT14

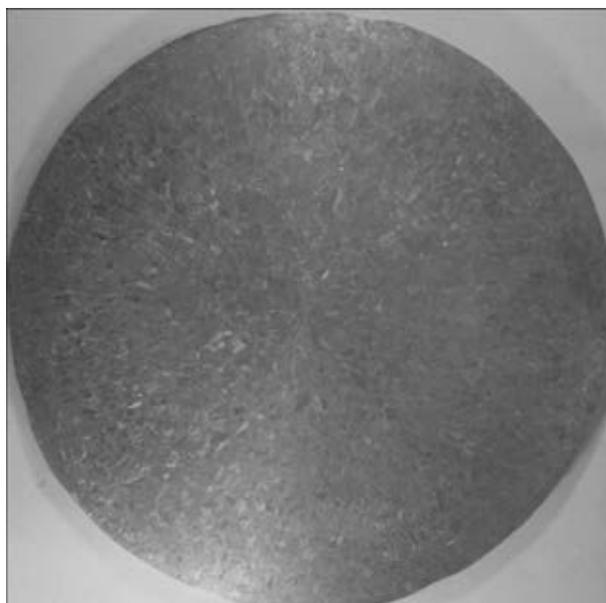


Рис. 2. Макроструктура титанового слитка сплава BT14 диаметром 600 мм



Рис. 3. Процесс ковки слитка сплава титана ВТ14

№ 1054–76 ВИАМ). По периметру темплета на глубину 10 мм — структура более мелкозернистая и соответствует баллу 6. Это вызвано термическим влиянием электронно-лучевого нагрева при применении оплавления поверхности слитка. Дефектов в виде пор, раковин, трещин, инородных включений не обнаружено.

Прочность титановых сплавов определяется не только степенью легирования, но и параметрами обработки давлением, последующей термической или термомеханической обработки. Однако повышение прочности сплава, как правило, приводит к снижению его пластичности. Основными факторами, влияющими на макроструктуру ковanej заготовки, являются исходная структура слитка, температура, степень и скорость его деформации [10]. Оптимальное сочетание механических свойств титановых кованных заготовок обеспечивается мелко- и среднезернистой пластинчатой структурой, которая положительно влияет на прочность, пластичность, длительную прочность и предел выносливости.

Выплавленные слитки диаметром 600 мм сплава ВТ14 с оплавленной поверхностью подвергали горячей деформации на открытом ковочном молоте в два этапа до диаметра поковки 200 мм: первый этап в интервале температур 1100...1150 °С при степени деформации 40 %, второй — в интервале температур 1050...1100 °С при степени деформации 60 % (рис. 3).



Рис. 4. Кованые прутки из титанового сплава ВТ14 диаметром 200 мм

Из слитков титанового сплава ВТ14 диаметром 600 мм, выплавленного способом ЭЛП с промежуточной емкостью, получены кованные прутки диаметром 200 мм (рис. 4).

На поверхности кованных прутков из сплава ВТ14 диаметром 200 мм при визуальном осмотре трещины, расслоения, а также включения не обнаружены.

Определение механических свойств кованных прутков производили при комнатной температуре на отожженных образцах (табл. 2). Образцы для определения прочности и пластичности металла отбирали от прутков в поперечном направлении из головной, средней и донной частей заготовки. Механические свойства кованных прутков соответствуют требованиям стандартов ОСТ1 90107–73 «Прутки кованные из титановых сплавов».

Макроструктура ковanej заготовки, выявленная на макротемплете, не имеет трещин, расслоений, волосовин, пустот, металлических и неметаллических включений, видимых невооруженным

Таблица 2. Средние значения механических свойств кованных прутков диаметром 200 мм из титанового сплава ВТ14

Номер поковки	Временное сопротивление σ_b , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ϕ , %	Ударная вязкость KCU_{20} Дж/м ²
1	990	12,0	22,0	5,0
2	981	13,0	24,0	5,2
3	973	10,0	24,0	5,1
ОСТ1 90107–73	850...1100	>8,0	>20,0	>3,0



Рис. 5. Макроструктура ковanej прутка из титанового сплава ВТ14 диаметром 200 мм



Рис. 6. Механически обработанные кованные прутки из титанового сплава ВТ14 диаметром 190 мм

глазом, и соответствует баллу 6 шкалы макроструктур (рис. 5).

Кованные прутки подвергали механической обработке для удаления поверхностных дефектов и газонасыщенного слоя (рис. 6).

Трубные заготовки получали по установившейся технологии — с применением механической обработки кованных прутков. На токарно-винторезном станке ДИП300 способом сверления получено отверстие диаметром 90 мм в центральной части трубной заготовки (рис. 7).

Трубные заготовки из титанового сплава ВТ14 диаметром 190/90 мм подвергали отжигу при температуре 750 °С в течение 1 ч с последующим остыванием на воздухе.

Визуальный осмотр наружной и внутренней поверхностей показал, что их качество, геометрические размеры и кривизна трубных заготовок из титанового сплава ВТ14 находятся в пределах требований стандартов.

Макроструктура трубных заготовок в продольном направлении характеризуется мелкими зернами, вытянутыми вдоль оси пластической деформации (рис. 8).

Механические свойства трубных заготовок определяли на образцах, вырезанных в продольном на-



Рис. 7. Трубные заготовки из титанового сплава ВТ14 диаметром 190/90 мм



Рис. 8. Макроструктура трубной заготовки из титанового сплава ВТ14 диаметром 190/90 мм



Рис. 9. Труба горячепрессованная диаметром 120×15×2500 мм после механической обработки

правлении (табл. 3). Как видно из таблицы, временное сопротивление трубных заготовок в продольном направлении несколько снижается, однако повышаются пластические характеристики.

Горячее прессование труб на диаметр 120×15 мм производили на прессе усилием 2000 тс. Перед прессованием на трубные заготовки наносили стеклосмазки. Нагрев трубной заготовки в печи осуществляли до температуры центра металла (960±10) °С.

Визуальный осмотр наружной и внутренней поверхностей показал, что их качество, геометрические

Таблица 3. Средние значения механических свойств трубных заготовок диаметром 190/90 мм из титанового сплава ВТ14

Номер поковки	Временное сопротивление $\sigma_{в}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ϕ , %	Ударная вязкость KCU_2 Дж/м
1	923	14,0	40,0	6,9
2	911	17,0	42,0	7,0
3	903	13,0	39,0	6,3
ТУ 1-5-127-73	900...1100	>10,0	>35,0	>5,0



Таблица 4. Механические свойства горячекатаных труб из титанового сплава VT14 диаметром 120×15×2500 мм

№ образца	Временное сопротивление разрыву σ_b , МПа	Ударная вязкость KCU_{20} Дж/м	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ϕ , %
1	963	6,0	12,0	26,3
2	972	5,7	12,1	26,9
3	950	5,9	12,9	29,0
ГОСТ 21945	900...1100	>4,0	>8,0	>25,0

кие размеры и кривизна труб находятся в пределах требований стандартов.

Дефектов при ультразвуковом контроле не выявлено.

Трубы после механической обработки (рис. 9) подвергали термообработке по режиму нагрев при температуре (750 ± 10) °С в течение 1 ч с последующим охлаждением на воздухе.

Механические свойства горячепрессованных труб соответствуют требованиям ГОСТ 21945 «Трубы бесшовные горячекатаные из сплавов на основе титана» (табл. 4).

Таким образом, выполненные работы позволили показать, что качество труб, изготовленных из сплава титана VT14 способом ЭЛП, соответствует требованиям стандартов, трубы характеризуются высокой пластичностью при сохранении прочностных характеристик. Трубные заготовки из титанового сплава VT14 могут быть использованы для получения как горячекатаных, так и прессованных труб.

Выводы

1. Комплекс исследований показал, что механические свойства труб, изготовленных из сплава титана

VT14 способом ЭЛП, отличаются повышенным запасом пластичности при сохранении прочностных свойств на уровне требований стандартов.

2. Электронно-лучевая технология получения слитков сплавов титана может эффективно применяться при получении полуфабрикатов для трубного производства.

1. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
2. *Титановые сплавы в машиностроении* / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. — Л.: Машиностроение, 1977. — 248 с.
3. *Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А.* Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 240 с.
4. *Развитие* электронно-лучевой плавки титана в ИЭС им. Е. О. Патона / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. А. Березос // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 3. — С. 22–24.
5. *Производство* крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана способом электронно-лучевой плавки / Н. П. Тригуб, В. А. Березос, В. А. Крыжановский, А. Ю. Северин // Там же. — 2010. — № 3. — С. 11–14.
6. *Исследование* процесса изготовления горячекатаных и холоднодеформированных труб из литой недеформируемой трубной заготовки титанового сплава VT1-0, полученной способом электронно-лучевой плавки / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. А. Чепинский и др. // Там же. — 2006. — № 3. — С. 11–14.
7. *О возможности* использования электронно-лучевого и плазменно-дугового нагрева для обработки поверхностного слоя заготовок с грубыми дефектами / Г. А. Шилов, Э. Л. Вржижевский, А. В. Лихобаба и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 3. — С. 58–63.
8. *Электронно-лучевое* оплавление поверхности слитков сплавов титана / С. В. Ахонин, В. А. Березос, А. Н. Пикулин и др. // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 21–25.
9. *Электронно-лучевая* установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин и др. // Там же. — 2003. — № 3. — С. 12–4.
10. *Полуфабрикаты* из титановых сплавов / Н. Ф. Аношкин, М. З. Ерманюк, Г. Д. Агарков и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.

A package of work has been performed on manufacturing semi-finished products in the form of tubular billets from ingots of VT14 titanium alloy made by EBM. Technology of electron beam remelting with intermediate crucible and portioned feed of metal into water-cooled mould were used to produce ingots of 600 mm diameter and up to 3000 mm length from VT14 titanium alloy. Compliance of the produced ingots to requirements of TU 27.5-23712944-005-200 «Cast tubular billet from titanium alloys» specification is shown. Results of investigation of the structure and mechanical properties of tubular billets and hot-pressed pipes made from ingots of VT14 titanium alloy by electron beam melting are presented. It is shown that electron beam technology of producing titanium alloy ingots can be effectively applied for fabrication of semi-finished products for pipe manufacture. 10 Ref., 4 Tables, 9 Figures.

Keywords: titanium alloy; ingot; electron beam melting; intermediate crucible; electron beam surface melting; forged rod; tubular billet; pipe; deformation

Поступила 27.06.2014



УДК 621.793.1:620.22

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКОМПОЗИТОВ Al_2O_3-Co СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ИСПАРЕНИЯ В ВАКУУМЕ

Я. А. Стельмах¹, Л. А. Крушинская¹, Е. И. Оранская²

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

03680, Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Институт химии поверхности им. А. А. Чуйко НАН Украины.

03164, Киев-17, ул. Генерала Наумова. E-mail: el_oranska@mail.ru

Приведены результаты исследований структуры и микротвердости толстых (20...60 мкм) керамико-металлических конденсатов Al_2O_3-Co с различной концентрацией металлической добавки (2,5-90 мас.%), полученных способом электронно-лучевого осаждения. Выполненные исследования подтверждают возможность формирования стабильных наноконкомпозитов Al_2O_3-Co в интервале температур конденсации 300...950 °С. Обобщены закономерности формирования наноконкомпозитов Al_2O_3-Co . Установлено, что размер наночастиц кобальта в керамической матрице в зависимости от температуры конденсации T_n можно варьировать от <4 ($T_n < 350$ °С) до 20 ($T_n \sim 900$ °С) нм. Микротвердость HV композитов, полученных при $T_n < 350$ °С, слабо зависит от содержания металлической фазы и не превышает 5...6 ГПа. В интервале температур подложки (350 < T_n < 820) °С микротвердость композитов HV равна примерно 10,5 (17 % Со); 7,5 (60 % Со); 7,0 (75 % Со) и 5,0 ГПа (90 % Со). Композиты, полученные в интервале (820 < T_n < 950) °С отличаются развитой межкристаллитной пористостью, их микротвердость составляет примерно 2 ГПа. Фазовый состав наноконкомпозитов Al_2O_3-Co контролируется температурой подложки T_n и концентрацией кобальта. Библиогр. 8, ил. 5.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; керамико-металлические материалы; наноконкомпозиты; оксид алюминия; кобальт; наноструктура; микротвердость

Значительный интерес к созданию керметов с особо малыми (<100 нм) металлическими включениями отмечен с начала 1990-х гг., когда стало известно о благоприятном влиянии внедрения наноразмерных частиц в керамические матрицы для получения наноконкомпозитов с высокой прочностью [1]. Развитие данного направления представляет интерес в связи с наличием потенциала повышения прочности и вязкости разрушения материалов одновременно в результате сочетания эффекта наноконкомпозитов и пластичности второй металлической фазы. Среди возможных керамических матриц интерес представляет оксид алюминия, отличающийся широким спектром эксплуатационных характеристик, включая конструкционные качества, электрофизические свойства, химическую инертность, высокие значения твердости и термостойкости. Однако хрупкость Al_2O_3 ограничивает сферу его практического применения. В работе [2] подтверждается, что введение металлической фазы в матрицу оксида алюминия обеспечивает широкий температурный интервал формирования нанокермета и дополнительное повышение микротвердости конечной композиции.

Большое значение в качестве металлического компонента для наноконкомпозитов на основе оксида

алюминия имеет кобальт. Отсутствие растворимости кобальта в Al_2O_3 и его относительная жаростойкость способствуют получению гетерогенных композиций (керметов) в широком интервале условий формирования. Согласно исследованиям, приведенным в работе [3], введение в матрицу Al_2O_3 добавок кобальта размером 30 нм повышает значение вязкости разрушения от 3,7 до 6,7 МПа·м^{1/2}. Высокое значение магнитного момента кобальта дополняет конструкционные характеристики наноконкомпозитов на его основе функциональными (магнитными) свойствами [4].

Основными способами получения наноконпозиционных керметов в настоящее время являются компактирование дисперсных (от 10 до 250 нм) порошков с последующим спеканием [3], а также золь-гель метод [1]. Для получения износостойких наноконпозиционных покрытий применяют газоплазменное напыление [5]. Однако потенциал физического осаждения парового потока в вакууме на подложки (готовые изделия) произвольных форм, позволяющие технологически контролировать состав, размер и степень консолидации структурных составляющих нанокерметов, практически не изучен. Поэтому в данной работе исследовали структуру, микротвердость и температурные условия формиро-



вания нанокompозитов Al_2O_3 -Co с различной концентрацией металлической составляющей.

Условия эксперимента, способы и объекты. Нанокompозиционные вакуумные конденсаты системы Al_2O_3 -Co для исследований синтезировали по классической двухтигельной схеме электронно-лучевого испарения в вакууме [6]. При этом одним электронным пучком испаряли штапик Al_2O_3 , спрессованный из порошка оксида алюминия чистотой 99,75 %, другим — испаряли слитки кобальта чистотой не менее 99,9 %, полученные путем электронно-лучевого перепада в вакууме. Концентрацию кобальта варьировали в интервале 2,5...90,0 мас. %. Осаждение смешанных паровых потоков кобальта и оксида алюминия производили на подложки с заданным вдоль оси градиентом температуры [2, 6]. Такая методика позволяет в одном эксперименте получить информацию о структуре и свойствах конденсированных материалов в заданном непрерывном интервале температур осаждения. Градиент температуры 200...1000 °C вдоль подложки создавали путем закрепления одного ее края в медном водоохлаждаемом держателе и нагреванием электронным лучом противоположного края. Измерение градиента температуры проводили пятью хромель-алюмелевыми термомпарами с погрешностью ± 10 °C.

Скорость конденсации в экспериментах составляла в среднем 2...3 мкм/мин, давление остаточных газов в рабочей камере во время процесса испарения — $(1...2) \cdot 10^{-2}$ Па, толщина полученных конденсатов — 20...60 мкм.

Электронно-микроскопические исследования (СЭМ) морфологии поверхности конденсатов проводили на растровом сканирующем электронном микроскопе SamScan 4D в режиме вторичных электронов.

Для определения элементного состава полученных конденсатов использовали рентгеноспектральный микроанализатор (приставка EDX к микроскопу Sam Scan 4D), программы обработки результатов — INCA-2000. Погрешность измерений составляла $\pm 0,3$ %.

Микротвердость *HV* конденсатов по Виккерсу измеряли с помощью специальной приставки Micro Duomat 4000E к оптическому микроскопу Polyvar Met в режиме автоматического нагружения при нагрузке на индентор 0,1...0,2 Н.

Дифрактограммы образцов регистрировали на дифрактометре ДРОН-УМ1 в излучении CoK_{α} линии анода с графитовым монохроматором в отраженном пучке при геометрии съемки по Брэггу-Брентано в угловом интервале 10...117° с шагом 0,1°. Расшифровка дифрактограмм была выполнена по каталогу JCPDS.

Исследовали тонкую структуру конденсатов оксида алюминия методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) на приборе Н-800 (Hitachi) при энергии ускоренных электронов 150...200 кэВ. Для исследований брали тонкие участки, полученные отслоением от массивного конденсата.

Результаты и их обсуждение. Выполненные методом СЭМ исследования поверхности и сечения полученных конденсатов системы Al_2O_3 -Co позволили установить, что морфология и размерность

структурных составляющих композитов зависит как от температуры подложки $T_{\text{п}}$, так и от количества введенной металлической добавки кобальта. На рис. 1 представлены фотографии поверхности композитов Al_2O_3 -75 мас. % Co и Al_2O_3 -90 мас. % Co, полученных в интервале значений температуры 350...920 °C. Структуры поверхности Al_2O_3 -60 мас. % Co и Al_2O_3 -75 мас. % Co подобны.

Все композиты с добавкой 2,5...90,0 мас. % кобальта при $T_{\text{п}} < 350$ °C характеризуются довольно плотной, аморфизированной структурой.

С повышением $T_{\text{п}}$ до 800 °C на поверхности конденсатов Al_2O_3 -(17...75 мас. %) Co проявляется лишь слабый рельеф (рис. 1, I, а, б). Однако уже при температуре 820 °C четко различимы структурные составляющие размером 2...5 мкм (рис. 1, I, в). При дальнейшем повышении температуры до 900 °C развивается пористость, существенно изменяющая микроструктуру и микротвердость конденсата (рис. 1, I, г).

В композитах с высоким значением концентрации кобальта (90 мас. %) при $T_{\text{п}} = 400$ °C формируются хорошо выраженные равноосные кристаллиты и образуется межкристаллитная пористость (рис. 1, II, а). Дальнейшее повышение температуры до 800 °C (рис. 1, II, а-в) сопровождается непрерывным укрупнением как диаметра кристаллитов от 1 до 8...10 мкм, так и увеличением размера пор между ними (0,2...1,5 мкм). Изменение микроструктуры при $T_{\text{п}} 820$ °C обусловлено диспергированием кристаллитов (рис. 1, II, г).

Изменение микроструктуры в рассмотренных композитах при 800...900 °C связано, по всей видимости, с фазовым переходом $\gamma-Al_2O_3 \rightarrow \alpha-Al_2O_3$ в этом температурном интервале [7].

В процессе исследования микротвердости полученных композитов в зависимости от температуры подложки обнаружена ее четкая корреляция с микроструктурой (рис. 2). При использовании малых добавок (2,5 мас. %) кобальта температурный интервал формирования твердого композита по сравнению с конденсатами чистого оксида алюминия расширяется незначительно. Композиты с 17 мас. % кобальта имеют максимальную твердость на уровне 10 ГПа.

Поскольку практический интерес с точки зрения магнитных свойств представляют композиты с повышенным содержанием кобальта, изучали композиты с массовой долей кобальта 60, 75, 90 %. Как и в случае применения других металлических добавок [2], кобальт существенно расширяет температурный интервал образования твердых конденсатов. Однако пористость, развивающаяся в композитах с высокой концентрацией металлической составляющей при температурах свыше 800...850 °C, накладывает ограничение на температурные условия получения твердых композитов. С помощью представленных на рис. 2 зависимостей установлен температурный интервал стабильной микротвердости для сравнения композитов с различной концентрацией кобальта. Он ограничен, с одной стороны, 600 °C (для композита с 17 мас. % кобальта), а с другой, — 650 °C (для композита с 90 мас. % кобальта). Данные, представленные на рис. 3, позво-

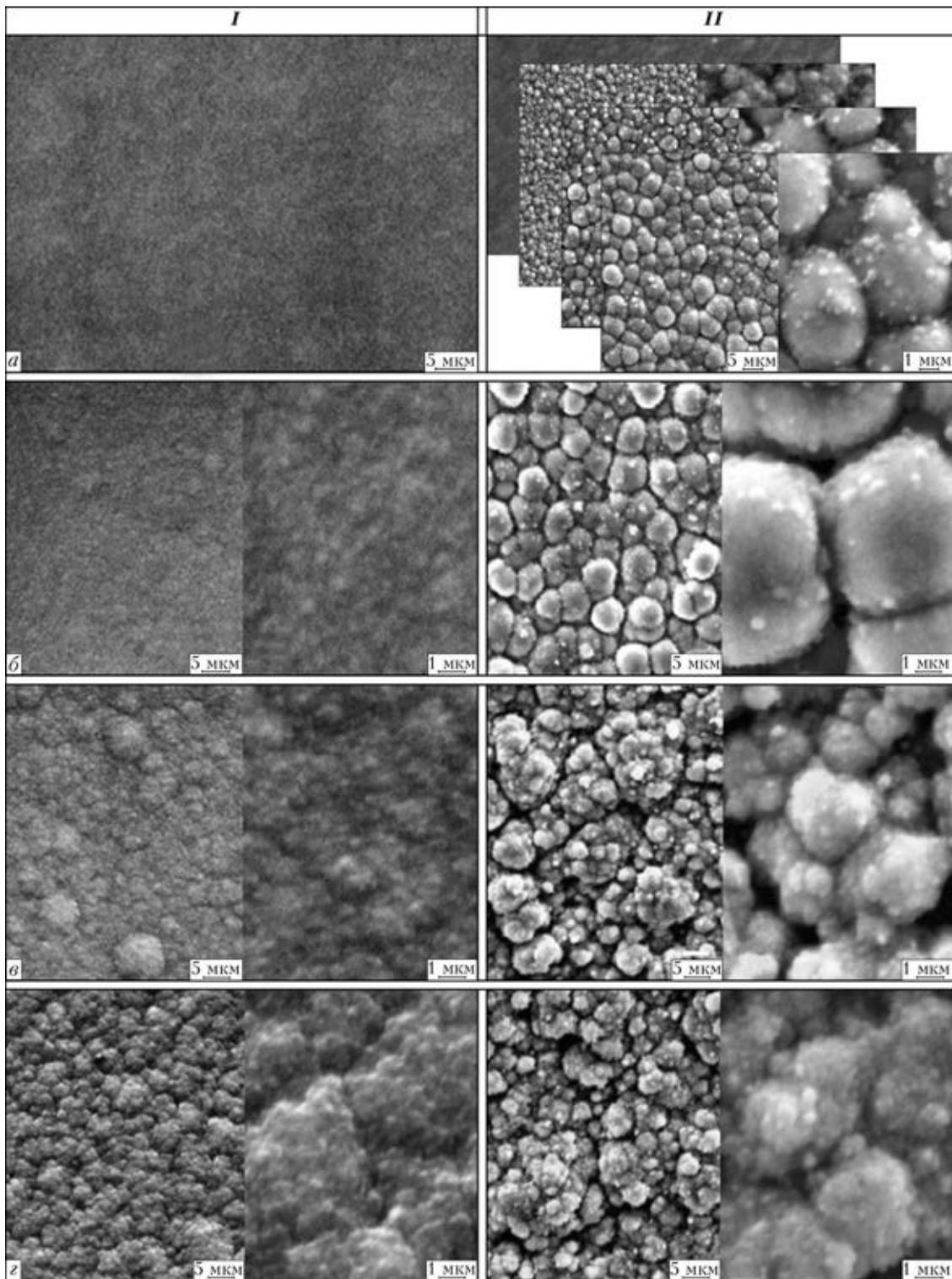


Рис. 1. Структура поверхности нанокompозитов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Co}$ в зависимости от температуры подложки T_n , °C: *a* – 350...750; *б* – 770; *в* – 820; *г* – 920; *I* – $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-75}$ мас. % Co; *II* – $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-90}$ мас. % Co

ляют сделать вывод о том, что в области высоких концентраций кобальта уровень микротвердости нанокompозитов определяется количеством добавки и снижается с ее увеличением: 10,0...10,5 ГПа для 17 %; 7,0...7,5 ГПа для 60 %; 6,5...7,0 ГПа для 75 %; 4,5...5,5 ГПа для 90 % кобальта.

В работе [7] показано, что толстые вакуумные конденсаты оксида алюминия, полученные способом электронно-лучевого испарения, характеризу-

ются присутствием наноразмерного Al_2O_3 , а добавки металлов образуют в конденсатах наночастицы [2]. Выполненные с помощью ПЭМ исследования тонкой структуры показали, что конденсаты композита $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-7,5}$ мас. % Co, полученные при T_n 80 °C, имеют двухфазную структуру. Наночастицы кобальта размером 2...4 нм распределены в керамической матрице Al_2O_3 (рис. 4, *a*, *б*). Микродифракция имеет размытое гало, характерное для структур с

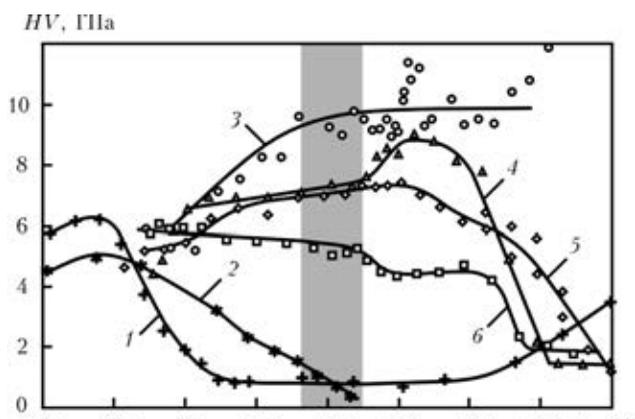


Рис. 2. Микротвердость конденсатов Al_2O_3 (1), Al_2O_3 -2,5 % Co (2), Al_2O_3 -17 % Co (3), Al_2O_3 -60 % Co (4), Al_2O_3 -75 % Co (5), Al_2O_3 -90 % Co (6) в зависимости от температуры подложки $T_{\text{п}}$

размерностью менее 4 нм (рис. 4, а). С ростом температуры до 400 °C размер наночастиц кобальта увеличивается (рис. 4, в) и согласно выполненным измерениям составляет 7...13 нм. Форма наночастиц кобальта сложная, отличная от сферической. Электронограммы свидетельствуют о кристаллической структуре наночастиц кобальта с кубическим типом решетки (β -Co).

Сохранение эксплуатационных и функциональных свойств нанокомпозитов определяется стабильностью наночастиц. Однако наночастицы металлов характеризуются высокой поверхностной активностью, проявляющейся в склонности к окислению.

Для определения фазового состава полученных композитов, среднего размера и оценки окисленности наночастиц кобальта выполнены рентгеноструктурные исследования образцов Al_2O_3 -60 мас. % Co и Al_2O_3 -90 мас. % Co в интервале температур 300...860 °C. Результаты исследований представлены на рис. 5.

В композите Al_2O_3 -60 мас.% кобальта, полученном при $T_{\text{п}}$ 370 °C, кобальт рентгеноаморфен (размер наночастиц менее 4 нм). При повышении температуры до 460 °C появляются пики β -Co, что соответствует данным работы [8], средний размер наночастиц кобальта в этом композите составляет 5 нм.

С повышением температуры формирования композита пики β -Co становятся уже и выше, что соответствует повышению кристалличности кобальта. Согласно проведенным оценкам, увеличивается и

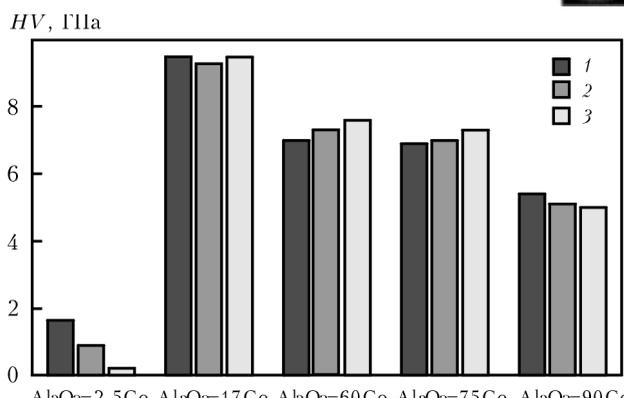


Рис. 3. Диаграмма микротвердости композитов Al_2O_3 -Co, мас. %, в зависимости от $T_{\text{п}}$, °C: 1 – 550; 2 – 600; 3 – 650

средний размер наночастиц кобальта: для $T_{\text{п}}$ 630 °C он составляет 7, а при 830 °C – 20 нм.

В композитах с высокой массовой долей кобальта (90 %) уже при $T_{\text{п}}$ 300 °C присутствуют α - и β -фазы кобальта, что подтверждается соответствующими дифракционными пиками (рис 5, б). С повышением значения $T_{\text{п}}$ α -Co переходит в более стабильную β -модификацию. Из соотношения интенсивностей дифракционных пиков определено количественное соотношение α - и β -фаз кобальта: при температуре $T_{\text{п}}$ 300 °C массовая доля α -Co составила 27 %, при 460 °C – 15 %, 630 °C – 7 %, в случае 830 °C зарегистрированы лишь следы присутствия α -Co.

Средний размер наночастиц в композитах с 90 мас. % кобальта при $T_{\text{п}} < 800$ °C несколько выше, чем в композитах Al_2O_3 -60 мас. % кобальта и составляет 9...10 нм для $T_{\text{п}}$ 300...460 °C и 15 нм для 630 °C. Вместе с тем при $T_{\text{п}}$ 830...860 °C средний размер наночастиц для композитов с 60 и 90 мас. % кобальта одинаков и составляет 20 нм.

Пики оксидов кобальта вплоть до 830...860 °C не были обнаружены, что позволяет сделать вывод о металлической природе наночастиц кобальта в полученных нанокомпозитах.

В работе [4] обнаружено, что ферромагнитные нанокомпозиты (ФНМК) Al_2O_3 -Co, полученные способом электронно-лучевого осаждения, являются высокочувствительными магнитными материалами, характеризующимися переходом из суперпарамагнитного в ферромагнитное состояние, а также порогом перколяции электрических свойств в интервале концентраций кобальта 70...85 мас. %. Задавая температуру подложки и концентрацию ме-

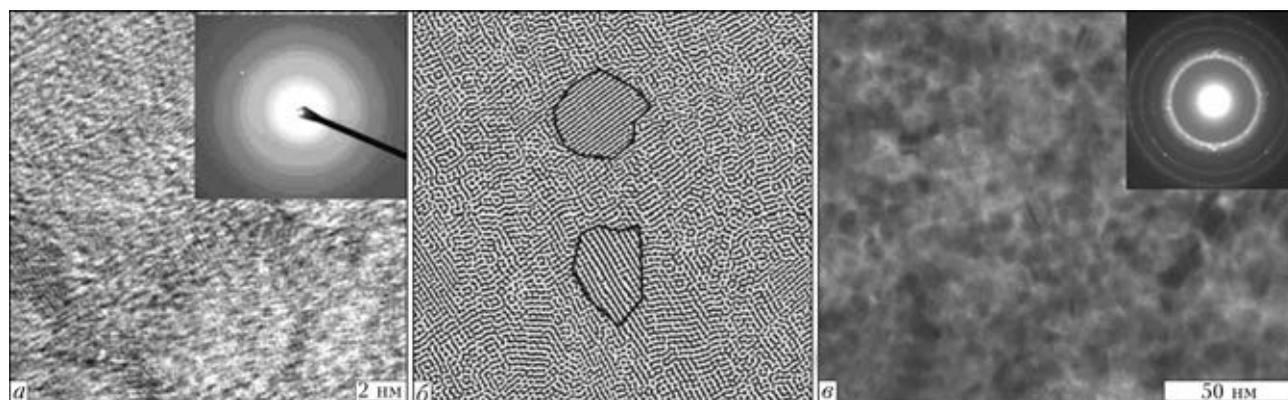


Рис. 4. Структура нанокомпозитов Al_2O_3 -17 мас. % Co (а) с Фурье-образом (б) и Al_2O_3 -75 мас. % Co (в)

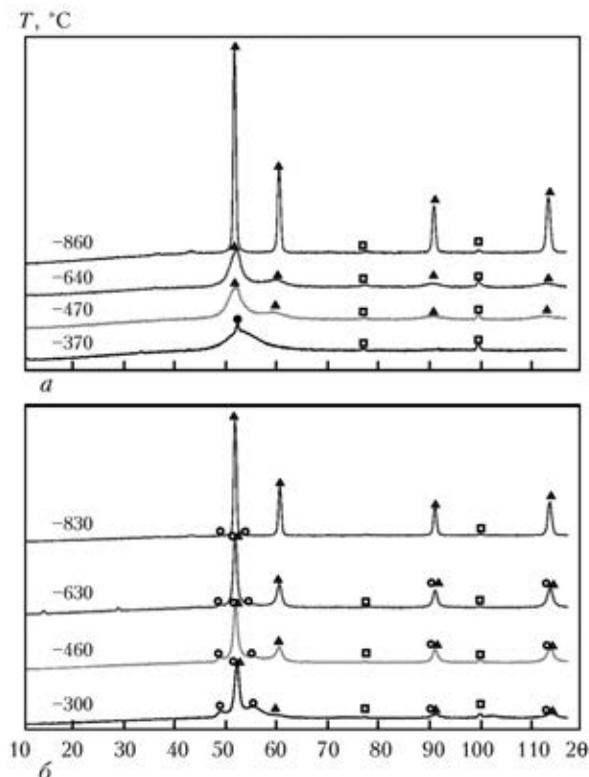


Рис. 5. Дифрактограммы нанокompозитов Al_2O_3 -60 мас. % Co (а) и Al_2O_3 -90 мас. % Co (б), сформированных при различных значениях T_n ; Δ – β -кобальт, \circ – α -Co, \bullet – аморфный кобальт, \square – α -железо (подложка)

таллической фазы, можно управлять как структурными, так и магнитными характеристиками нанокompозитов Al_2O_3 -Co, варьируя размерность наночастиц кобальта в керамической матрице от нескольких до десятков нанометров, и придавать композитам свойства пара- или ферромагнетика.

Выводы

1. Размер наночастиц кобальта в нанокompозитах, полученных при $T_n < 350$ °C, составляет менее 4 нм, а твердость таких композитов не превышает 5...6 ГПа.
2. Размер наночастиц кобальта в композитах, полученных в интервале температур подложки

350 °C < T_n < 820 °C, варьируется в интервале от 5 до 15 нм. Структура нанокompозитов Al_2O_3 -Co контролируется технологически – температурой подложки. В зависимости от концентрации она является плотной, содержащей фазу β -Co для 17...60 мас. % кобальта; пористой, содержащей фазы α - и β -Co в композитах для 90 мас. % кобальта. В пористых нанокompозитах по мере роста T_n содержание α -Co меняется от 20 до 0 мас. %, размер столбчатых кристаллитов увеличивается от 1 до 10 мкм, а размер пор увеличивается от 0,2 до 1,5 мкм. Микротвердость HV нанокompозитов составляет примерно 10,5 (17 % Co); 7,5 (60 % Co); 7 (75 % Co) и 5 (90 % Co) ГПа.

3. Средний размер наночастиц β -Co в композитах, полученных в интервале 820 °C < T_n < 950 °C, равен примерно 20 нм. Такие композиты характеризуются развитой межкристаллитной пористостью и микротвердостью примерно 2 ГПа.

1. Niihara K. New design concept of structural ceramics – ceramic nanocomposites // J. Ceram. Soc. Jpn. – 1991. – 99. – P. 945–952.
2. Стельмах Я. А. Механические свойства наноструктурных керметов на основе Al_2O_3 , полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме // Современ. электротехнология. – 2012. – № 2. – С. 25–30.
3. Tai W. P., Watanabe T. Preparation and mechanical properties of Al_2O_3 reinforced by submicrometer Co particles // J. of Materials Science. – 1998. – 33, is. 24. – P. 5795–5801.
4. Magnetic and electrical properties of ferromagnetic nanocomposites based on Co nanoparticles in Al_2O_3 matrix // M. V. Radchenko, G. V. Lashkarev, M. E. Bugaiova et al. // Phys. Stat. Sol. (b) – 248. – 2011. – P. 1619–1622.
5. Chow G.M., Ovid'ko I. A., Tsakalarios T. Nanostructured Films and Coatings. // Kluwer Academic Publishers (Netherlands). – 2000. – P. 131–148.
6. Яковчук К. Ю., Стельмах Я. А. Лабораторная электронно-лучевая установка для осаждения из паровой фазы неорганических материалов с аморфной, нано- и микроразмерной структурой // Материалы конференции НАНСИС-2004 (Киев, 12–14 окт. 2004). – Киев, 2004. – С. 387.
7. Крушинская Л. А., Стельмах Я. А. Структура и некоторые свойства толстых конденсатов оксида алюминия, полученных электронно-лучевым испарением и осаждением паровой фазы в вакууме. // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии: Сб. научн. тр. – Київ: Академперіодика, 2010. – 8, № 4. – С. 1003–1014.
8. Кушняц И. Л. Химическая энциклопедия: В 5 т. – М.: Советская энциклопедия, 1990. – Т. 2. – С. 414–671.

The paper presents the results of investigation of structure and microhardness of thick (20...60 μm) Al_2O_3 -Co ceramics-metal condensates with different concentration of metal additive (2.5...90 wt.%) produced by electron beam deposition. Performed investigations confirm the possibility of forming stable Al_2O_3 -Co nanocomposites in the range of condensation temperatures of 300...950 °C. Regularities of forming Al_2O_3 -Co nanocomposites are generalized. It is established that the size of cobalt nanoparticles in the ceramic matrix can be varied from <4 ($T_s < 350$ °C) to 20 ($T_s \sim 900$ °C) nm, depending on condensation temperature T_s . Microhardness HV of composites produced at $T_s < 350$ °C is weakly dependent on the content of metal phase and does not exceed 5...6 GPa. In the range of substrate temperatures (350 < T_s < 820) °C composite microhardness HV is equal to approximately 10.5 (17 % Co); 7.5 (60 % Co); 7.0 (75 % Co) and 5.0 GPa (90 % Co). Composites produced in the range of (820 < T_s < 950) °C feature ramified intercrystalline porosity, their microhardness being approximately 2 GPa. Phase composition of Al_2O_3 -Co nanocomposites is controlled by substrate temperature T_s and cobalt concentration. 8 Ref., 5 Figures.

Keywords: electron beam deposition; ceramics-metal materials; nanocomposites; aluminium oxide; cobalt; nanostructure; microhardness

Поступила 21.03.2014



УДК 669.187.58

ИЗУЧЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА, ПОЛУЧАЕМЫХ ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННЫМ СПОСОБОМ

В. А. Шаповалов¹, В. В. Якуша¹, Ю. А. Никитенко¹,
В. В. Долиненко¹, А. Н. Гниздыло¹, В. В. Жолудь²

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

²Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины.
03680, г. Киев, бул. Академика Вернадского, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Рассмотрен вопрос экспериментального исследования температурного поля в профилированном монокристалле вольфрама при плазменно-индукционном способе выращивания. На основании данных прямых измерений температур в кристалле с помощью термопар ВР 5/20 выполнен анализ температурных градиентов в его объеме. Показано, что при данном способе выращивание монокристалла проходит в условиях практически плоского фронта кристаллизации, и термонапряженное состояние профилированного кристалла в основном определяется значением градиентов температур вдоль его ширины и высоты. Установлено, что максимальное значение температурных градиентов составляет соответственно 36 и 90 °С/мм, а зона их максимума сосредоточена вблизи фронта кристаллизации. Выявлено, что индукционный нагрев боковой поверхности монокристалла способствует уменьшению уровня температурных градиентов в его объеме. На расстоянии двух толщин кристалла от его верхнего торца формирование структуры монокристалла в твердой фазе происходит при постоянном градиенте температур. Выполнен сравнительный анализ пространственного распределения градиентов температур монокристаллов плазменно-дугового и плазменно-индукционного способов плавки. Экспериментально подтверждено, что плазменно-индукционный процесс формирования крупного профилированного монокристалла сопровождается меньшими (на 10...15 °С/мм) значениями градиентов температур в большей части его объема по сравнению с плазменно-дуговым процессом формирования цилиндрического кристалла диаметром 30 мм. Библиогр. 12, ил. 8.

Ключевые слова: профилированный монокристалл вольфрама; плазменно-индукционный способ; температурное поле; градиент температур; дислокации; температурные напряжения; эквивалентный конвективный теплообмен

Жесткие требования, предъявляемые к химической чистоте и структуре полупроводниковых монокристаллов, распространяются в настоящее время и на металлические монокристаллы, в частности на монокристаллы тугоплавких металлов. Вызвано это потребностью в новых функциональных материалах с особыми свойствами для техники будущего. Например, серьезной проблемой на пути практической реализации термоядерного реактора ИТЕР является выбор конструкционных материалов, прежде всего материалов для первой стенки камеры (особенно для пластин дивертора). В наибольшей степени для этой цели подходит монокристаллический вольфрам, способный обеспечить длительность

жизни стенки до 20 лет [1, 2]. Поэтому проблемы повышения качества монокристаллов вольфрама и совершенствования технологии их получения весьма актуальны.

Дефекты кристаллического строения, подобно примесям, оказывают влияние на многие свойства металлов. Установлено, что точечные дефекты в виде вакансий и их скоплений заметно влияют на электросопротивление, а дислокации и субграницы — на механические свойства.

Линейные структурные дефекты (дислокации) очень чувствительны к изменению условий формирования кристалла. Основным механизмом их образования в монокристаллах, выращенных из распла-



ва, помимо прорастания из затравки, является пластическая деформация под действием внутренних напряжений в слитке. В общем случае в условиях высоких температурных градиентов вблизи фронта кристаллизации наибольшее значение с точки зрения генерации дислокаций имеют вызванные ими температурные напряжения [3–7].

Необходимым этапом в процессе изучения закономерностей формирования дислокационной структуры кристаллов является детальное исследование тепловых условий их выращивания.

Среди существующих способов выращивания монокристаллов тугоплавких металлов из жидкой фазы способ плазменно-индукционной зонной плавки имеет преимущество из-за наличия двух независимых источников тепловой энергии. Это позволяет в данной технологии, по сравнению из электронно-лучевой и плазменно-дуговой, осуществлять гибкое управление температурным полем монокристалла в процессе его роста.

Некоторые аспекты исследования температурных полей в плоских монокристаллах вольфрама при плазменно-индукционной зонной плавке рассматривали в работе [8]. Оценку температурного поля осуществляли на основе экспериментальных данных измерения температур поверхности кристалла оптическим пирометром. По ограниченному количеству замеров температуры рассчитаны усредненные температурные градиенты, которые не отражают истинную картину температурного поля в его объеме. Анализ температурных полей профилированных монокристаллов вольфрама, выполненный в работе [9] на основе результатов математического моделирования, в силу ряда идеализаций и упрощений, принятых при разработке тепловой модели процесса, носит обобщенный характер. Выявлен-

ные зависимости в формировании температурных полей показывают лишь качественное влияние источников нагрева на возможность управления тепловыми условиями формирования монокристаллов.

Оценить реальную картину температурного поля в теле монокристалла наиболее полно можно только по прямым экспериментальным данным. Это и определяет цель данной работы.

Методика проведения эксперимента. Исследование формирования пространственного теплового поля проводили на предварительно выращенном монокристалле, в теле которого зафиксированы горячие спаи термопар по схеме рис. 1. Процесс выращивания монокристалла имитировали путем наплавки верхнего слоя слитка кристалла с одновременной регистрацией показаний ЭДС термопар. Исследовали кристалл размером $20 \times 90 \times 160$ мм. Опыт выращивания профилированных монокристаллов вольфрама показал, что при этой высоте процесс роста становится квазистационарным.

В исследуемом кристалле с применением электроэрозионной прошивки выполнено 18 цилиндрических отверстий диаметром 1 мм, глубиной, равной половине толщины слитка. Они образуют три вертикальных ряда (I–III) по шесть глухих отверстий для термопар. Первый ряд расположен на оси симметрии монокристалла, второй и третий отстоят от него на расстоянии соответственно 35 и 70 мм. Горизонтальные ряды отверстий находятся на расстоянии 2, 5, 10, 30, 60 и 85 мм от верхнего торца кристалла.

Измерение температур выполняли вольфрамрениевыми термопарами ВР 5/20 диаметром 0,2 мм со статической характеристикой типа А1. Минимизация уровня шумов измерений, обусловленных действием как тока высокочастотного индуктора частотой 66 кГц, так и сетевой помехи 50 Гц, обеспечена выполнением скрутки выводов термопар с шагом 10 мм и применением для оцифровки термопар интегрированного сигма-дельта АЦП типа AD7794 (фирма «Analog Devices»). Показания термопар верхнего ряда фиксировали с помощью трех одноканальных регистрирующих приборов РП-160, показания трех последующих горизонтальных рядов — микропроцессорным контроллером [10], данные от двух нижних рядов — с помощью шестиканального автоматического потенциометра КСП-4. Температуру холодного спаи термопар контролировали полупроводниковым терморезистором ММТ-4, расположенном непосредственно в камере печи. В высокотемпературной области вблизи фронта кристаллизации применяли линейную аппроксимацию.

Результаты исследования. При выращивании и охлаждении до комнатной температуры плоского монокристалла в нем возникают градиенты температур по высоте $\partial T / \partial h$, ширине $\partial T / \partial l$ и толщине $\partial T / \partial \delta$. В зависимости от соотношения этих величин может возникнуть неравномерное расширение параметров решетки в разных частях кристалла, что вы-

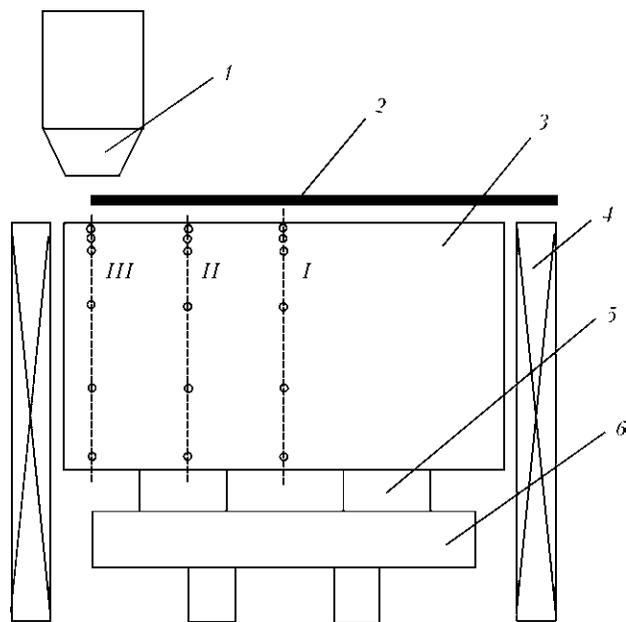


Рис. 1. Схема плазменно-индукционного способа выращивания профилированных монокристаллов и мест размещения термопар: 1 — плазматрон; 2 — пруток; 3 — монокристалл; 4 — индуктор; 5 — подставка; 6 — поддон



Рис. 2. Внешний вид фронта кристаллизации

зывает в нем появление сжимающих и растягивающих напряжений.

С помощью глубокого травления поверхности шлифов продольных срезов профилированных монокристаллов вольфрама обнаружено, что при плазменно-индукционном способе их выращивание осуществляется в условиях практически плоского фронта кристаллизации (рис. 2). Следовательно, термонапряженное состояние кристалла в основном будет определяться только двумя градиентами: $\partial T / \partial h$ и $\partial T / \partial l$.

При формировании монокристалла плазменно-дуговой источник нагрева совершает возвратно-поступательное перемещение ванны жидкого металла по поверхности наращивания, вызывая периодические изменения температуры в каждой точке кристалла. Установлено, что при скорости движения плазматрона менее 10 мм/мин наступает квазистационарный процесс, и формируемое температурное поле в слитке не зависит от скорости движения плазматрона, а определяется лишь его местоположением.

В тепловом отношении наиболее неблагоприятные условия в монокристалле формируются при нахождении плазматрона на одном из концов слитка (рис. 1). Согласно экспериментальным данным осевое распределение температур по высоте и ширине монокристалла имеет ниспадающий характер (рис. 3, 4). Само по себе распределение температур дает только качественную оценку температурного

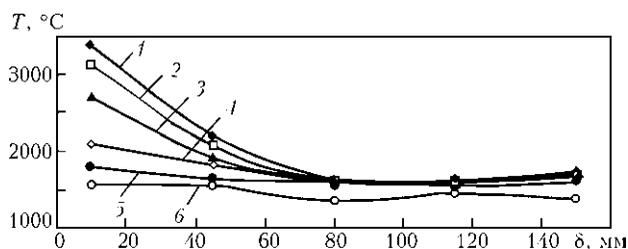


Рис. 3. Распределение температур по ширине δ монокристалла на горизонте от верхнего торца кристалла, мм: 1 – 2; 2 – 5; 3 – 10; 4 – 30; 5 – 60; 6 – 85

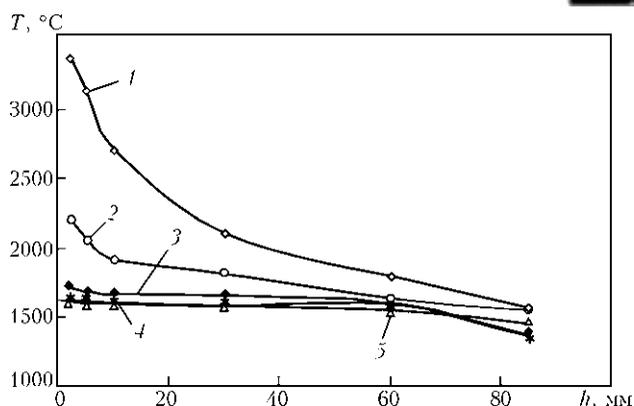


Рис. 4. Распределение температур по высоте h монокристалла в сечении от края кристалла, мм: 1 – 10 (под плазматроном); 2 – 45; 3 – 150; 4 – 80 (центр); 5 – 115

поля, позволяющую определить степень нагрева одной области кристалла относительно другой.

Распределения осевых градиентов температур в теле монокристалла, в отличие от приведенного распределения температур, дает количественную оценку температурного поля. С его помощью можно проследить динамику нагрева (охлаждения), определить термонапряженные зоны монокристалла.

На рис. 5 и 6 представлены зависимости температурных градиентов по ширине и высоте монокристалла. Они состоят из горизонтальных и наклонных отрезков прямых. Максимальный градиент температур по ширине кристалла находится у верхнего торца, имеет постоянное значение на расстоянии 0,5 δ от края ванны и равен 36 °C/мм. С

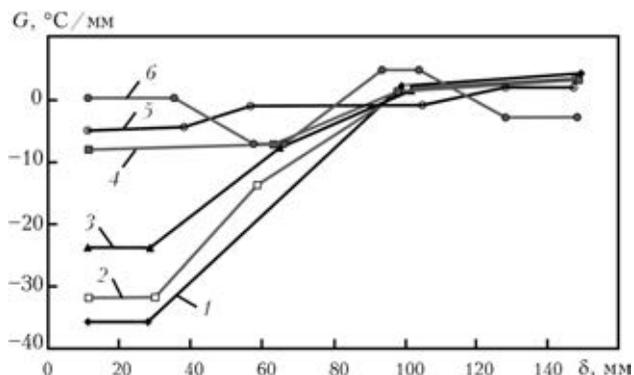


Рис. 5. Распределение градиентов температур G по ширине монокристалла на горизонте от верхнего торца кристалла, мм: 1 – 2; 2 – 5; 3 – 10; 4 – 30; 5 – 60; 6 – 85

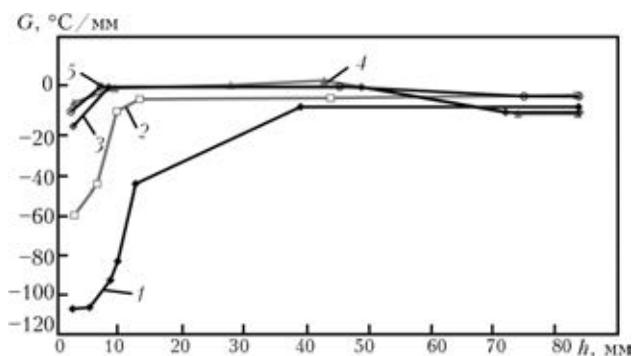


Рис. 6. Распределение градиентов температур G по высоте монокристалла в сечении от края кристалла, мм: 1 – 10 (под плазматроном); 2 – 45; 3 – 150; 4 – 80 (центр); 5 – 115

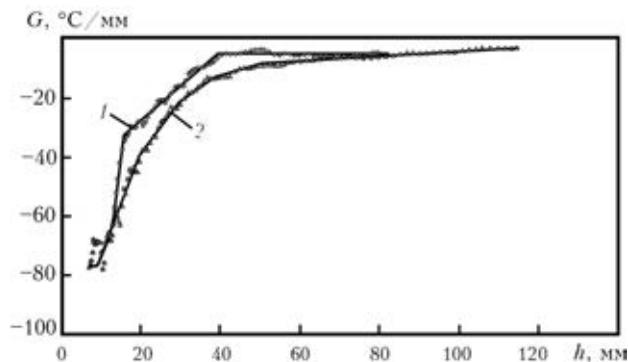


Рис. 7. Распределение градиентов температур G по высоте монокристаллов в зависимости от способа выращивания: 1 – плазменно-индукционный; 2 – плазменно-дуговой [12]

увеличением этого расстояния степень влияния плазменного источника нагрева на распределение температур линейно снижается. На расстоянии 4,5δ оно уже практически нивелируется ($\partial T / \partial l = \text{const}$). В глубь монокристалла $\partial T / \partial l$ уменьшается по абсолютному значению, но характер зависимости сохраняется, за исключением нижней части, на которую влияет водоохлаждаемый поддон. Максимальный градиент температур по высоте слитка $\partial T / \partial h$ находится на оси плазматрона в узкой зоне на расстоянии до 3 мм от фронта кристаллизации и составляет 90 °C/мм. С удалением от фронта кристаллизации он уменьшается по абсолютному значению. На расстоянии ниже 2δ от верхнего торца кристалла, за исключением зон влияния поддона, реализуется режим плазменно-индукционного нагрева практически из $\partial T / \partial h = \text{const}$. Его можно рассматривать как случай свободного температурного изгиба [11], при котором не возникают термодинамические напряжения.

Важное практическое значение имеет определение условий теплообмена монокристалла с окружающей средой, которые соответствуют экспериментально определенному температурному полю. Принимая, что все граничные условия, которые приводят к одному и тому же температурному полю в рассматриваемом теле, являются эквивалентными, в работе [12] предложено анализировать теплообмен монокристалла вольфрама при плазменно-дуговом выращивании в зависимости от условий эквивалентного конвективного теплообмена.

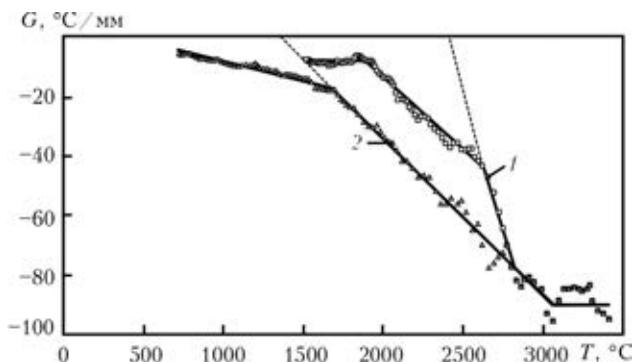


Рис. 8. Распределение осевых градиентов температур T , °C монокристаллов вольфрама в зависимости от способа выращивания: 1 – плазменно-индукционный; 2 – плазменно-дуговой [12]

Применение дополнительного источника индукционного нагрева при плазменно-индукционном способе выращивания позволяет эффективно влиять на условия теплообмена кристалла с окружающей средой. Таким образом, управляя температурными градиентами в теле слитка, мы можем контролировать степень совершенства выращиваемых монокристаллов.

На рис. 7, 8 представлены экспериментальные данные распределения осевых градиентов температур $\partial T / \partial h$ для цилиндрического монокристалла вольфрама плазменно-дуговой плавки диаметром 30 мм и плоского монокристалла вольфрама плазменно-индукционной плавки [12].

Формирование большого профилированного монокристалла вольфрама при плазменно-индукционном способе выращивания, кроме небольшой зоны под фронтом кристаллизации, сопровождается меньшими на 10...15 °C/мм температурными градиентами в твердой фазе. Причем в части кристалла ниже 40 мм от фронта затвердевания процесс выращивания проходит при постоянном градиенте температур.

Охарактеризовать условия теплообмена рассматриваемых монокристаллов вольфрама позволяют экспериментальные зависимости градиентов в виде $\partial T / \partial h = f(T)$. Тангенс угла наклона их прямолинейных участков пропорционален эквивалентным коэффициентам теплообмена кристаллов с окружающей средой, а точки пересечения с осью температур соответствуют эквивалентным температурам окружающей среды. В области температур перехода с горизонтальных участков в наклонные существует зона максимального охлаждения кристалла. Наклонный участок прямой $\partial T / \partial h = f(T)$ означает, что в этом диапазоне температур поверхность слитка в процессе роста охлаждается по закону Ньютона, когда эквивалентная температура окружающей среды и коэффициент теплообмена являются постоянными величинами.

Из приведенных зависимостей следует, что в узкой зоне у фронта кристаллизации происходит интенсивное охлаждение как плоского монокристалла плазменно-индукционной зонной плавки, так и небольшого цилиндрического монокристалла плазменно-дуговой плавки. Однако следует заметить, что при этом эквивалентная температура окружающей среды при выращивании в условиях плазменно-индукционного процесса существенно выше, чем при плазменно-дуговом, и составляет около 2400 °C. В дальнейшем благодаря дополнительному высокочастотному нагреву поверхности кристалла интенсивность его охлаждения падает и становится меньше, чем при плазменно-дуговом способе, а эквивалентная температура окружающей среды на 400 °C превосходит эквивалентную температуру плазменно-дугового процесса и составляет около 1800 °C.

Анализ температурного поля профилированного монокристалла плазменно-индукционной зонной плавки показывает, что уровень максимальных температурных градиентов в теле слитка составляет около 90 °C/мм. При этом абсолютная температура



участков максимальных градиентов находится в зоне горячей деформации (выше $0,6T_{пл}$). Дислокации, возникающие под действием этих температурных градиентов, аннигилируют. Зоны с меньшими температурными градиентами либо зоны, где реализуются условия свободного температурного изгиба, имеют абсолютную температуру также не ниже температуры начала горячей деформации ($0,5T_{пл}$).

Установлено, что средняя плотность ямок травления (дислокаций) внутри субзерен профилированных монокристаллов вольфрама составляет $2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, а в субграницах — $(1...5) \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$. Это соответствует плотности дислокаций относительно совершенных монокристаллов вольфрама электронно-лучевой зонной плавки.

Выводы

1. Экспериментально по данным термометрических преобразователей температур ВР 5/20 проведен анализ температурного поля в профилированном монокристалле вольфрама при плазменно-индукционной зонной плавке. Установлено, что максимальный градиент температур в теле кристалла возникает на оси плазмотрона в узкой зоне у фронта кристаллизации и не превышает $90 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$.

2. Показано, что благодаря дополнительному индукционному источнику нагрева при плазменно-индукционном способе выращивания крупного профилированного монокристалла вольфрама $20 \times 90 \times 160 \text{ мм}$ в большей части его объема уровень возникающих температурных градиентов на $10...15 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$ ниже, чем у небольшого цилиндрического монокристалла вольфрама диаметром 30 мм , который выращивается плазменно-дуговым способом. Эквивалентный конвективный теплообмен монокристалла осуществляется из окружающей среды, которая в низкотемпературной области имеет эквивалентную температуру на $400 \text{ }^\circ\text{C}$ выше, чем при плазменно-дуговом процессе, и составляет около $1800 \text{ }^\circ\text{C}$.

3. Определено, что абсолютная температура нагрева наиболее термонапряженных зон профилированного монокристалла вольфрама в процессе роста не ниже температуры начала горячей деформации ($0,5T_{пл}$). Дислокации, вызванные этими термонапряжениями, при длительном процессе выращива-

ния вследствие активации релаксационных процессов будут аннигилировать. Средняя плотность дислокаций внутри субзерен составляет $2 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, а в субграницах — не более $(1...5) \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$.

1. Смирнов В. П. Термоядерная энергетика — крупнейший международный инновационный проект // Рос. хим. журнал. — 2008. — ЛII, № 6. — С. 79–94.
2. Филатов О. Г., Мазуль И. В. Экспериментальный комплекс НИИЭФА для имитации эксплуатационных факторов «первой стенки» реактора ИТЭР // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. — 2003. — Вып. 3. — С. 3–31.
3. Манохин А. И., Бурханов Г. С. Современное состояние проблемы металлических монокристаллов // Высококачественные и монокристаллические металлические материалы. — М.: Наука, 1987. — С. 5–13.
4. Кервалишвили И. Д., Щелкин Ю. Ф. Тепловые условия — фактор, определяющий получение совершенных кристаллов // Физика и химия обработки материалов. — 1982. — № 5. — С. 70–78.
5. Предтеченский Б. С., Старостина Л. С. Дислокации в монокристаллах молибдена, полученных зонным плавлением // Рост и дефекты металлических кристаллов / Под ред. Д. Е. Овсиенко. — Киев: Наук. думка, 1972. — С. 213–217.
6. Глебовский В. Г., Семенов В. Н., Ломейко В. В. Влияние условий кристаллизации на структурное совершенство монокристаллов вольфрама // Высококачественные и монокристаллические металлические материалы / Под ред. А. И. Манохина. — М.: Наука, 1987. — С. 38–42.
7. Исследование условий образования дислокаций в монокристаллах арсенида галлия при выращивании из расплава / В. В. Освенский, М. Г. Мильвидский, В. В. Кулагин и др. // Рост и дефекты металлических кристаллов / Под ред. Д. Е. Овсиенко. — Киев: Наук. думка, 1972. — С. 251–261.
8. Температурные поля в крупных монокристаллах вольфрама плоской формы при плазменно-индукционном методе выращивания / А. А. Коваленко, В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш и др. // Пробл. спец. электротехнологии. — Киев, 1994. — № 3, 4. — С. 48–52.
9. Шаповалов В. О. Наукові та технологічні основи плазмово-індукційного вирощування крупних монокристалів тугоплавких металів: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук (НАН України. Ін-т електротехнологій ім. Є. О. Патона). — Київ, 2003. — 36 с.
10. Уточнение инерционных свойств термопар, применяемых при исследованиях металлургических и сварочных процессов / В. В. Долиненко, Е. В. Шаповалов, В. А. Коляда и др. // Современ. электротехнология. — 2012. — № 4. — С. 33–36.
11. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. — М.: Металлургия, 1984. — 256 с.
12. Анализ тепловых условий получения монокристаллов тугоплавких металлов с использованием плазменно-дугового источника нагрева / И. Д. Кервалишвили, Г. С. Бурханов, Ю. Ф. Щелкин и др. // Металлические монокристаллы: Сб. науч. тр. — М.: Наука Публшерс, 1990. — С. 22–34.

The paper deals with experimental study of temperature field in a profiled tungsten single-crystal at plasma-induction growth method. Analysis of temperature gradients in the crystal volume was performed proceeding from the data of direct measurements of temperatures in the crystal with ВР 5/20 thermocouples. It is shown that with this method single-crystal growing proceeds under the conditions of practically plane solidification front, and thermostressed state of profiled single-crystal is mainly determined by the value of temperature gradients along its width and height. It is established that the maximum value of temperature gradients is equal to 36 and $90 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$, respectively, and the zone of their maximum is concentrated near the solidification front. It is found that induction heating of single-crystal side surface promotes lowering of the level of temperature gradients in its volume. At the distance of two crystal thicknesses from its upper face formation of single-crystal structure in the solid phase proceeds at a constant temperature gradient. Comparative analysis of spatial distribution of temperature gradients in single-crystals of plasma-arc and plasma-induction melting processes was performed. It is experimentally confirmed that plasma-induction process of forming a large profiled single-crystal is accompanied by smaller (by $10...15 \text{ }^\circ\text{C}/\text{мм}$) values of temperature gradients in the greater part of its volume, compared to plasma-arc process of formation of a cylindrical crystal of 30 мм diameter. 12 Ref., 8 Figures.

Keywords: profiled tungsten single-crystal; plasma-induction method; temperature field; temperature gradient; dislocations; thermal stresses; equivalent convective heat exchange

Поступила 09.01.2014



УДК 669.187.58

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ВЫПЛАВКИ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ТИПА В96

В. Е. Федорчук, Ф. К. Биктагиров

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

Представлены данные о влиянии способа выплавки на однородность слитков сложнолегированного алюминиевого сплава В96 системы Al–Zn–Mg–Cu. Показано преимущество индукционных печей над печами сопротивления для производства алюминиевых сплавов, склонных к ликвационным расслоениям. Определено, что наибольшая чистота по неметаллическим включениям обеспечивается при барботировании алюминиевого расплава аргоном и фильтрации металла при разливке через керамические фильтры. Исследовано влияние модификатора структуры (скандия) на качество литых заготовок. Показано, что легирование сплава В96 0,25...0,35 мас. % скандия обеспечивает повышение показателей механических свойств металла и позволяет сократить или совсем исключить гомогенизирующий отжиг слитков перед последующей обработкой деформацией. Библиогр. 8, табл. 3, ил. 3

Ключевые слова: *алюминиевые сплавы; индукционная плавка; цинк; магний; медь; ликвация; скандий; модифицирование*

Алюминиевые сплавы являются перспективными конструкционными материалами, используемыми в различных отраслях машиностроения. К одним из наиболее высокопрочных относятся сплавы системы Al–Zn–Mg–Cu [1]. Их прочность после соответствующей упрочняющей термической обработки может достигать 650 МПа. Эти сплавы хорошо обрабатываются давлением и используются для изготовления силовых элементов летательных аппаратов (лонжероны, стрингеры, шпангоуты, нервюры, нижняя обшивка крыла) [2, 3].

Основная масса алюминиевых сплавов изготавливается в пламенных печах, однако для сплавов рассматриваемой системы такая технология не является оптимальной главным образом из-за интенсивного выгорания в печной атмосфере магния и цинка. Лучшей в этом плане является плавка в печах со-

противления или индукционных, где выгорание элементов не столь значительно [4].

Для оценки влияния способа плавки на качество слитков алюминиевых сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu использовали сплав марки В96, химический состав которого приведен в табл. 1. Выплавку этого сплава осуществляли в индукционной печи и печи электросопротивления с графитовыми тиглями вместимостью 30 кг алюминия с разливкой металла в стальной водоохлаждаемый кристаллизатор (кокиль) диаметром 150 мм.

В качестве шихтовых материалов применяли чушковый алюминий марки А99, электролитическую медь марки М1, лигатурные сплавы Al–5 % Zr, Al–5 % Mn, чушковый магний марки Мг1 и цинк марки Ц1. Для лучшего усвоения легирующих добавляли определенную последовательность загруз-

Таблица 1. Химический состав сплавов системы Al–Zn–Mg–Cu, мас. %

Марка сплава	Zn	Mg	Cu	Mn	Zr	Sc
В96	8,4...8,6	2,5...2,7	2,2...2,4	0,20...0,30	0,15...0,25	–
В96Sc	8,4...8,6	2,5...2,7	2,2...2,4	0,20...0,30	0,15...0,25	0,25...0,35

Примечание. Содержание железа и кремния составляет не более 0,1 мас. %.



ки шихтовых материалов в печь и температурный режим плавки. Первоначально в печи расплавливали алюминий и при его перегреве до температуры 740 °С в расплав вводили медь и лигатуры, содержащие цирконий и марганец. Затем в расплав добавляли цинк и далее магний. Для обеспечения минимального угара магний вводили под зеркало расплава в специальной дырчатой коробке.

После окончания присадки всех легирующих компонентов и их полного растворения расплав продували (барботировали) аргоном через погружаемую в жидкий металл кварцевую трубку с контролем расхода газа. Затем металл выдерживали в печи до достижения температуры разлива 680...700 °С. В процессе перелива из печи в кокиль осуществлялась фильтрация расплава через сотовые керамические фильтры.

С полученных слитков на различных уровнях по высоте (донной, средней и головной) вырезали поперечные темплеты. Из них отбирали образцы для химического анализа и металлографических исследований. Степень чистоты слитков по неметаллическим включениям и оксидным пленкам определяли по пробе Добаткина [5].

Перед обработкой давлением (прокаткой) для получения плоских, а также экструзией для получения круглых заготовок поверхность слитков подвергали механической обдирке на глубину 4...6 мм, затем удаляли головную часть с усадочной раковиной. Внешний вид слитков сплава В96 после извлечения из кокиля и механической подготовки к последующей деформации показан на рис. 1.

Как следует из табл. 2, распределение легирующих элементов в слитке, полученном после плавки в печи электросопротивления, отличается большей неоднородностью по высоте. Особенно это заметно по содержанию меди, цинка и магния, количество которых в верхней части слитков выше, чем в донной.

Такое распределение легирующих объясняется тем, что при плавке в печи электросопротивления присаживаемые в алюминий тяжелые металлы осаждаются на дно тигля, где образуется расплав с их

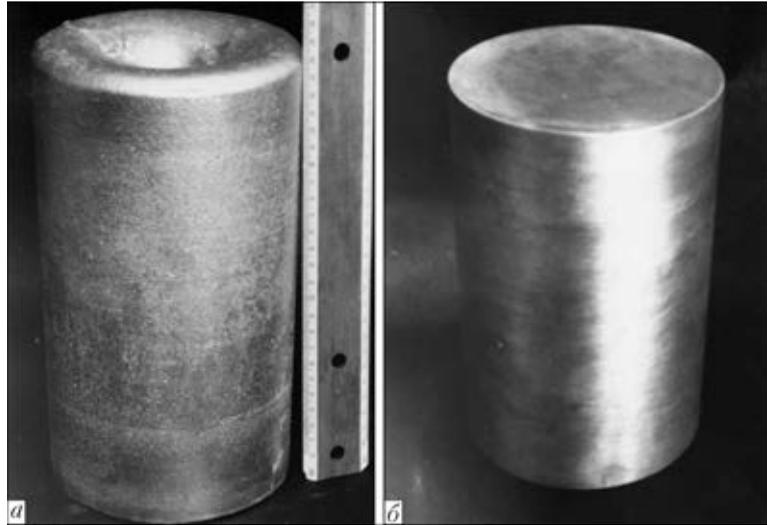


Рис. 1. Внешний вид слитков после литья (а) и механической обработки (б)

большой концентрацией. Продувка металла аргоном ввиду его небольшой интенсивности с целью исключения вовлечения поверхностной оксидной пленки внутрь металлической ванны не позволяет полностью усреднить химический состав алюминиевого сплава. Впоследствии при разливе металла обогащенный цинком и медью расплав поступает в форму последним, т. е. в головную часть слитка. Что касается магния, то ввиду его окисления на зеркале металла в процессе плавки первые, поступающие в донную часть слитка порции металла, обеднены им.

При плавке в индукционной печи из-за интенсивного перемешивания расплава в тигле под действием электромагнитных полей, возбуждаемых индуктором, металл становится однороднее по составу, т. е. более равномерно распределяются легирующие элементы в слитке.

Гомогенизация слитков при температуре 460 °С на протяжении 16 ч привела к частичному устранению химической неоднородности (табл. 3). Увеличение времени выдержки до 24 ч при гомогенизации существенных улучшений с точки зрения равномерности состава не дало.

Высокое качество алюминиевых сплавов зависит не только от равномерности химического состава, но и от чистоты металла по неметаллическим вклю-

Таблица 2. Химический состав металла в различных зонах слитков, мас. %

Элемент	Плавка в печи электросопротивления			Плавка в индукционной печи		
	Верх	Середина	Низ	Верх	Середина	Низ
Zn	9,56	8,65	7,53	8,58	8,51	8,50
Mg	2,43	2,22	2,16	2,48	2,51	2,54
Cu	2,41	2,13	1,92	2,34	2,32	2,25
Mn	0,33	0,30	0,26	0,30	0,29	0,30
Zr	0,16	0,15	0,14	0,16	0,16	0,16

Примечание. Здесь и в табл. 3 приведен усредненный состав элементов по результатам пяти измерений.



Таблица 3. Химический состав металла слитков сплава В96 после гомогенизации при температуре 460 °С на протяжении 16 ч

Элемент	Массовая доля элементов в различных зонах слитков					
	Плавка в печи электросопротивления			Плавка в индукционной печи		
	Верх	Середина	Низ	Верх	Середина	Низ
Zn	9,33	8,51	7,77	8,51	8,48	8,52
Mg	2,32	2,28	2,25	2,50	2,51	2,49
Cu	2,19	2,15	2,17	2,26	2,24	2,25
Mn	0,29	0,29	0,28	0,27	0,26	0,28
Zr	0,15	0,15	0,15	0,16	0,16	0,16

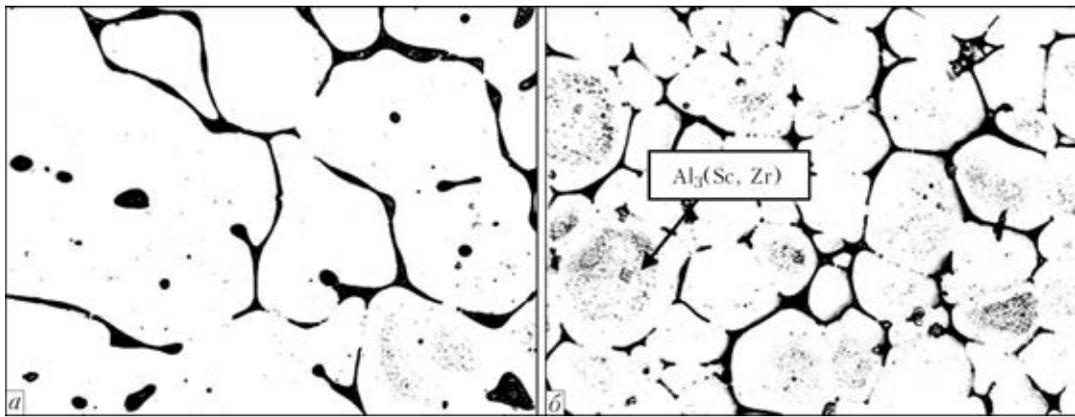


Рис. 2. Микроструктуры (×500) литого металла сплавов В96 (а) и В96Sc (б)

чениям и оксидным пленкам [6]. Для определения необходимого минимума мер для получения качественных слитков проводили три варианта плавки: без продувки аргоном в печи; с фильтрацией расплава через керамический фильтр; с продувкой аргоном и с фильтрацией через керамический фильтр. При отсутствии какой-либо обработки расплава площадь неметаллических включений по пробе До-

баткина составила 10 %. Разливка с фильтрацией через керамический фильтр дала возможность уменьшить площадь неметаллических включений до 1,2 %. Сочетание продувки аргоном и фильтрации позволило достичь довольно высокой чистоты слитков по неметаллическим включениям — их площадь не превышала 0,1 %. Таким образом, для получения металла с низким содержанием неметаллических включений и оксидных пленок необходимо применение как фильтрации, так и продувки аргоном.

Повышения качества алюминиевых сплавов, особенно сложнoleгированных и склонных к ликвации, можно достичь путем их микролегирования элементами, обеспечивающими измельчение структуры. С середины XX века в металлургию алюминия прочно вошел такой легирующий элемент, как скандий. Он оказался настолько сильным модификатором структуры, что были разработаны целые серии сплавов, содержащие скандий [7]. Положительное влияние скандия на свойства сплавов алюминия носит комплексный характер. Его добавки не только повышают предел текучести и временное сопротивление, но и улучшают обрабатываемость сплава, его технологическую пластичность, позволяют уменьшить размер зерен в литом состоянии, резко повышают температуру рекристаллизации в связи с закреплением субграниц дисперсными частицами второй фазы [8]. Для изучения влияния скандия на свойства сплава В96 дополнительно получены слитки с легированием металла этим элемен-

HV , МПа ($P = 20$ г)

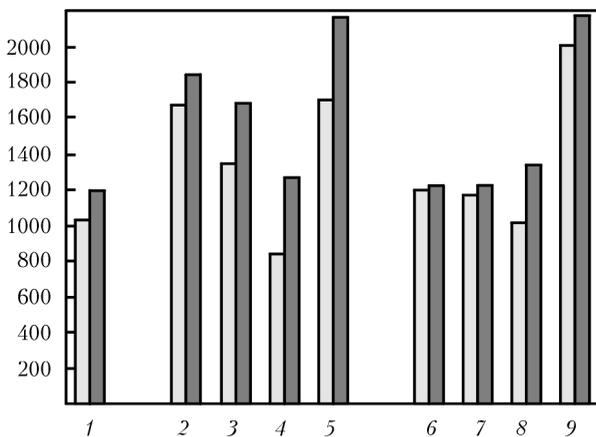


Рис. 3. Микротвердость литого металла сплавов В96 (□) и В96Sc (■) после различных режимов термической обработки: 1 — непосредственно после литья; 2 — естественного старения (170 сут); 3 — искусственного старения (120 °С, 16 ч); 4 — отжига (310 °С, 1 ч); 5 — закалки (460 °С, в воду) и искусственного старения (120 °С, 16 ч); 6 — гомогенизации (460 °С, 16 ч) и естественного старения (170 сут); 7 — гомогенизации и искусственного старения; 8 — гомогенизации и отжига; 9 — гомогенизации, закалки и искусственного старения



том. Плавки проводили в индукционной печи, а скандий вводили в алюминиевый расплав в виде лигатуры Al-2 % Sc с обеспечением его содержания в пределах, указанных в табл. 1.

Согласно данным металлографических исследований микроструктура литого металла сплава В96 характеризуется наличием α -твердого раствора, фаз $\eta(\text{Mg}(\text{CuZn})_2)$, $\text{T}(\text{ZnMgAlCu})$ и эвтектических выделений по границам кристаллов. В сплавах, легированных скандием, кроме того, присутствуют интерметаллиды $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ размером 3...7 мкм. Поэтому введение скандия в сплав способствовало измельчению кристаллической структуры в 3...5 раз. Средний размер зерна уменьшился от 120...240 в сплаве без скандия до 30...50 мкм в сплаве со скандием (рис. 2).

Подтверждением положительного влияния скандия на свойства металла служат данные исследования на микротвердость сплавов В96 и В96Sc, представленные на рис. 3. Согласно им микротвердость литого металла в сплаве со скандием (В96Sc) при всех видах термической обработки превышает таковую в сплавах без скандия (В96). Следует отметить, что для сплава со скандием гомогенизация не дала существенного прироста микротвердости, что свидетельствует о довольно равномерном распределении легирующих элементов в слитке.

Выводы

1. Установлено, что использование индукционных печей для выплавки сложнолегированных алюминиевых сплавов позволяет получать слитки с равно-

мерным распределением легирующих элементов по сечению слитков.

2. Показано, что максимальная чистота металла по оксидным пленкам и неметаллическим включениям достигается при применении продувки расплава аргоном и фильтрации его в процессе разлива через керамические фильтры.

3. Определено, что введение скандия в сплав В96 способствует измельчению кристаллической структуры, повышению механических свойств металла и позволяет сократить или совсем исключить гомогенизирующий отжиг слитков перед последующим переделом.

1. Фридляндер И. Н. Изыскание высокопрочных деформируемых алюминиевых сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu // Легкие сплавы. Металловедение, термическая обработка, литье и обработка давлением. — М.: АН СССР, 1958. — С. 49-85.
2. Кривов Г. А. Технология самолетостроительного производства. — Киев: КВИЦ, 1997. — 460 с.
3. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. — Киев: Наук. думка, 2013. — 416 с.
4. Альтман М. Б., Лебедева А. А., Чухров М. В. Плавка и литье легких сплавов. — М.: Металлургия, 1969. — 680 с.
5. Избранные труды В. И. Добаткина / Под ред. В. И. Елагина. — М.: ВИЛС, 2001. — 668 с.
6. Курдюмов А. В., Пикунев М. В., Чурсин В. М. Литейное производство цветных и редких металлов. — М.: Металлургия, 1982. — 352 с.
7. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. Свариваемые алюминиевые сплавы со скандием. — Киев: КВИЦ, 1999. — 116 с.
8. Мильман Ю. В., Лоцко Д. В., Сирко А. И. Скандиевый эффект повышения прочности алюминиевых сплавов // Сб. науч. тр. III Междунар. семинара «Современные проблемы прочности» (Старая Русса, окт. 1999 г.). — Старая Русса, 1999. — С. 277-283.

Data on the influence of melting process on homogeneity of ingots of complex aluminium alloy V96 of Al-Zn-Mg-Cu system are presented. The advantage of induction furnaces over resistance furnaces for production of aluminium alloy prone to liquation delaminations is shown. It is determined that the highest purity as to nonmetallic inclusions is ensured at aluminium melt sparging by argon and metal filtering through ceramic filters during pouring. Influence of structure modifier (scandium) on cast billet quality was studied. It is shown that alloying of V96 alloy by 0.25...0.35 wt.% scandium ensures an improvement of metal mechanical property values and allows reducing or completely eliminating the homogenizing annealing of ingots before subsequent forming. 8 Ref., 3 Tables, 3 Figures.

Keywords: aluminium alloys; induction melting; zinc; magnesium; copper; liquation; scandium; modifying

Поступила 19.03.2014

САМЫЙ ЧЕРНЫЙ МАТЕРИАЛ В МИРЕ



«Vantablack» — это название покрытия из материала, являющегося самым черным на сегодняшний день. Этот материал, разработанный и изготовленный специалистами британской компании Surrey Nanosystems, имеет довольно малую плотность, он характеризуется устойчивостью против воздействия высоких и низких температур, коэффициент поглощения света этого материала составляет рекордные 99,96 %. Благодаря указанным свойствам он является идеальным для использования в оптических системах современных телескопов, экранах, системах тепловой защиты и в качестве покрытия миниатюрных узлов и элементов различных микроэлектромеханических устройств.

<http://www.dailytechinfo.org/nanotech>



УДК 669.187.2

МАГНИТЫ Nd-Fe-B С НАНОРАЗМЕРНОЙ СТРУКТУРОЙ

В. А. Шаповалов, И. В. Шейко, Ю. А. Никитенко,
В. В. Якуша, В. В. Степаненко

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

Анализ существующих постоянных магнитов показал эффективность и перспективность применения магнитов на основе сплава Nd-Fe-B. Для получения максимальных значений магнитных свойств структуре магнита необходимо придать нанокристаллическое строение, которое можно получить как при твердом состоянии, так и при сверхбыстрой закалке из расплава. Рассмотрены современные технологии получения микрокристаллической структуры в объеме сплава Nd-Fe-B: способ циклического гидрирования-дегидрирования HDDR (hydrogenation disproportionation desorption recombination — гидрирование, диспропорционирование, десорбция, рекомбинация); механическое измельчение в мельницах с образованием нанопорошков заданной фазы; сверхбыстрая закалка из жидкого состояния с получением лент и чешуек. Показано, что большую перспективу имеют способы сверхбыстрой закалки расплава из жидкого состояния, которые обусловлены высокими значениями производительности и магнитных свойств. Наличие аморфной структуры делает этот вид материалов более технологичным, поскольку позволяет в процессе спекания и отжига получать магнит с заданным размером зерна. Еще одним преимуществом быстрозакаленных сплавов, полученных из жидкого состояния, является однородность и гомогенность расплава. Однако высокий уровень химической активности компонентов сплава и многостадийность обработки являются причинами загрязнения и снижения магнитных свойств конечного продукта. Проблема загрязнения расплава при сверхбыстрой закалке может быть решена с помощью разработанной в Институте электросварки им. Е. О. Патона технологии диспергирования расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Она позволяет получать высокочистые прецизионные сплавы в аморфном и микрокристаллическом состоянии в виде чешуек. Библиогр. 16, табл. 1, ил. 5.

Ключевые слова: постоянные магниты и магнитопласты; измельчение структуры; микрокристаллическое строение; способ HDDR; механическое измельчение; сверхбыстрая закалка

В современной электронике и приборостроении особое внимание уделяется постоянным магнитам с высокими значениями магнитных свойств и мини-

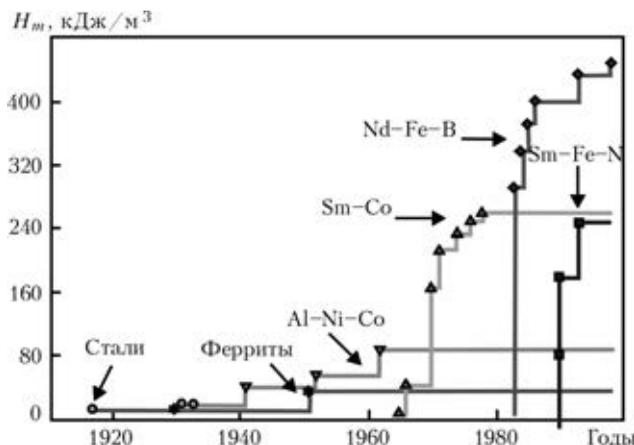


Рис. 1. Эволюция постоянных магнитов с максимальной энергией H_m за прошлое столетие [1]

мальными параметрами массогабаритных характеристик. Такие параметры сегодня имеют магниты на основе соединений редкоземельных металлов (РЗМ) с переходными металлами группы железа. Магниты на основе железа R-Fe-B ($R = \text{Nd, Pr, Dy}$) отличаются рекордно высокой магнитной энергией (МЭ) и коэрцитивной силой (рис. 1) [1, 2]. Соединения этой группы начали исследовать сравнительно недавно, поэтому спектр их свойств в зависимости от состава и режимов получения еще слабо изучен, но уже доказал свою перспективность. Кроме того, в эти сплавы дополнительно вводят легирующие кобальт, галлий, ниобий, цирконий, алюминий, медь, рений, лантан, церий, титан, которые позволяют усилить их магнитные и коррозионные свойства, температурный интервал применения (точка Кюри) [3].

Аномально высокие значения магнитных свойств сплавов с РЗМ позволяют усилить существующие параметры приборов и выйти на новый уро-

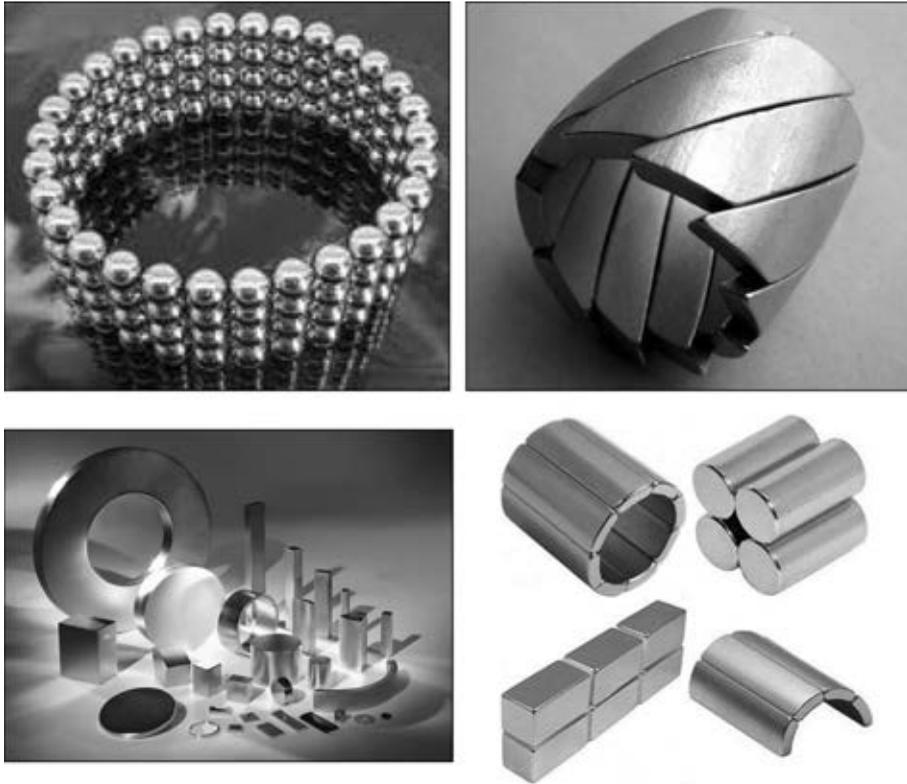


Рис. 2. Внешний вид изготавливаемых магнитов

вень миниатюризации. Широкое распространение магниты получили в области создания электродвигателей и электроники во многих отраслях (транспорт, ветроэнергетика, приборостроение). Возможность уменьшения габаритов позволила внедрить их как в авиацию, так в робототехнику и медицину. Помимо электродвигателей, магниты нашли свое применение в приборах магнитно-резонансной томографии, масс-спектрометрии и других высокоточных измерений (рис. 2). Максимальных значений свойств однофазных магнитов достигают пропорцией, близкой к стехиометрическому составу основной фазы $Nd_2Fe_{14}B$, обычно это 12...15 ат. % Nd, 77...80 ат.% Fe, 5...8 ат.% B (рис. 3).

При этом магниты Nd-Fe-B выпускают с большим количеством градаций, чтобы охватить широкий диапазон свойств (остаточная магнитная индукция, коэрцитивная сила, магнитная энергия, рабочая температура), которые представлены в таблице. Одним из недостатков магнитов этой системы является низкая температурная стабильность гистерезисных зависимостей, что связано с низким значением температуры Кюри фазы $Nd_2Fe_{14}B$ ($\pm 310^\circ C$).

Для многих металлических сплавов существует прямая взаимосвязь между свойствами металла и его структурой. Так, с уменьшением размера кристаллитов повышаются и магнитные свойства сплава Nd-Fe-B. Микрокристаллическое состояние обеспечивает наличие маг-

нитно-кристаллической анизотропии всего объема, что позволяет максимально эффективно использовать свойства магнитной фазы. Размер кристаллитов, который отвечает высококоэрцитивному состоянию, должен быть меньше критического размера однодоменности. Во многих публикациях оптимальный диапазон для фазы $Nd_2Fe_{14}B$ имеет достаточно широкий предел — от 8 до 150 нм. Такой разброс данных в исследованиях связан с наличием

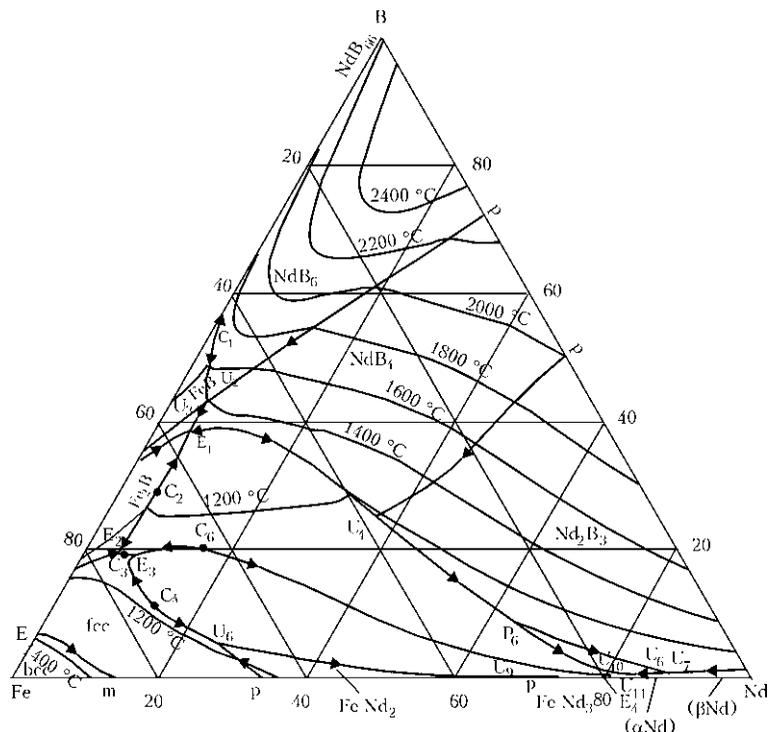


Рис. 3. Тройная диаграмма системы Nd-Fe-B (ат. %) [4]



Магнитные свойства некоторых магнитов в соответствии со стандартом (Китай)

Марка	Остаточная магнитная индукция Вг, Тл	Коэрцитивная сила		Максимальная магнитная энергия ВН, кДж/м ³	Максимальная температура, °С
		по индукции H _{сб} , кА/м	по намагниченности H _{сj} , кА/м		
N27	1,030	796	955	119	80
N45	1,320	923	955	342	80
N52	1,430	796	876	398	80
N30M	1,080	796	1115	223	100
N50M	1,400	1033	1115	382	100
N30H	1,080	796	1355	223	120
N48H	1,370	995	1355	366	120
N30SH	1,080	804	1590	223	150
N45SH	1,320	1003	1590	342	150
N28UH	1,020	764	1990	207	180
N40UH	1,250	899	1990	302	180
N28EH	1,040	780	2385	207	200
N38EH	1,220	899	2385	287	200
N33VH/АН	1,130	836	2706	239	220

примесей, неоднородностью фазового состава, технологией изготовления, но, вероятнее всего, размер стремится к минимальным значениям.

Постоянные магниты с микрокристаллическим строением создают в виде целостных изделий при помощи технологии спекания-прессования или изготовления магнитопластов. Спекание, как правило, осуществляется при высоком давлении, которое обеспечивает равномерную плотность во всем объеме образцов. Магниты получают высококачественными и имеют максимально возможные параметры характеристик, однако сложность оборудования не позволяет применять их для всех форм. Более технологичным является изготовление магнитопластов, которые являются нанодисперсными частицами в полимерной основе (например, 2...3 % эпоксидной смолы). Технология позволяет получать магниты любой формы, однако из-за наличия инородной матрицы свойства их хуже, чем у спеченных. Для спеченных магнитов максимальное значение МЭ может достигать 1, для магнитопластов — 250 кДж/м³.

Существенной проблемой для магнитов с редкоземельными элементами является их склонность к окислению и коррозии, для предохранения от которых на изделия наносят защитные покрытия, позволяющие сохранять свойства при долговременном использовании [5].

Получение материалов с наноразмерной структурой является сложным и энергоемким производством. В настоящее время магнитные материалы с такими размерами зерен получают тремя способами: циклическое гидрирование-дегидрирование, получившее

название HDDR (hydrogenation disproportionation desorption recombination — гидрирование, диспропорционирование, десорбция, рекомбинация) [6, 7]; механическое измельчение в мельницах с образованием нанопорошков заданной фазы; сверхбыстрая закалка из жидкого состояния с получением лент и чешуек, структура которых имеет размерность от аморфной до микрокристаллической.

Процессам HDDR и механическому измельчению предшествует неоднократный переплав с гомогенизацией состава слитка и длительным отжигом, а также доведением равномерного распределения элементов, образованием стабильных магнитных фаз в соответствии с жесткими требованиями.

Процесс HDDR заключается в циклическом гидрировании-дегидрировании слитка с изменением температуры (до 800...950 °С) и окружающей атмосферы (давление водорода 0,1...0,5 МПа). Измельчение слитка осуществляется за счет значительного объемного эффекта (4...6 %) при образовании гидридов ниобия. В зависимости от режимов и количества циклов можно получать как дисперсный порошок, так и целостный слиток с мелкокристаллической структурой (рис. 4). Режимы обработки HDDR слитка могут варьироваться в широких пределах с изменением времени, температуры, давления и атмосферы. Один из вариантов режимов HDDR представлен на рис. 5. Структура слитка имеет разную форму — от мелкозернистой слоистой до шаровидной со средним размером 10...300 мкм, что почти на порядок больше оптимальных значений. Форма и размеры микрокристаллической структуры зависят от начального строения слитка, поскольку разрушение (измельчение) идет в основном по межзеренным границам.

Механическое измельчение в шаровых мельницах является довольно длительным процессом, сопровождаемым износом оборудования, что приводит к загрязнению прецизионного сплава. В процессе размала в его состав могут попасть примеси инородных элементов мельницы. В результате высокой активности элементов сплава процесс измельчения проводят в защитной среде (газ или жидкость), которая также осложняет технологичность процесса, влияет на производительность и себестоимость.

Однако проблемы литого металла существовали всегда (ликвации, плены, границы зерен и другие неоднородности), поэтому после HDDR и механического измельчения сохраняются наследственные дефекты слитка. К тому же большая удельная площадь поверхности гранул порошков приводит к сложности хранения, транспортировки и переработки из-за сильного окисления и загрязнения.

Получение быстрозакаленного сплава из жидкого состояния позволяет изготавливать ленты и чешуйки как с аморфной, так и микрокристаллической структурой, зависящей от режимов закалки. Наиболее распространенными способами сверхбыстрой закалки является спиннингование на быстро вращающийся барабан-холодильник и диспергирование расплава диском-холодильником. Оба этих процесса отличаются высокой производительностью.



стью, экономичностью, отсутствием взрывоопасного водорода, поскольку закалку можно выполнять в аргоне или в разреженной атмосфере.

Далее полученный материал поддается прессованию со спеканием или изготовлению магнитопластов. Наличие аморфной структуры делает этот вид материалов более технологичным, поскольку позволяет в процессе спекания и отжига получать магнит с заданным размером зерна. Еще одним бесспорным преимуществом быстрозакаленных сплавов, произведенных из жидкого состояния, являются однородность и гомогенность расплава, что отражается в полученном материале.

Единственной проблемой существующих технологий сверхбыстрой закалки расплавов являются плавка и накопление расплава в огнеупорных тиглях. В процессе спиннингования используют, как правило, кварцевую ампулу, а для диспергирования — тигли, выполненные также из различных огнеупоров. В результате контакта расплава с инородными материалами количество неметаллических включений и других экзогенных элементов в расплаве повышается. Нарушение химического состава в полученных материалах приводит к снижению качества изготавливаемых впоследствии магнитов. А если проблема недопущения насыщения расплава инородными примесями будет решена, то технология сверхбыстрой закалки и изготовления высококачественных супермагнитов может получить новый скачок развития.

Поскольку у промышленных технологий есть свои преимущества и недостатки, магниты, изготовленные из быстрозакаленных сплавов, также имеют сравнимые показатели магнитной силы и отвечают высоким требованиям качества [10–14]. Оценивать экстремальные магнитные характеристики полученных магнитов в лабораторных условиях достаточно сложно. Это связано преимущественно с тем, что указанные технологии измельчения структуры являются начальными в цепочке изготовления продукта. Большое влияние оказывают как начальное качество материалов, так и режимы обработки на последующих стадиях производства. Кроме того, в публикациях исследуются близкие, но все же различные по химическому составу магниты на основе Nd–Fe–B.

Одним из решений проблемы загрязнения сплава при сверхбыстрой закалке может стать технология, разработанная в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Создано оборудование для получения быстрозакаленных сплавов с аморфной и микрокристаллической структурами, в основу которых положен способ диспергирования расплава при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Данная технология позволяет выплавлять и диспергировать сплавы прецизионного состава в инертной атмосфере.

Выплавка и гомогенизация сплава происходит в медном водоохлаждаемом секционном кристаллизаторе в поле высокочастотного индуктора. Под действием высокочастотного электромагнитного по-

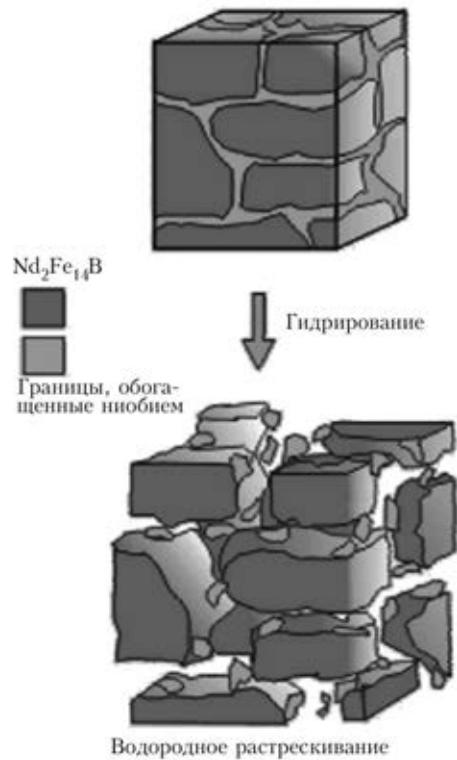


Рис. 4. Схема гидридного разрушения монолитной структуры [8]

ля расплавляется только верхняя часть заготовки, отжимается от стенок кристаллизатора, принимая форму купола. Поэтому расплав контактирует только с расходоуемой заготовкой, которая непрерывно подается снизу. Диспергирование (распыление) осуществляется с верхней поверхности расплава быстро вращающимся медным диском–холодильником. Система охлаждения диска осуществляется таким образом, что диск может работать практически в непрерывном режиме.

Предварительные исследования показали, что в полученных чешуйках присутствует не менее 25 % аморфной фазы. Испытание опытных образцов постоянных магнитов, изготовленных из измельченных и спеченных чешуек Nd–Fe–B, показало, что уровень коэрцитивной силы H_{cJ} составил 1100 кА/м [15].

Однозначно можно утверждать, что измельчение структуры до наноразмерного состояния поло-

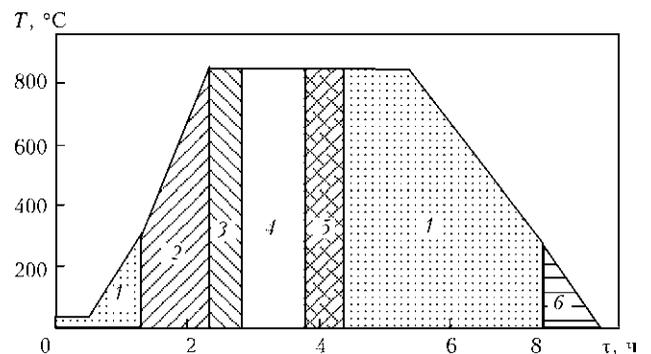


Рис 5. Технологические режимы HDDR для получения монолитной микрокристаллической структуры [9]: 1 – вакуумирование (≤ 1 Па); 2 – $H_2 + Ar$ ($P_{H_2} = 10$ кПа); 3 – $H_2 + Ar$ ($P_{H_2} = 50$ кПа); 4 – H_2 ($P_{H_2} = 100$ кПа); 5 – $H_2 + Ar$ ($P_{H_2} = 5$ кПа); 6 – Ar ($P_{Ar} = 100$ кПа)



жительно влияет на магнитные характеристики готовых изделий в сравнении с обычной крупнозернистой литой структурой. Поэтому предлагаемая технология сверхбыстрой закалки диспергированием при ИПСК является весьма перспективной. Таким образом, существует еще широкая область для последующих исследований и оптимизации как технологических режимов изготовления быстрозакаленных чешуек, так и состава магнитов.

Проанализировав существующие технологии производства супермагнитов системы Nd-Fe-B, можно сделать вывод, что процесс сверхбыстрой закалки имеет бесспорные преимущества по сравнению с HDDR и механическим измельчением [16]. Во-первых, отсутствуют мелкодисперсные порошки с развитой поверхностной площадью, поскольку быстрозакаленные чешуйки и ленты представляют собой более крупное тело с микрокристаллической структурой, что уменьшает последствия склонности к окислению. Во-вторых, структурный размер быстрозакаленных материалов меньше необходимого критического, что делает их более технологичными, поскольку при производстве цельного магнита и подборе режимов спекания и отжига удается получить заданный размер зерна. В-третьих, закалка из жидкого состояния позволяет получить равномерное распределение элементов в объеме быстрозакаленного материала.

1. *Gutfleisch O.* Controlling the properties of high energy density permanent magnetic materials by different processing routes // *J. Phys. D: Appl. Phys.* — 2000. — **33**. — P. 157–172.
2. *Giant magnetocaloric effect driven by structural transitions* / Jian Liu, Tino Gottschall, Konstantin P. Skokov et al. // *Nature materials*. — 2012. — **11**. — P. 620–626.
3. *Effect of titanium substitution on magnetic properties and microstructure of nanocrystalline monophasic Nd-Fe-B magnets* / Wang Cong, Guo Zhi Meng, Sui Yan Li et al. // *J. of Nanomaterials*. — 2012. — Article ID 425028. — P. 5.

4. *Raghavan V.* B-Fe-Nd (boron-iron-neodymium) // *J. of Phase Equilibria and Diffusion*. — 2013. — **34**, № 2. — P. 124–128.
5. *Weickhmann M.* Nd-Fe-B magnets, properties and applications. 13.03.09. http://www.vacuumschmelze.com/fileadmin/documents/pdf/fipublikationen/2009/NdFeB_Magnets.
6. *Рентгеновские и металлографические исследования фазовых превращений в ходе Solid-ГДДР в ферромагнитном сплаве системы дидим-железо-бор* / И. И. Булык, В. В. Панасюк, А. М. Тростяничин и др. // *Современ. электрометаллургия*. — 2004. — № 3. — С. 42–45.
7. *Effect of the disproportionation and recombination stages of the HDDR process on the inducement of anisotropy in Nd-Fe-B magnets* / S. Sugimoto, H. Nakamura, K. Kato et al. // *J. of Alloys and Compounds*. — 1999. — № 293–295. — P. 862–867.
8. *Harris R., Williams A. J.* Rare earth magnets // *Materials World*. — 1999. — **7**, № 8. — P. 478–81.
9. *Pat. US 7,922,832 B2, USA.* Int. Cl. H01F 1/057. Method for preparing permanent magnet material / H. Nakamura, T. Minowa. — Publ. 04.12.2011.
10. *Chen Z., Mille D., Herchenroeder J.* High performance nanostructured Nd-Fe-B fine powder prepared by melt spinning and jet milling // *J. of Applied Physics*. — 2010. — **107**, is. 9. — P. 09A730–09A730-3.
11. *Magnetocaloric effect in nanostructured Pr₂Fe₁₇ and Nd₂Fe₁₇ synthesized by high-energy ball-milling* / P. Alvarez, J. Sanchez-Marcos, J. L. Sanchez Llamazares et al. // 4th Czech and Slovak Conference on Magnetism (Kosice, Slovakia, July 6–9, 2010) // *Acta Physica Polonica*. — 2010. — **118**, № 5. — P. 867–869.
12. *Nd-Fe-B-based anisotropic nanocrystalline hard magnetic alloys* / Huy Dan Nguyen, Hai Yen Nguyen, Thi Thanh Pham et al. // *Adv. Nat. Sci.: Nanosci. Nanotechnol.* — 2012. — **3**, № 1. — P. 6.
13. *Structural and magnetic studies of the nanocrystalline Nd-Fe-B-Nb alloy ribbons* / M. Szwaja, K. Pawlik, P. Pawlik et al. // *EPJ Web of conf.* — 2013. — P. 06003.
14. *Structure and size-dependent properties of Nd-Fe-B nanoparticles and textured nano-flakes prepared from nanocrystalline ribbons* / K. P. Su, Z. W. Liu, D. C. Zeng et al. // *J. Phys. D: Appl. Phys.* — 2013. — **46**. — P. 245003.
15. *Шатовалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А.* Получение быстрозакаленных сплавов способом диспергирования при ИПСК // *Современ. электрометаллургия*. — 2009. — № 3. — С. 32–35.
16. *Корягин С. В., Бякова А. В., Мильман Ю. В.* Магнитотвердые нанокристаллические сплавы Nd-Fe-B с низким содержанием неодима // *Вопросы материаловедения*. — 2008. — **54**, № 2. — С. 122–131.

Analysis of currently available permanent magnets showed the effectiveness and prospects for application of magnets based on Nd-Fe-B alloy. To obtain maximum values of magnetic properties, magnet structure should be made nanocrystalline, which can be achieved both in the solid state and at superfast quenching of the melt. Modern technologies of producing microcrystalline structure in the volume of Nd-Fe-B alloy are considered: method of cyclic hydrogenation-dehydrogenation HDDR (hydrogenation, disproportionation, desorption, recombination); mechanical crushing in mills with formation of nanopowders of the specified phase; superfast quenching from the molten state, producing strips and flakes. It is shown that the methods of superfast quenching of the melt from the liquid state are highly promising, which is due to high values of efficiency and magnetic properties. Presence of amorphous structure makes this kind of materials more readily adaptable to fabrication, as it allows producing a magnet with specified grain size during sintering and annealing. Another advantage of fast-quenched alloys produced from the liquid state, is melt uniformity and homogeneity. However, high level of alloy component chemical activity, and multistage nature of treatment are the causes for contamination and lowering of magnetic properties of the final product. Problem of melt contamination at superfast quenching can be solved by application of developed at PWI technology of melt dispersion at induction melting in a sectioned mould. It allows producing high-purity precision alloys in the amorphous and monocrystalline state in the flake form. 16 Ref., 1 Table, 5 Figures.

Keywords: permanent magnets and magnetoplastics; structure refinement; microcrystalline structure; HDDR method; mechanical crushing; superfast quenching

Поступила 02.04.2014



УДК 669.187.2

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ГИДРОДИНАМИКИ РАСПЛАВА В УСТАНОВКЕ КОВШ–ПЕЧЬ ПОСТОЯННОГО ТОКА

И. В. Крикент¹, С. Е. Самохвалов¹, Д. Ю. Кабаков¹,
И. В. Кривцун², В. Ф. Демченко², В. П. Пиптюк³, С. В. Греков³

¹Днепродзержинский государственный технический университет.
51900, г. Днепродзержинск, Днепростроевская ул., 2. E-mail: science@dstu.dp.ua

²Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины.
49050, г. Днепропетровск, пл. Акад. Стародубова, 1. E-mail: office@nas.gov.ua

При внепечной обработке стали в сталеразливочном ковше с использованием подогрева электрической дугой (установка ковш–печь) существенное влияние на интенсификацию газовыделения из металлического расплава и его взаимодействие с вводимыми в ковшевую ванну раскислителями и легирующими присадками оказывает перемешивание расплава. Формирование сложного движения в системе газ–металлический расплав происходит в результате взаимодействия всплывающих пузырей инертного газа с расплавом при барботаже ванны газом, а также за счет электромагнитной силы, возникающей в объеме расплава при прохождении через ванну электрического тока. С целью количественной оценки степени перемешивания стали в ковше в статье используется метод математического моделирования. Для описания гидродинамических процессов привлекается трехмерная модель, учитывающая асимметричное расположение продувочной фурмы. Электромагнитные процессы в сталеразливочном ковше описываются в осесимметричном приближении. Для задания распределения плотности тока на свободной поверхности расплава используются ранее опубликованные результаты моделирования магнитогидродинамических процессов в столбе сильноточной дуги. Проведен сравнительный анализ раздельного влияния различных силовых факторов и их комбинации на движение расплавленного металла в ковше. Установлено, что электромагнитные силы способствуют уменьшению застойных зон в расплаве. При заданной производительности продувки ванны инертным газом из двух параметров дугового разряда (тока и длины дуги) более эффективным средством интенсификации перемешивания жидкого металла в ковше является ток дуги. Библиогр.12, табл. 1, ил. 5.

Ключевые слова: установка ковш–печь; продувка газом; математическое моделирование; перемешивание металла; электромагнитные силы

Одним из эффективных способов внепечной обработки стали является процесс рафинирования в сталеразливочном ковше с использованием подогрева электрической дугой (установка ковш–печь – УКП). В этом процессе существенное влияние на интенсификацию газовыделения из металлического расплава и его взаимодействие с вводимыми в ковшевую ванну раскислителями и легирующими присадками оказывает перемешивание расплава. В УКП циркулирующая жидкой стали происходит под воздействием следующих силовых факторов: взаимодействия всплывающих пузырей инертного газа с расплавом при барботаже ванны газом, нагнетаемым через продувочную фурму; электромагнитных

сил; вязкого трения дуговой плазмы с поверхностью жидкометаллической ванны. Как показано в работах [1–4], эти факторы оказывают существенное влияние на формирование сложного движения в системе газ–металлический расплав. В настоящей работе с помощью метода математического моделирования изучается влияние первых двух факторов на перемешивание стали в УКП.

При моделировании процессов переноса импульса и заряда ковшевую ванну будем представлять в виде цилиндра заданного радиуса и высоты; центр симметрии анодного пятна на поверхности ванны положим совпадающим с осью ванны. Деформацией свободной поверхности ванны под воздейст-

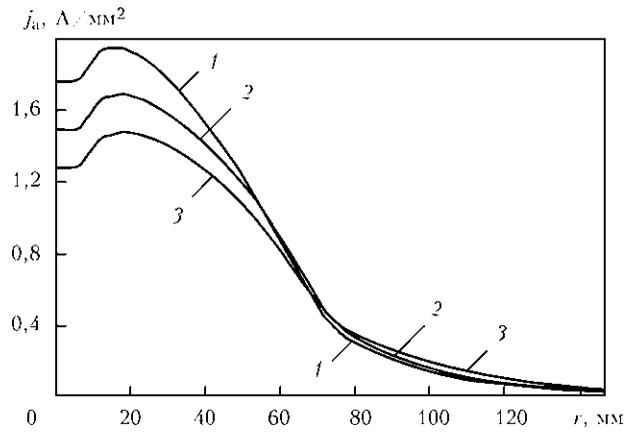


Рис. 1. Распределение плотности тока на поверхности анода j_a для различных значений длины дуги L , мм: 1 – 150; 2 – 180; 3 – 210

вием набегающего потоком дуговой плазмы будем пренебрегать, как и напряжением вязкого трения потока плазмы со свободной поверхностью. Поскольку расположение продувочной фурмы в установке ковш–печь не совпадает с осью симметрии ванны, то для описания гидродинамических процессов в расплаве будем использовать трехмерную модель. Для выбранной формы ванны ее удобно формулировать в цилиндрической системе координат $\{r, \theta, z\}$ (θ – угловая координата), начало которой совпадает с центром анодного пятна дугового разряда. Модель гидродинамических процессов в металлической ванне, подвергающейся продувке газом [5], построена в рамках концепции многоскоростного континуума [6], в соответствии с которой многофазная среда (расплав–газ) представляется в виде набора континуумов (фаз). Каждая фаза характеризуется макроскопическими параметрами: плотностью, скоростью и удельной энергией. В модели приняты следующие допущения: вакуумное приближение; постоянная плотность металла; кинетические энергии, а также работа поверхностных и объемных сил пренебрежимо малы по сравнению с внутренними энергиями. Для численной реализации модели использовали методику, описанную в работе [7].

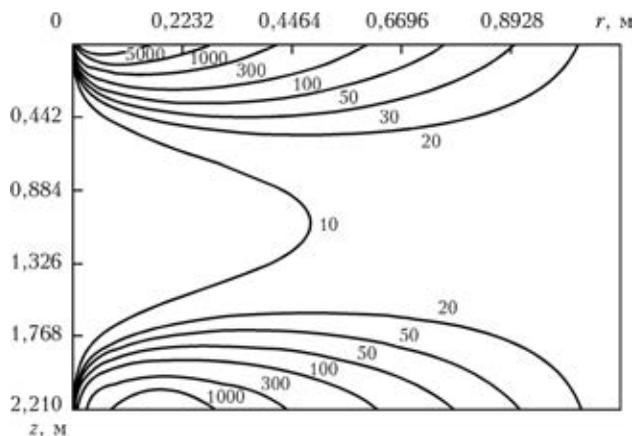


Рис. 2. Абсолютные значения плотности вихревой составляющей электромагнитной силы (H/m^3) в ванне УКП при $I = 26,2 \text{ кА}$, $L = 21 \text{ см}$

Распределение характеристик электромагнитного поля (плотность тока, напряженность магнитного поля, объемная плотность электромагнитной силы) в ванне УКП постоянного тока существенно зависит от диаметра подового электрода и распределения плотности тока в анодном пятне на поверхности металлической ванны. В работах [8–10] электромагнитные силы, действующие на металл, и их влияние на перемешивание расплава оценивали исходя из предположения, что размер анодного пятна равен диаметру подового электрода. В реальных условиях обработки металла сильноточной дугой размер анодного пятна и распределение плотности тока в нем определяются условиями горения дуги, которые зависят от значения тока и длины дуги. В работе [11] предложена математическая модель дугового разряда сильноточной дуги, базирующаяся на полной системе уравнений магнитной газовой динамики и уравнении энергии. В модели, учитывающей перенос тепла заряженными частицами, теплопроводностью и конвекцией, характеристики электромагнитного поля в столбе дуги рассчитывают с учетом скачка потенциала электрического поля на анодном слое. Это позволяет определить размеры анодного пятна и распределение в нем плотности электрического тока в зависимости от длины дуги, тока и свойств плазмообразующего газа. На рис. 1 представлено распределение плотности тока на свободной поверхности ванны для различных значений длины дуги L при токе 26,2 кА.

Распределение плотности тока в пределах анодного пятна носит весьма неравномерный характер. В таких условиях в объеме расплава под анодным пятном дуги возникают значительные электромагнитные силы, способные внести заметный вклад в циркуляцию расплава металлической ванны.

Полагая электромагнитное поле в ванне УКП осесимметричным, запишем уравнение для скалярного потенциала $\varphi = \varphi(r, z)$ в виде

$$\text{div} (\sigma \text{grad } \varphi) = 0,$$

где σ – удельная электрическая проводимость жидкой стали. Для однозначного решения данного уравнения дополним его условиями на границах рассматриваемой области. В зоне анодной привязки дуги $z = 0$ в соответствии с рис. 1 зададим распределение плотности тока $j_a(r)$, поступающего из дуговой плазмы в металл

$$-\sigma \frac{\partial \varphi}{\partial z} \Big|_{z=0} = j_a(r).$$

Полагая контакт металлического расплава с донным электродом идеальным, можно положить потенциал донного электрода равным нулю. Граница Γ металлического расплава в ковше с футеровкой, шлаковой и газовой фазами является изолированной от источника питания. Следовательно, на границе Γ выполняется условие

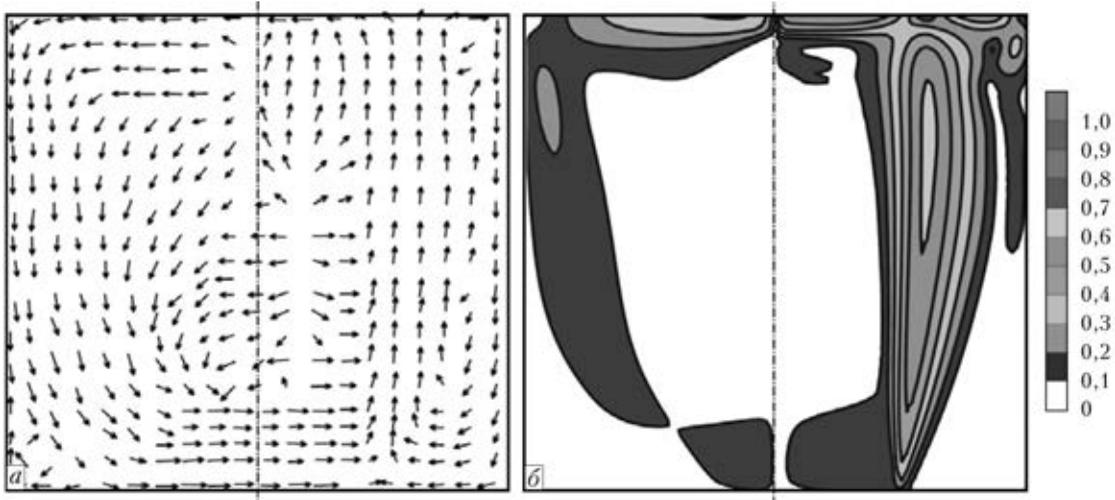


Рис. 3. Скорость движения металла в УКП (м/с) при продувке газа; *a* – направление движения; *б* – абсолютные значения вектора скорости

$$\left. \frac{\partial \varphi}{\partial z} \right|_{\Gamma} = 0.$$

Вектор объемной плотности электромагнитной силы \vec{f} можно представить в виде суммы градиентной \vec{f}_{grad} и вихревой \vec{f}_{rot} составляющих. На движение расплава оказывает влияние только вихревая составляющая силового поля [12], которая в осесимметричном электромагнитном поле определяется по формуле $\vec{f}_{rot} = -\mu_0 \frac{H_0^2}{r} \vec{e}_r$, где μ – относительная магнитная проницаемость среды; μ_0 – универсальная магнитная постоянная; H_0 – азимутальная компонента вектора напряженности магнитного поля; \vec{e}_r – единичный вектор, направленный вдоль радиальной оси r . Составляющая H_0 может быть определена из интегрирования уравнения $rot \vec{H} = \vec{j}$.

Вычислительный эксперимент проводили для ковша с массой жидкого металла 60 т. Диаметр металлической ванны полагали равным 2,232 м, а ее глубину – 2,21 м. Распределение плотности тока под анодным пятном дуговых разрядов различной

длины для токов 26,2 и 32,8 кА задавали в соответствии с результатами моделирования электрических дуг постоянного тока [11].

Ток, поступающий из анодного пятна дуги, растекается по металлической ванне и вновь концентрируется вблизи подового электрода. Вследствие этого вихревая составляющая электромагнитной силы неравномерно распределяется по объему ванны, достигая наибольших значений вблизи свободной поверхности ванны и в придонной ее части (рис. 2).

Под анодным пятном дуги формируется зона с весьма существенной (более 5000 Н/м³) плотностью электромагнитной силы. В донной части ванны столь значительного силового воздействия электромагнитного поля на металл не обнаружено. Повышение значения тока от 26,2 до 32,8 кА при неизменной длине дуги приводит к увеличению абсолютных значений вихревой составляющей электромагнитной силы. При этом характер ее распределения по объему ванны сохраняется таким же, как показано на рис. 2. Уменьшение длины дуги от 21 до 15 см при постоянном уровне тока 32,8 кА способствует лишь незначительному увеличению силового воздействия

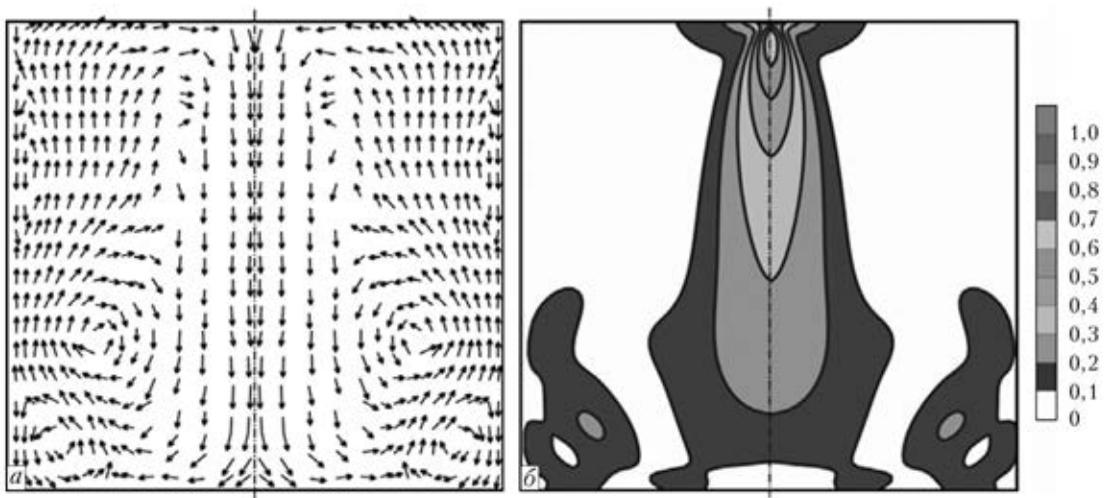


Рис. 4. Скорость движения металла (м/с) в УКП под воздействием электромагнитных сил ($I = 32,8$ кА, $L = 15$ см); обозначения *a* и *б* см. на рис. 3

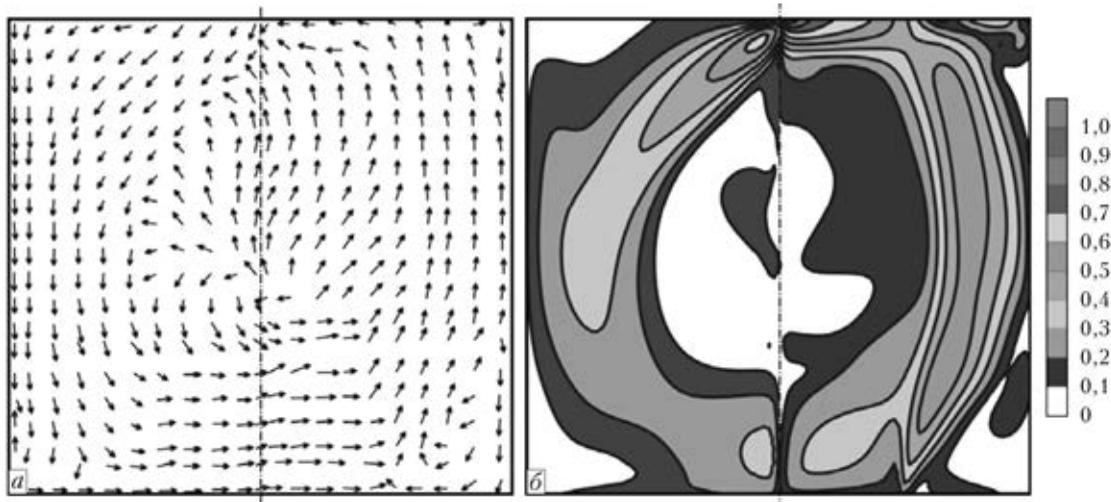


Рис. 5. Скорость движения металла (м/с) в УКП при совместном действии продуваемого газа и электромагнитных сил ($I = 32,8$ кА, $L = 15$ см); обозначения *a* и *б* см. на рис. 3

Влияние параметров дугового разряда на показатели перемешивания ковшевой ванны

I , кА	L , см	$ v_{\max} $, м/с	$ v_{\text{cp}} $, м/с	η , %
32,8	15	1,246	0,162	13,0
32,8	21	1,035	0,152	15,3
26,2	21	0,778	0,126	19,4

электромагнитного поля на жидкий металл в весьма ограниченной области, находящейся непосредственно под анодным пятном дугового разряда.

Рассмотрим результаты расчета движения металла, возникающего в жидком металле в результате силового воздействия продуваемого газа (аргона). Интенсивность продувки полагали равной 25 л/мин, донная фурма отстояла на 0,6 м от оси ванны. На рис. 3 показано поле скоростей движения жидкого металла в вертикальном сечении ковшевой ванны, проходящем через ось продувочной фурмы.

Как следует из рис. 3, интенсивность перемешивания металла над зоной подачи газа значительно выше, чем в диаметрально противоположной области ванны. Максимальное значение модуля скорости движения металла составило 0,623, среднее — 0,079 м/с. Степень перемешивания расплава оценивали исходя из объема застойных зон, выраженного через относительный объем металла, в котором полная скорость движения расплава меньше 0,05 м/с. В случае, приведенном на рис. 3, этот показатель равняется 47,1 %. Картина течения расплава, обусловленного электромагнитным перемешиванием металла при длине дуги 15 см и значении тока 32,8 кА (без продувки), показана на рис. 4. Максимальная скорость движения металла под действием электромагнитных сил составила 0,685 м/с, средняя скорость движения расплава равна 0,076 м/с, объем застойных зон — 43,1 %.

Таким образом, барботаж ванны продуваемым газом и перемешивание за счет электромагнитных сил обеспечивают примерно одинаковые размеры застой-

ных зон в расплаве. При увеличении длины дугового разряда до 21 см максимальная и средняя скорости движения металла составляют соответственно 0,594 и 0,083 м/с, а объем застойных зон — 38,0 %.

При длине дуги 21 см уменьшение значения тока до 26,2 кА приводит к ощутимому уменьшению эффективности перемешивания расплава. Максимальная скорость движения расплава снижается до 0,484 м/с, а средняя составляет всего 0,06 м/с. Объем застойных зон равняется 48,2 %.

Гидродинамическая обстановка, создаваемая в ванне УКП при совместном воздействии продувки и электромагнитного фактора, характеризуется высокими скоростями движения расплава вблизи свободной поверхности ванны (рис. 5). Электромагнитные силы заметно интенсифицируют движение металла в зоне, удаленной от продувочной фурмы. Вследствие этого объем застойных зон уменьшается до 13,0 %.

Влияние токового режима на перемешивание ковшевой ванны представлено в таблице следующими параметрами: $|v_{\max}|$ и $|v_{\text{cp}}|$ — соответственно максимальная и средняя скорости движения расплава; η — относительный объем застойных зон в ванне, рассчитанных при учете обоих силовых факторов, воздействующих на расплав.

Из этих данных следует, что при неизменной производительности продувки ванны газом ток дуги является наиболее эффективным средством управления потоками расплава.

Выводы

1. Электромагнитные силы, действующие на жидкий металл в ковше УКП постоянного тока, интенсифицируют перемешивание расплава и способствуют уменьшению объема застойных зон в расплаве. Наибольшее влияние электромагнитной силы на перемешивание металлической ванны УКП постоянного тока обнаружено в приэлектродных областях расплава.



2. Установлено, что из двух параметров дугового разряда (ток и длина дуги) более эффективным средством интенсификации перемешивания жидкого металла в ковше является ток дуги (при заданной производительности продувки ванны инертным газом).

1. *Математическое моделирование гидродинамики шлако-металлической ковшевой ванны на установке ковш-печь переменного тока* / В. А. Вихлевщук, В. П. Пиптюк, В. Ю. Болотов и др. // Математичне моделювання. — 2005. — № 1 (13). — С. 53–58.
2. *Самохвалов С. Э.* Теплофізичні процеси в багатозонних середовищах: теоретичні основи комп'ютерного моделювання. — Дніпродзержинськ: ДДТУ, 1994. — 174 с.
3. *Самохвалов С. Е.* Метод расщепления по физическим факторам для несолоноидального движения газожидкостных сред // Инженерно-физический журнал. — 1998. — № 3. — С. 454–459.
4. *О перемешивании расплава под действием электромагнитных сил при обработке на установке ковш-печь постоянного тока* / В. П. Пиптюк, И. В. Крикент, С. Е. Самохвалов и др. // Тр. IX Междунар. конгресса сталеплавыльщиков (г. Старый Оскол, 27–28 окт. 2006 г.). — М.: ОАО «Черметинформация», 2007. — С. 416–421.
5. *Моделирование гидродинамики и теплопереноса расплава стали при дуговом нагреве на установке ковш-печь* / Д. Ю. Кабаков, С. Е. Самохвалов, В. П. Пиптюк, О. А. Филатова // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. — 2013. — № 3. — С. 33–37.
6. *Нигматулин Р. И.* Динамика многофазных сред. — Ч. 1. — М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1987. — 464 с.
7. *Озуров А. П., Самохвалов С. Е., Надригайло Т. Ж.* Методи розщеплення в задачах гідродинаміки і тепломасопереносу. — Дніпропетровськ: Системні технології, 2003. — 260 с.
8. *Влияние постоянного тока на характер массопереноса в металлическом расплаве установки ковш-печь. Ч. 1.* Действие электромагнитных сил / В. П. Пиптюк, И. В. Крикент, С. Е. Самохвалов и др. // Теория и практика металлургии. — 2007. — № 2, 3. — С. 60–64.
9. *Влияние постоянного тока на характер массопереноса в металлическом расплаве установки ковш-печь. Ч. 2.* Модель массопереноса / В. П. Пиптюк, С. Е. Самохвалов, И. А. Павлюченков и др. // Там же. — 2007. — № 4, 5. — С. 14–17.
10. *Влияние постоянного тока на характер массопереноса в металлическом расплаве установки ковш-печь. Ч. 3.* Гидродинамика ванны / В. П. Пиптюк, С. Е. Самохвалов, И. А. Павлюченков и др. // Там же. — 2007. — № 6. — С. 3–7.
11. *Численное моделирование сильноточного дугового разряда в установке ковш-печь постоянного тока* / И. В. Крикент, И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, В. П. Пиптюк // Современ. электрометаллургия. — 2013. — № 3. — С. 45–50.
12. *Демченко В. Ф., Крикент И. В.* Компьютерное моделирование электромагнитных явлений при электрошлаковом переплаве // Математичне моделювання. — 2002. — № 1. — С. 16–20.

At out-of-furnace treatment of steel in casting ladle with application of electric arc heating (ladle-furnace unit) melt stirring has a significant influence on intensification of gas evolution from the metal melt and its interaction with deoxidizers and alloying fillers added to the ladle bath. Formation of complex motion in gas-metal melt system occurs as a result of interaction of floating inert gas bubbles with the melt and bath sparging by gas, as well as due to electromagnetic force arising in the melt volume at electric current passage through the bath. Mathematical simulation method is used in the paper for quantitative evaluation of the extent of steel stirring in the ladle. A 3d model allowing for asymmetrical layout of blow-off tuyere, is used to describe hydrodynamic processes. Electromagnetic processes in the casting ladle are described in axisymmetric approximation. Earlier published results of simulation of magnetogasdynamic processes in the column of high-current arc, are used to assign current density distribution on melt free surface. Comparative analysis of separate influence of various force factors and their combination on molten metal movement in the ladle was performed. It is established that electromagnetic forces promote reduction of stagnant zones in the melt. At the specified efficiency of bath blowing by inert gas, of the two parameters of arc discharge (current and arc length) arc current is the more effective tool for intensification of liquid metal stirring in the ladle. 12 Ref., 1 Table, 5 Figures.

Keywords: ladle-furnace unit; gas blowing; mathematical simulation; metal stirring; electromagnetic forces

Поступила 18.02.2014

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

ТИТАН. ТЕХНОЛОГИИ. ОБОРУДОВАНИЕ. ПРОИЗВОДСТВО. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 280 с.



Сборник включает 55 статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2011–2013 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана. Представлены обзоры по дисперсионному упрочнению титановых сплавов и по сварке сплавов алюминидов титана, а также обзор рынка титана. Сборник предназначен для инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Заказы на книгу просьба направлять в редакцию журнала



19-я СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МААН

27–28 мая 2014 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась очередная ежегодная сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МААН).

В заседании Научного совета приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, Казахстана, России и Украины.

27 мая, в первый день работы Научного совета, прошли заседания секций «Полимерные материалы» и «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины». На секциях заслушаны и обсуждены доклады, в которых представлены результаты исследований, связанных с получением новых полимерных материалов, а также с разработкой наноразмерных частиц, изучением их свойств и созданием на этой базе новых технологий, позволяющих получать для медицины материалы с уникальными характеристиками.

28 мая состоялось пленарное заседание Научного совета, которое открыл его председатель, президент МААН, президент НАН Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Борис Евгеньевич напомнил, что это уже 19-я сессия Научного совета по новым материалам. В этом году ее программа не имеет определенной направленности, что позволит обсудить в докладах более широкий круг вопросов. Всего на пленарном заседании заслушано 12 докладов.

Чл.-кор. РАН С. С. Иванчев (Санкт-Петербургский филиал Института катализа им. Г.К. Борескова СО РАН, РФ) выступил с докладом «Протонопроводящие полимерные мембраны — критерий успеха в создании и внедрении топливных элементов и водородной энергетики». Полимеры представляют собой особый класс материальных объектов, структура которых отличается необыкновенным многообразием. Особого внимания заслуживают протонопроводящие полимерные материалы, важные для развития водородной энергетики. Водородные топливные элементы уже используются в автомобилях. В частности, Toyota Motor планирует уже в 2015 г. начать мировые продажи транспортных средств на водородных ТЭ. Предполагается, что годовой объем продаж составит несколько тысяч «автомобилей будущего».

В ряде стран (США, Германия, Япония, Франция) технически и технологически обеспечен, а также организован выпуск компактных источников электроэнергии с полимерными мембранами мощностью от 50 до 500 кВт. Одним из перспективных применений является их объединение в энергоисточники мощностью примерно 1000 кВт для подводных лодок.

Доклад чл.-кора НАН Беларуси Ю. М. Плещачевского (Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого, г. Гомель, Беларусь) «Актуальные проблемы трибоники и вытекающие материаловедческие задачи для смежных наук» посвящен созданию новых подходов при разработке узлов трения различных машин и механизмов. В докладе была предложена новая концепция жизненного цикла узла трения, начиная от разработки технического задания на проектирование до его утилизации после эксплуатации.

Кроме того, автор вводит понятие правильных и неправильных силовых узлов трения. К правильным относятся узлы трения с газостатической и гидродинамической смазкой, электромагнитной подвеской, биологические узлы трения и т. д. Неправильными, по мнению автора, являются узлы с сухим трением, перекошенные узлы трения и узлы трения из однородных материалов. По мнению Ю. М. Плещачевского, техническая литература для машиностроителей (конструкторов, технологов) должна строиться по группам узлов трения (валы, подшипники, шарниры, кулачки, шестерни и т. д.) в соответствии с концепцией жизненного цикла данной группы.

Доклад «Высокотемпературные защитные покрытия, получаемые электронно-лучевым испарением в вакууме» подготовлен академиком НАН Украины Б. А. Мовчаном и канд. техн. наук К. Ю. Яковчуком (ИЭС им. Е. О. Патона, НАН Украины, г. Киев, Украина). Высокотемпературные защитные покрытия по электронно-лучевой технологии, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, наносят на лопатки газотурбинных двигателей и установок, применяемых в авиации, судостроении, энергетике и газоперекачке. В современных термобарьерных покрытиях внешний керамический слой $ZrO_2-Y_2O_3$ толщиной 125...250 мкм осаждается на предварительно нанесенный на поверхность



пера лопатки металлический жаростойкий слой типа Me–Cr–Al–Y.

В ИЭС разработана технология высокоскоростного электронно-лучевого испарения металлов и сплавов, суть которой заключается в формировании на поверхности испаряемого слитка сплава Me–Cr–Al–Y ванны-посредника, содержащей до 80 мас. % тугоплавкого металла (металлов), при этом температура плавления тугоплавкой ванны должна превышать температуру плавления наиболее тугоплавкого элемента, входящего в состав сплава Me–Cr–Al–Y. Применение данной технологии позволяет в 2...3 раза увеличить скорость испарения сплавов Me–Cr–Al–Y, а также более точно воспроизводить в составе покрытий содержание иттрия в испаряемом сплаве.

Академик НАН Украины С. А. Фирстов (ИПМ им. И. Н. Францевича, г. Киев, Украина) представил на сессии доклад «Высокоэнтропийные сплавы и новые материалы на их основе». В высокоэнтропийных сплавах нет элемента, который мог бы служить его основой, поэтому нельзя сказать: сплав на основе такого-то элемента. В качестве примера можно привести сплавы $Ti_{15}Zr_{15}V_{15}Cr_{15}Ni_{10}Cu_{10}Fe_{10}Sn_5Si_5$ или $Cr_{20}Mo_{20}V_{20}Ta_{10}Ti_{10}Ni_{10}Nb_8Si_2$. В высокоэнтропийных сплавах возможно особое повышение энергии активации движения всех типов дефектов структуры за счет образования вокруг них специфических атмосфер при небольших релаксационных смещениях атомов различного сорта (размера).

К возможным разновидностям высокоэнтропийных сплавов относятся сплавы с аморфной структурой, однофазные твердые растворы, одно- (фаза Лавеса, μ -фаза, σ -фаза, фаза Гейслера и др.) и двухфазные интерметаллиды (два ОЦК-твердых раствора с разными параметрами решетки, ОЦК + ГЦК, твердый раствор и интерметаллид); полифазные сплавы. При этом вторые фазы тоже могут быть высокоэнтропийными. При разработке высокоэнтропийных сплавов необходимо учитывать кристаллохимию, различие в атомных размерах входящих в них элементов, электронную концентрацию, энтальпию смешения и некоторые другие факторы.

Изготавливают высокоэнтропийные сплавы с использованием литейных технологий, закалки из расплава, механического легирования, осаждения пленок. Высокоэнтропийные сплавы используют в композиционных материалах в качестве матрицы, в виде высокоэнтропийных термостабильных покрытий, радиационно-стойких материалов из малоактивируемых элементов, керамических высокоэнтропийных материалов — нитридов, карбидов, оксидов.

В докладе чл.-кора НАН Украины И. С. Чекумана (Национальный медицинский университет им. А. А. Богомольца, Киев, Украина) «Нанофармакология: достижения, перспективы» рассмотрено состояние научных исследований и внедрение их результатов в области нанофармакологии. Нанофармакология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. Наночастицы могут легко проникать

в организм человека и, кроме того, из-за большой площади поверхности могут быть биологически очень активными. В настоящее время исследования по фармакологии органических и неорганических наноматериалов интенсивно проводятся во многих странах.

В Украине в 2008 г. создана общая лаборатория по нанофармакологии ИЭС им. Е. О. Патона и Национального медицинского университета им. А. А. Богомольца. В лаборатории разработана технология получения наночастиц серебра, меди, их композитов, а также наножелеза, наноциркония, наноалюминия и других металлов, наноуглерода. Установлено, что наночастицы серебра, меди и их композиты проявляют более выраженное противомикробное действие, чем указанные металлы обычных размеров.

Уже разработаны лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органическими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику. Установлено, что в данных врачебных формах наночастицы серебра, меди, и их композитов проявляют более выраженное противомикробное действие, чем упомянутые металлы других размеров.

На кафедре фармакологии Национального медицинского университета совместно с Институтом химии поверхности им. А. А. Чуйко разработана оригинальная технология получения композита высокодисперсного кремнезема с наночастицами серебра. Этот биоматериал отличается сорбционными, противомикробными и антиоксидантными свойствами.

По мнению докладчика, многое можно заимствовать у природы. В частности, мембрана клетки — это естественная наноструктура. Действительно, полупроницаемая мембрана всех клеток выполняет изолирующую функцию от внешнего мира. С другой стороны, мембрана способствует возникновению условий для взаимодействия с внешней средой благодаря ионным каналам. Согласно современным представлениям, мембрана является естественной наноструктурой, а ионные каналы — своеобразными природными нанотрубками.

Примером естественных наномеханизмов в микро- и макроорганизмах являются биологические наномоторы. Это созданные природой специфические наномашинны, которые превращают химическую или электрическую энергию в механическую. Коэффициент полезного действия таких биологических машин во многих случаях близок к 100 %.

Далее на сессии с докладом «Новые подходы идентификации и инактивации опухолюндуцирующих клеток гибридными комплексами на основе неорганических наночастиц и органических биологически активных соединений» выступил академик НАН Украины А. Н. Гольцев (Институт проблем криобиологии и криомедицины НАН Украины, г. Харьков, Украина).

Наиболее распространенными в клинической практике способами лечения онкозаболеваний являются иммуно-, химио- и лучевая терапия как в виде



самостоятельных подходов, так и в комплексе с хирургическими вмешательствами. Злокачественные новообразования возникают вследствие экспансии стволовых раковых клеток (СРК), способных к неограниченному самоподдержанию, и составляют менее 5 % общей популяции опухолевых клеток. Идентификация СРК и их инактивация являются одной из сверхзадач современной онкологии. Именно такая концепция понимания проблемы легла в основу сформированного в настоящее время направления, получившего название «тераностика».

В рамках этого направления разрабатываются технологические подходы использования медицинских препаратов и средств одновременной диагностики и терапии онкозаболеваний. Значительную роль в этом направлении играют наночастицы для биомедицинского использования. В частности, в экспериментальных условиях *in vivo* продемонстрирована способность синтезированных гибридных наноконструкций существенно ингибировать рост опухоли и повышать выживаемость животных, что может быть обусловлено снижением степени экспрессии генов, ответственных за самоподдержание СРК. Полученные результаты ориентируют исследователей на возможность применения синтезированных наноструктур в клинической онкологической практике.

Д-р хим. наук З. Р. Ульберг (Институт биокolloидной химии им. Ф. Д. Овчаренко НАН Украины, г. Киев, Украина) посвятила свой доклад «Наночастицы металлов: безопасность, сертификация, фармацевтический потенциал» применению наночастиц металлов в медицине. В настоящее время разработаны технологии коллоидно-химического синтеза наночастиц различных металлов: серебра (AgNP), меди (CuNP), висмута (BiNP), золота (AuNP), железа (FeNP). Предложены также теоретические модели проникновения наночастиц металлов через плазматическую мембрану клетки и разработаны основы нормативно-методической базы оценки биобезопасности наноматериалов, что позволило создать банк биобезопасных наночастиц металлов для медицины.

В результате указанных работ созданы технологии использования и внедрения в практику фармацевтических препаратов на основе наночастиц металлов, используемых для лечения туберкулеза. На основе наночастиц железа создан противоанемийный препарат, наноконструкции с использованием наночастиц золота применяются для целевой доставки кардиотропных препаратов. Биобезопасность всех наночастиц проверена на животных. Синтезированные наночастицы железа не цитотоксичны, не мутагены и биобезопасны.

Д-р физ.-мат. наук Б. Н. Мордюк (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев) представил на сессии доклад «Наноструктуризация поверхностных слоев ультразвуковой ударной обработкой как метод повышения эксплуатационных характеристик конструкционных материалов». Исследованиями, проведенными в Институте металлофизики, установлено, что ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) позволяет повысить эксплуатационные свойства материалов

за счет наноструктуризации поверхностных слоев. В результате интенсивных пластических деформаций при УЗУО обработанный материал приобретает своеобразную слоистую структуру: наноструктурный слой → ультрадисперсный слой → деформированный крупнозернистый слой → недеформированная крупнозернистая матрица.

Ряд параметров ударного нагружения при УЗУО имеет решающее влияние на формирование в тонких поверхностных слоях наноразмерных структур: высокая степень и скорость деформации; наличие многократных разнонаправленных ударных импульсов и сдвиговой компоненты нагружения; деформационный разогрев, — способствующих динамическому возврату и динамической рекристаллизации или фазовым превращениям.

Установлено, что повышение твердости и износостойкости алюминиевых сплавов А6 и АМг6 в результате УЗУО обусловлено равномерным распределением частиц квазикристалла в алюминиевой матрице и измельчением зеренной/ячеистой структуры, а также формированием сжимающих напряжений в поверхностном композитном слое толщиной около 60 мкм. УЗУО повышает коррозионную стойкость сплавов Zr-Nb за счет формирования в них ультрадисперсной зеренной структуры (с размером зерна циркониевой матрицы в пределах 100...200 нм), базисной текстуры и пассивных оксидных пленок. Показано также, что УЗУО позволяет создавать наноструктурированные поверхностные слои и сохранять вязкость сердцевины, т. е. получать бимодальный материал, характеризующийся повышенным сопротивлением против усталости.

Руководитель отдела института высоких технологий КАЗАТОМПРОМа канд. техн. наук Н. М. Жандаев (г. Алматы, Казахстан) рассказал о проводимых в институте работах по электронно-лучевому рафинированию металлургического кремния. Металлургический кремний, произведенный в Казахстане, имеет чистоту 4N. Использование электронно-лучевого переплава позволяет получать кремний чистотой 6N (99,9999 %), который может использоваться для солнечной энергетики.

В заключение выступил академик Б. Е. Патон. Он подчеркнул, что на пленарном заседании заслушаны доклады по большой программе. Участники сессии получили много полезной информации по водородной энергетике, наноматериалам для медицины и техники. Б. Е. Патон поблагодарил докладчиков и участников сессии за плодотворную работу и пожелал успехов в дальнейшей работе.

Участники сессии в ходе дискуссии могли обменяться мнениями о прочитанных докладах, посвященных состоянию работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета по новым материалам, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

И. А. Рябцев



XII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТИ-2014 В СНГ»

25–28 мая в г. Нижний Новгород (РФ) состоялась организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная Международная конференция «Титан-2014». В ней приняли участие около 200 участников из России, Украины, Казахстана, Таджикистана, Японии, Германии, Италии, Австрии, Великобритании, Польши и Китая. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области производства и потребления титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России, Украины и других стран. Среди них ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», МАТИ-РГТУ им. К. Э. Циолковского, ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ФГУП «ВИАМ», Уральский федеральный университет им. Б. Н. Ельцина, Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Институт физики высоких давлений РАН, Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «Силовые машины», ОАО «Чепецкий механический завод», ОАО «Нормаль», ОАО «Электромеханика», Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Донецкий национальный технический университет, Государственный научно-исследовательский и проектный Институт титана, ГП «Антонов», ALD Vacuum Technologies GmbH (Германия), Advanced Materials Japan Corporation (Япония), Seco/Warwick Europe/RETEN (Польша), GFM GmbH (Австрия), TermoSystems GmbH (Германия) и др. Всего было представлено 52 пленарных и стендовых докладов.

Делегация специалистов одного из ведущих мировых центров в области материаловедения титановых сплавов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» представила на конференции большое количество докладов по созданию новых и совершенствованию существующих титановых сплавов, определению их эксплуатационных характеристик, разработке технологий их сварки, деформационной и термической обработке. Особый интерес вызвал доклад зам. директора В. П. Леонова о перспективах применения титановых сплавов в атомном машиностроении.

Активное участие в работе конференции приняли ученые из двух крупнейших в России материаловедческих центров – ФГУП «ВИАМ» и МАТИ-РГТУ им. К. Э. Циолковского, в которых ведутся интенсивные исследования в области материаловедения титана и сплавов на его основе.

На конференции довольно полно представлены научно-технические разработки институтов и предприятий Украины в области материаловедения титановых сплавов и производства из них слитков и полуфабрикатов, от ИЭС им. Е. О. Патона – доклады о производстве труб из слитков титановых сплавов, полученных способом электронно-лучевой плавки; свойствах сварных соединений и наплавов из высокопрочных титановых сплавов, полученных аргонодуговой и электронно-лучевой сваркой;

структуре и свойствах сплава на основе двухфазного алюминид титана, микролегированного бором и лантаном; использовании нестационарных детонационных процессов для модифицирования поверхности титановых сплавов. Специалисты Донецкого национального технического университета рассказали о своем опыте рафинирования и легирования титана в печи электрошлакового переплава. Представители ООО «Стратегия БМ» (г. Киев) представили линейку электронно-лучевых установок для получения слитков и слябов титана, производимых на их предприятии, а специалисты ООО «Производственное объединение «ОСКАР» (г. Днепропетровск) проинформировали о своих производственных возможностях по изготовлению цельнотянутых труб из титановых сплавов.

В докладах А. В. Александрова (ЗАО «Межгосударственная организация «Титан»), Д. А. Курочкина (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА») и Тургына Рахмана (Advanced Materials Japan Corporation, Япония) отмечался некоторый рост объемов заказов на титановую продукцию в 2013–2014 гг. в авиастроении на фоне стагнации и даже падения спроса в гражданских отраслях промышленности. Так, например, мировой объем производства титанового проката в 2013 г. сократился на 24 % по сравнению с 2012 г. и составил 125 тыс. т. Гражданское и военное самолетостроение, а также двигателестроение продолжают оставаться основными отраслями потребления титана: использование титановых полуфабрикатов в этих сегментах промышленности в 2013 г. увеличилось на 8 % по сравнению с 2012 г. и составило 64 тыс. т, т. е. более 50 % общего объема производства. Следует также отметить продолжающийся рост применения титана на развивающихся рынках: медицина, спорт, транспорт, потребительские товары. Так, например, ежегодный рост потребления титана при изготовлении имплантов различного назначения составляет 7...10 %, в 2013 г. – 4,2 тыс. т.

Ситуация на рынке титана в России несколько отличается от общемировых тенденций: при постоянном спросе на титановые полуфабрикаты в авиа- и двигателестроении зафиксирован значительный рост использования титана в судостроении, потребление которого в этой отрасли в 2013 г. составило 3,2 тыс. т.

После завершения заседаний участники конференции посетили завод ОАО «Нормаль» (г. Нижний Новгород, РФ), являющийся крупнейшим в СНГ производителем метизов из титановых сплавов. Необходимо отметить интенсивную техническую модернизацию производства, которая проводится на предприятии на фоне стабильно растущих объемов заказов со стороны авиастроительных заводов России.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация «Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

М. И. ГАСИКУ — 85



30 июня 2014 г. исполнилось 85 лет со дня рождения академика НАН Украины, заместителя председателя Приднепровского научного центра НАН Украины, иностранного члена Российской академии наук, почетного члена Национальной академии наук Республики Казахстан, иностранного члена АН Грузии, заслуженного деятеля науки и техни-

ки Украины, доктора технических наук, профессора, заведующего кафедрой электрометаллургии Национальной металлургической академии Украины (НМетАУ) Михаила Ивановича Гасика.

Михаил Иванович Гасик родился в с. Семёновка Пологовского района Запорожской области.

В 1954 г. он окончил с отличием Днепропетровский металлургический институт по специальности «Металлургия черных металлов». С 1954 г. Михаил Иванович работает в ДМетИ и с этого времени вся его научная и педагогическая деятельность неразрывно связана с Национальной металлургической академией Украины.

Михаил Иванович последовательно прошел путь становления от младшего научного сотрудника (1954 г.), аспиранта (1958–1961 гг.), кандидата технических наук (1961 г.), ассистента, доцента кафедры электрометаллургии (1961–1971 гг.), профессора кафедры электрометаллургии (с 1971 г.), заведующего кафедрой электрометаллургии (1973 г.) до декана электрометаллургического факультета (1973–1986 гг.).

В 1982 г. М. И. Гасика избрали членом-корреспондентом, а в 1990 г. — академиком Национальной академии наук Украины; в 1994 г. — академиком АН высшей школы Украины, в 2004 г. — иностранным членом РАН, в 2005 г. — иностранным членом АН Грузии.

Михаил Иванович Гасик является почетным членом АН Казахстана (2006 г.), почетным профессором Химико-металлургического института им. Абишева.

М. И. Гасик — лауреат Государственной премии СССР за разработку и освоение эффективной сквозной технологии промышленного производства электротермического силумина в дуговых печах на основе вовлечения в выплавку первичного кремнево-алюминиевого сплава дистенсилиманитового концентрата Верхнеднепровского горно-металлургического комбината (1977 г.) и государственных

премий Украины за разработку инновационных технологий производства марганцевых ферросплавов в условиях Никопольского горно-электрометаллургического комплекса (1998 г.); за работы по совершенствованию технологии выплавки и внепечной обработки колесной стали для подвижного состава (2004 г.).

За большой вклад в развитие теории и технологии металлургического производства, совершенствование учебного процесса, подготовку студентов и специалистов высшей квалификации М. И. Гасик награжден государственным орденом Украины «За заслуги» III степени (1999 г.), ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины» (1999 г.). В 1997 г. Михаил Иванович удостоен премии им. Е. О. Патона НАН Украины, в 2004 г. — премии АН Высшей школы Украины им. Ярослава Мудрого, в 2005 г. — премии НАН Украины им. З. И. Некрасова.

Самостоятельно и в соавторстве М. И. Гасик опубликовал более 600 научных работ, в т. ч. 21 монографию, 8 учебников, 11 учебных пособий, защитил более 250 авторских свидетельств, десятки патентов Украины, России, США и других государств.

М. И. Гасик активно участвует в работе научно-технического совета по производству ферросплавов международного Союза металлургов. Он является членом редколлегий ряда журналов («Сталь», «Современная электрометаллургия», «Электрометаллургия», «Металлургическая и горнорудная промышленность», «Теория и практика металлургии»), а также редактором ряда научных сборников.

М. И. Гасик — крупный ученый, внесший значительный вклад в развитие мировой науки в области электрометаллургии стали, ферросплавов и электротермических неорганических материалов, он является генератором научных идей и организатором научно-педагогической деятельности школы электрометаллургов, пропагандирует научные знания путем проведения постоянных научно-технических конференций, развивает и приумножает славные достижения известной украинской школы электрометаллургов.

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Современная электрометаллургия» поздравляют известного ученого с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, долголетия и дальнейших творческих успехов!



Г. М. ГРИГОРЕНКО — 75

24 августа 2014 г. исполнилось 75 лет академику НАН Украины, известному ученому в области специальной электрометаллургии и материаловедения, доктору технических наук, профессору, лауреату Государственной премии Украины Георгию Михайловичу Григоренко.

Вся трудовая и научная деятельность Георгия Михайловича связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, куда он поступил после окончания в 1961 г. Киевского политехнического института и где прошел путь от инженера до руководителя одного из ведущих научных отделов.

С первых дней работы в ИЭС Георгий Михайлович занимается исследованием физико-химических процессов при сварке и переплаве металлов и сплавов. В 1967 г. он защитил кандидатскую диссертацию, в 1983 г. — докторскую, в 1997 г. был избран членом-корреспондентом, а в 2008 г. — академиком НАН Украины.

С 1969 г. Г. М. Григоренко трудится над решением задач, стоящих перед специальной электрометаллургией, разрабатывает технологию выплавки высокоазотистых сталей методом легирования металла из газовой фазы. Работает над созданием и внедрением в производство плазменно-дуговых печей и технологии выплавки слитков сталей и сплавов, принимает участие в разработке промышленной технологии выплавки высокоазотистых сталей в плазменно-дуговой печи на заводе «Электросталь», руководит работами по освоению технологии выплавки слитков в вакуумно-дуговых печах методом переплава расходуемого плазмотрона на заводе «Днепрспецсталь».

Многие годы Г. М. Григоренко занимается разработкой технологии плавки титановых сплавов в гарнисажных печах на Запорожском моторостроительном заводе (Мотор-Сич). С 1973 г. он руководит работами по проектированию, изготовлению и строительству самой мощной плазменно-дуговой печи для выплавки титановых слитков из губки и кусковых отходов титана, которая введена в эксплуатацию на Запорожском титаново-магниевокомбинате в 1978 г. В 1980 г. работа по плазменно-дуговой выплавке слитков сталей и сплавов была удостоена Государственной премии Украины в области науки и техники.

Многолетние фундаментальные исследования механизмов и закономерностей взаимодействия газов с жидкими металлами, газообменных процессов при плавлении и плавке металла с использованием электродугового и плазменного нагрева создали научные основы технологии выплавки высокоазотистых сталей в вакуумных печах, индукционно-плазменной плавки монокристаллов тугоплавких металлов, разработки способа и технологии дугошлакового переплава.

Как известный ученый в области материаловедения и электрометаллургии Г. М. Григоренко поль-

зуется заслуженным признанием и авторитетом в Украине и за рубежом.

В 1974–1977 гг. Г. М. Григоренко руководит разделом программы Советско-Американского научного сотрудничества в области электрометаллургии и сварки, проводит работы с учеными Массачусетского института технологии, Мичиганского и Стенфордского университетов, института Баттел в г. Коламбус. С 1995 г. и по настоящее время он сотрудничает с Национальным политехническим институтом в г. Нанси (Франция).

С 1984 г. Георгий Михайлович возглавляет отдел физико-химических методов исследований материалов. Под его руководством трудится 65 сотрудников, среди которых 4 доктора и 16 кандидатов наук. Отдел занимается проблемами материаловедения в сварке и металлургии, в т. ч. исследованиями качества сварных соединений, газотермических покрытий, слитков и полуфабрикатов из металлов и сплавов, полученных методами специальной электрометаллургии, созданием композиционных материалов, участвует в работах по созданию новых направлений в электрошлаковой, плазменно-дуговой и индукционной плавках.

Большое внимание Георгий Михайлович уделяет подготовке научных кадров и щедро делится своими знаниями с молодежью. Под его руководством подготовлено 7 докторских и 10 кандидатских диссертаций. С 1982 г. он является заместителем заведующего базовой кафедрой «Физическая металлургия и материаловедение» Московского физико-технического института. С 1999 по 2013 г. заведует кафедрой целевой подготовки специалистов на сварочном факультете НТУУ «КПИ», неоднократно избирается председателем ГЕК в НТУУ «КПИ» и Национальном университете кораблестроения им. Адмирала Макарова.

С 1993 г. Г. М. Григоренко — заместитель главного редактора международного научно-теоретического и производственного журнала «Современная электрометаллургия». В 2010 г. он возглавил Специализированный ученый совет Д 26.182.02 по защите диссертаций и секцию ученого совета «Металлургия и материаловедение» при ИЭС им. Е. О. Патона.

Григоренко Г. М. является автором свыше 600 научных работ, среди которых 7 монографий (три изданы в Великобритании) и более 100 авторских свидетельств и патентов.

Сердечно поздравляем юбиляра, желаем крепкого здоровья, творческих успехов в научной и педагогической деятельности, неиссякаемой энергии.





А. К. ЦЫКУЛЕНКО — 75



2 июля 2014 г. исполнилось 75 лет со дня рождения известного ученого в области специальной электрометаллургии, доктора технических наук Анатолия Константиновича Цыкуленко.

Вся жизнь Анатолия Константиновича связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, в котором он с 1961 г. после окончания Киевского политехнического института проработал полвека.

А. К. Цыкуленко прошел путь от инженера, младшего научного сотрудника до заведующего отделом НИЦ ШТ, ведущего научного сотрудника, известного ученого в области специальной электрометаллургии.

Первые успехи на научном поприще связаны с проблемами сварки разнородных сталей. Уже на этом этапе освоения профессии инженера-исследователя А. К. Цыкуленко проявил присущие ему целеустремленность и изобретательность на пути к решению научно-технических задач различной степени сложности.

С 1966 г. Анатолий Константинович связал свою деятельность с решением проблем в области специальной электрометаллургии и прежде всего с различными техническими и технологическими применениями электрошлакового процесса. С тех пор шаг за шагом он методично двигался к углублению понимания сущности физических и химических явлений, сопровождающих протекание электрошлакового процесса, созданию новых технологий на его базе.

Все эти годы А. К. Цыкуленко трудился не только в лабораториях родного института, но и на мно-

гих металлургических и машиностроительных заводах страны — Краматорска, Мариуполя, Запорожья, Ижоры и др.

На всех этапах жизненного пути юбиляра коллеги всегда отмечали его порядочность, уверенность в своих силах в сочетании со скромностью и глубокими знаниями, т. е. подлинную интеллигентность.

Некоторые его работы, выполненные 30 и более лет назад, сегодня опять выходят на передний край. Среди основных прикладных направлений, где получены выдающиеся практические результаты, выделяются разработки в области технологии изготовления танковой гомогенной и гетерогенной брони, а также суперсплавов для энергетического машиностроения, ставшие стержнем докторской диссертации (1987 г.).

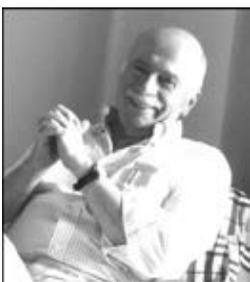
В последние годы А. К. Цыкуленко занялся изысканиями новых способов подавления сегрегации в крупных кузнечных слитках для энергетического машиностроения. Им предложены интереснейшие подходы относительно сочетания классического электрошлакового переплава твердых расходуемых электродов с прямой подачей жидкого металла.

А. К. Цыкуленко — автор более 300 научных трудов, в том числе семи монографий и более 100 изобретений.

Редколлегия журнала поздравляет юбиляра, прекрасного человека, отличающегося исключительным трудолюбием и настойчивостью в достижении поставленной цели, являющегося не только давним автором, но и бесценным рецензентом статей журнала.

От всего сердца желаем Анатолию Константиновичу крепкого здоровья, счастья и всего самого доброго.

Л. Б. МЕДОВАРУ — 60



30 июня 2014 г. исполнилось 60 лет известному украинскому ученому-металлургу, доктору технических наук, профессору, заведующему отделом физико-металлургических проблем электрошлаковых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Ук-

раины Льву Борисовичу Медовару.

Медовар Л. Б. родился в г. Киеве. После окончания в 1979 г. Киевского политехнического института, получив специальность инженера-теплофизика, работал в Институте проблем литья (ФТИМС) НАН Украины. В 1982 г. Лев Борисович успешно

защитил кандидатскую диссертацию «Разработка и исследование армированной квазимонолитной стали 09Г2СФ-АКМ для газопроводных труб большого диаметра», а в 1988 г. — докторскую «Армированная квазимонолитная сталь».

Беседы о проблемах ЭШТ с отцом, известным ученым в области сварки и электрометаллургии, академиком НАН Украины Борисом Израилевичем Медоваром, не оставили равнодушным молодого ученого. В 1991 г. Лев Борисович Медовар поступил на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона, где стал главным помощником и последователем своего отца в развитии новых направлений в области электрошлаковых технологий.

В непростые для страны 1990-е годы Л. Б. Медовар провел большой объем исследовательских и



прикладных работ в Украине и за рубежом. Это касалось учения взаимосвязей между служебными свойствами металлических конструкционных материалов (прежде всего сталей) в конкретных изделиях, металлоконструкциях и их макроструктурой, поиска технологических приемов направленного влияния на макроструктуру материалов для оптимизации их служебных свойств. Значительное внимание было сосредоточено на решении задач способами электрошлаковой технологии применительно к валкам прокатных станов, роторам паровых и газовых турбин. Результаты исследований нашли применение в промышленности при создании изделий с прогнозируемым разрушением, например труб большого диаметра и сосудов высокого давления.

Разработана новая прогрессивная технология электрошлаковой наплавки жидким металлом заготовок композитных прокатных валков. По новой технологии на Ново-Краматорском машиностроительном заводе налажено производство композитных заготовок прокатных валков массой от 20 до 80 т, не имеющих аналогов в мировой практике.

Круг научных интересов Л. Б. Медовара очень широк. Это проблемы получения бездефектных больших слитков из сталей высоколегированных

марок, применение жидкого металла при выплавке сплошных и полых слитков ЭШП больших массы и длины без расходуемых электродов.

Эрудиция, умение научно обосновать полученные результаты исследований, правильное применение их на практике, участие в международных конференциях принесли Льву Борисовичу заслуженный авторитет.

Л. Б. Медовар воспитал не одно поколение молодых ученых. Это чтение лекций в НТУУ «КПИ» и в зарубежных университетах, руководство учебной аспирантой, подготовкой диссертационных работ и др. Он автор более 250 научных работ и патентов на изобретения.

Л. Б. Медовар — лауреат Государственной премии Украины в области науки и техники, награжден знаком отличия «За підготовку наукової зміни», член редакционной коллегии журнала «Современная электрометаллургия» и журнала «Электрометаллургия» (г. Москва).

Дирекция, коллектив сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона, редколлегия журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют Льва Борисовича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, счастья и творческих успехов.

РОСТ ВЫПУСКА ФЕРРОСПЛАВОВ



<http://www.delo.ua>

Эксперты прогнозируют восстановление объема производства марганцевых ферросплавов, в том числе за счет запуска новых производственных мощностей.

За три месяца 2014 года украинские ферросплавные заводы выпустили 260,2 тыс. т базовых ферросплавов, что почти на 30 % выше показателей аналогичного периода предыдущего года. Об этом сообщили эксперты ГП «Держзвниинформ» на 11-й международной конференции, посвященной рынку ферросплавов China Ferro-Alloys Conference, которая состоялась 14–16 мая в Пекине.

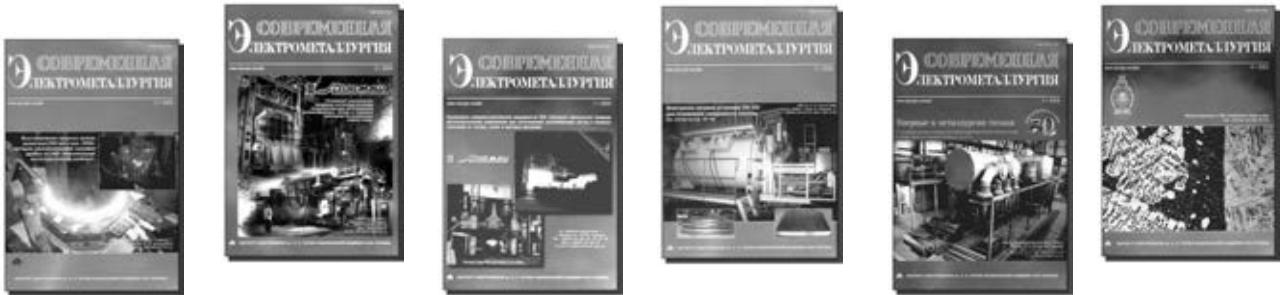
Украинские ферросплавные предприятия смогут реализовать запланированные проекты по модернизации мощностей и повышению энергоэффективности производства при условии получения от государства возможности в течение пяти лет закупать электроэнергию по экономически обоснованному тарифу.

**ПОДПИСКА – 2015 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», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала
«Современная электрометаллургия»
на сайте: www.patonpublishinghouse.com

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
С 2014 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2003–2012 гг.

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 28.07.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 7,4. Усл. кр.-отг. 8,1. Уч.-изд. л. 8,8
Печать ООО «Альфа Реклама». 03600, г. Киев, ул. Красноармейская, 139.