

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., Любляна, 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 Лиля, Франция),

Цохау 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

Редакторы

В. И. Котляр, Н. А. Притула

Электронная верстка

Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство

о государственной регистрации

KB 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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Медовар Л.Б., Стовпченко А. П., Федоровский Б.Б. Листовые печи
и толстолистовая сталь ЭШП — опыт истории и требования
современности 3

Макаренко Н.А., Власов А.Ф., Волков Д.А., Куший А.М. Исследование
и разработка составов экзотермических флюсов для электрошлаковых
процессов 10

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Пикулин А.Н., Ахонин С.В., Березос В.А., Селин Р.В. Получение
слитков сложнолегированного титанового сплава ВТ23 способом
ЭЛП 17

Мельник В.И., Мельник И.В., Тугай Б.А., Ковальчук Д.В.
О расширении технологических возможностей современных
газоразрядных электронно-лучевых пушек 21

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Кожемякин В.Г., Шаповалов В.А., Бурнашев В.Р., Жданов В.А.,
Ботвинко Д.В.** Упрочнение поверхностного слоя медных плит
кристаллизаторов МНЛЗ гафнием с применением плазменно-дуговой
технологии 25

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г.М., Костин В.А., Головкин В.В., Жуков В.В., Зубер Т.А.
Влияние нанопорошковых инокуляторов на структуру и свойства литого
металла высокопрочных низколегированных сталей 32

Демченко В.Ф., Федоров О.П., Шуба І.В., Аснїс Ю.А., Лісний А.Б.
Математичне моделювання гідродинамічних та теплових процесів при
виросуванні кристалів із розплаву 42

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Шаповалов В.А., Григоренко Г.М. Управление структурой металла в
процессе кристаллизации 51

ИНФОРМАЦИЯ

Ахонин С.В. XIII Международная конференция «Титан-2015 в СНГ» 55

Полишко А.А., Бернацкий А.В. VIII Международная конференция
молодых ученых и специалистов «WRTYS-2015. Сварка и родственные
технологии» 56

IX Всеукраинский фестиваль науки 58

А.Г. Богаченко — 75 60

Диссертации на соискание ученой степени 60

Памяти Саенко В.Я. 62

Пам'яті Чернеги Д.Ф. 62

Указатель авторов 63

*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 Metals Science, Sofia, Bulgaria),

J. Foct

(Universite de Lille, France),

Zhouhua Jiang

North-Eastern 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

Editors

V. I. Kotlyar, N. A. Pritula

Electron galley

L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 0233-7681

All rights reserved.

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

 Permission to reproduce material contained in this journal
 must be obtained in writing from the Publisher
CONTENTS**ELECTROSLAG TECHNOLOGY**
Medovar L.B., Stovpchenko A.P., Fedorovskii B.B. Plate furnaces and ESR
 plate steel — historical experience and modern requirements 3

Makarenko N.A., Vlasov A.F., Volkov D.A., Kushchii A.M. Investigation
 and development of exothermic flux compositions for electroslag
 processes 10
ELECTRON BEAM PROCESSES
Pikulin A.N., Akhonin S.V., Berezos V.A., Selin R.V. Production of ingots of
 complex titanium alloy VT23 by EBR process 17

Melnik V.I., Melnik I.V., Tugai B.A., Kovalchuk D.V. On enhancing the
 technological capabilities of modern gas-discharge electron beam guns 21
PLASMA-ARC TECHNOLOGY
**Kozhemyakin V.G., Shapovalov V.A., Burnashev V.R., Zhdanov V.A.,
 Botvinko D.V.** Strengthening the surface layer of CCM mould copper plates
 by hafnium with application of plasma-arc technology 25
GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY
Grigorenko G.M., Kostin V.A., Golovko V.V., Zhukov V.V., Zuber T.A.
 Influence of nanopowder inoculators on the structure and properties of cast
 metal of high-strength low-alloyed steels 32

Demchenko V.F., Fedorov O.P., Shuba I.V., Asnis Yu.A., Lisnii A.B.
 Mathematical modeling of hydrodynamic and thermal processes at crystal
 growing from the melt 42
ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS
Shapovalov V.A., Grigorenko G.M. Metal structure control during
 solidification 51
INFORMATION
Akhonin S.V. XIII International Conference «Titanium-2015 in CIS» 55

Polishko A.A., Bernatskii A.V. VIII International Conference of young
 scientists and specialists «WRTYS-2015. Welding and related
 technologies» 56

IX All-Ukrainian Festival of Science 58

A.G. Bogachenko is 75 60

Thesis for scientific degree 60

In memory of Saenko V.Ya. 62

In memory of Chernega D.F. 62

Author Index 63

«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



ЛИСТОВЫЕ ПЕЧИ И ТОЛСТОЛИСТОВАЯ СТАЛЬ ЭШП — ОПЫТ ИСТОРИИ И ТРЕБОВАНИЯ СОВРЕМЕННОСТИ

Л.Б. Медовар¹, А.П. Стовпченко^{1,2}, **Б.Б. Федоровский²**

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

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

²ЧП «Элмет-Рол».

03150, г. Киев, а. я. 259. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Обсуждены причины низкого сопротивления металла толстого листа слоистому разрушению по его толщине. Приведены результаты применения электрошлакового процесса и общие сведения о конструкциях слывых печей ЭШП. Обозначены основные сложности, возникающие при выплавке слывовых слитков, которые решаются как на этапе проектирования оборудования (правильный выбор схемы подключения, конструкции печи), так и при его работе (стабильный энергетический режим переплава), а также на этапе термообработки. Показана возможность получения из стали ЭШП качественного толстого листа с высоким выходом годного. Библиогр. 7, табл. 4, ил. 4.

Ключевые слова: листовой слиток ЭШП; слывовый слиток; толстолистовая сталь; бифилярное подключение

Современное строительство и машиностроение используют стальной лист как основной элемент конструкции различных перекрытий, платформ, оболочек и обшивок. Весьма ответственным изделием является толстый лист (до 250 мм), качество которого во многом определяет надежность гигантских и большегрузных машин и конструкций. Толстый лист является основным элементом крупных морских судов, оффшорных платформ, тяжелой техники, больших агрегатов в энергетике и нефтехимии, где авария чревата человеческими жизнями и/или серьезными загрязнениями окружающей среды. Обеспечение высокого и стабильного уровня механических свойств толстолистовой стали, при производстве которой степень деформации существенно ниже, чем для большинства других видов проката или поковок, представляет собой проблему, которую специалисты решают различными методами. Причем приоритетные пути меняются, что обусловлено имеющимися техническими возможностями, превалирующими научными взглядами и, всегда, экономическими соображениями.

В настоящей статье приведена экспертная оценка возможностей и перспектив электрошлакового переплава (ЭШП) в производстве толстого листа

высокого качества и результаты промышленного применения печей ЭШП для его изготовления.

Особое требование к толстолистовой стали — Z-пластичность. Требования к механическим, технологическим и эксплуатационным свойствам толстого листа зависят от марки стали и толщины, и, естественно, существенно отличаются. Однако, для толстого листа существует общая отличительная характеристика, которая является необходимым условием качества и одним из определяющих показателей выхода годной продукции. Это сопротивление слоистому разрушению по толщине листа в Z-направлении, определяемое на образцах, вырезанных по толщине проката. При таких испытаниях пластичность (относительные удлинение и сужение) при наложении растягивающих нагрузок и ударная вязкость существенно ниже, чем на образцах, вырезанных в двух других направлениях. В результате при приложении безопасной для них нагрузки в Z-направлении происходит характерное слоистое разрушение (растрескивание, разрывы).

Отличием Z-направления от остальных является значительно меньшая степень его деформации при ковке или прокатке. Решение проблем Z-свойств толстого листа часто связывают со степенью рафинирования металла, которая безусловно важна, поскольку определяет количество вредных



примесей, морфологию неметаллических включений и др.

Однако, сегодня, когда средства ковшевой металлургии позволяют получать жидкую сталь заданного химического состава с минимальным содержанием примесей, в том числе и газов, становится очевидным, что основным источником проблем является неоднородность структуры и состава металла слитка, возникающие при его затвердевании.

В структуре крупных листовых слитков, получаемых заливкой в изложницу большого объема металла неизбежно образуются такие дефекты, как зональная химическая и структурная ликвация, скопления неметаллических включений, междендритные рыхлости, а при нарушении технологии разлива могут возникать еще и пузыри, внутренние и поверхностные трещины, плены и др. Уменьшение объема заливаемого металла при непрерывной разливке способствует уменьшению степени развития дефектов ликвационного характера, однако из-за высокой скорости вытяжки заготовки подпитка сердцевинки нарушается и возникают сосредоточенные центральные усадочные полости или пористость.

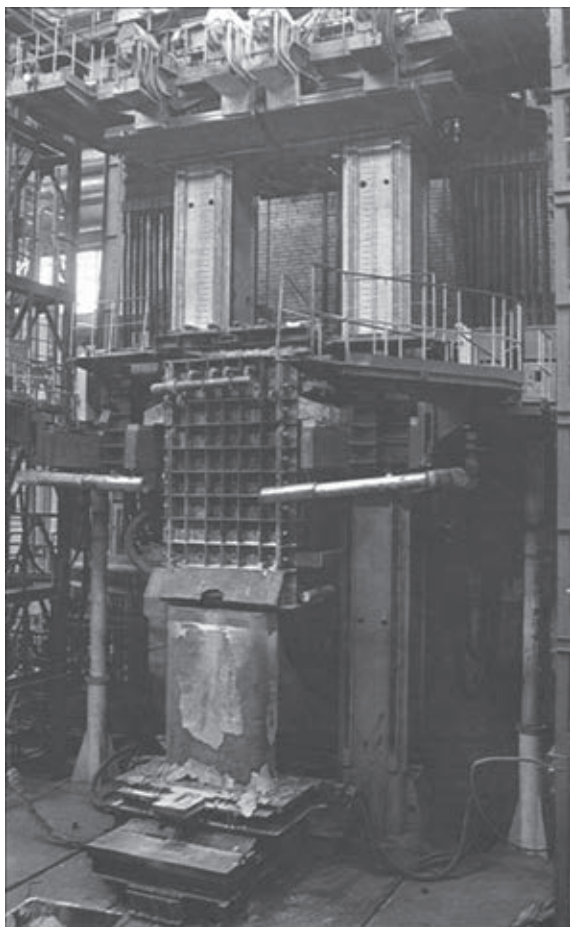


Рис. 1. Общий вид листовой печи ЭШП У-436 с выплавленным слитком

После прокатки дефекты литого металла проявляются в виде раскатанных плен, расслоений, волосовин, шиферного излома и других дефектов. Высокая степень деформации по длине и ширине листа при ковке или прокатке позволяет частично устранить усадочные несплошности и «растянуть» ликвационную неоднородность по высоте слитка. В то же время при малом обжатии по толщине структура металла сохраняет наследственные дефекты слитка и в результате Z-свойства становятся определяющими показателями качества толстого листа.

Из этого следует, чтобы повысить Z-свойства необходимо обеспечить однородность структуры и химического состава металла по сечению слитка. Эта задача успешно решается с помощью ЭШП, что уже давно доказано нашими предшественниками и собственным опытом. Рассмотрим получение листовых слитков способом ЭШП и основные параметры печей для их производства.

Печи ЭШП для производства листовых слитков. Задача производства стального листа особо высокого качества способом ЭШП впервые в мире была решена в промышленных масштабах на заводе «Днепроспецсталь». В 1967 г. были введены в эксплуатацию две электрошлаковые печи типа У-436, предназначенные для производства листовых слитков ЭШП массой 9...13 т по схеме заполнения стационарного кристаллизатора (рис. 1). Механическая и электрическая схемы реализации процесса ЭШП, заложенные в этих печах, просты и надежны, а технология процесса устойчива и обеспечивает высокое качество выплавляемых слитков [1, 2]. Именно на основании технических и технологических разработок, выполненных при создании и эксплуатации печей этого типа, впоследствии были созданы 20- и 40-тонные листовые печи ЭШП. Они успешно эксплуатировались в течение многих лет на заводах «Днепроспецсталь» и «Азовсталь» в Украине и «Ниппон стил» в Японии.

Удачным решением при создании этих печей было использование бифилярной электрической схемы подключения, которая разработана в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. Бифилярная схема питания листовой печи ЭШП предусматривает применение расходуемых электродов кратное двум (рис. 2).

Токоподводы трансформатора присоединены к двум электродам или более (попарно) и основной ток проходит через шлак от одного электрода к другому. В отличие от прямой схемы (электрод–шлак–поддон) бифилярное подключение



обеспечивает благоприятную тепловую среду в слитке и меньшую глубину жидкометаллической ванны. Поэтому сегодня бифилярная схема является основной в печах для производства листовых слитков. Кроме того, при бифилярном подключении расходуемых электродов длина токоведущих цепей уменьшается, что позволяет свести к минимуму потери в короткой сети печи ЭШП. В результате снижается расход электроэнергии и эффективно используется печной трансформатор.

Эти печи позволяют и сегодня переплавлять как электроды-слябы, так и электроды квадратного сечения, полученные прокаткой или на МНЛЗ, а также отлитые в специальные изложницы. Именно простота конструкции и эксплуатации листовых печей позволила быстро освоить широкое промышленное производство листовых слитков массой до 20 т из конструкционных сталей ответственного назначения.

В табл. 1 приведены данные о листовых печах ЭШП, успешно работающих на металлургических предприятиях. Толщина листовых слитков ЭШП составляет 500...700 мм.

В 1974 г. в Японии на заводе «Ниппон стил корпорэйшн» введена в эксплуатацию самая крупная в мире печь ЭШП-40 для выплавки листовых слитков массой до 40 т. Проект этой печи разработан в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины. Выплавку листовых слитков проводили по однофазной бифилярной схеме в коротком уширенном кристаллизаторе Т-образного сечения с применением двух или четырех электродов. В основу печи положена идея встречного движения электродов и кристаллизатора. На печи изготовляли слитки-слябы толщиной до 700 мм. Отметим, что в середине 70-х годов прошлого века в эксплуатацию были введены две 50-тонные листовые печи ЭШП, спроектированные для работы по прямой схеме питания. Качество металла оказалось не-

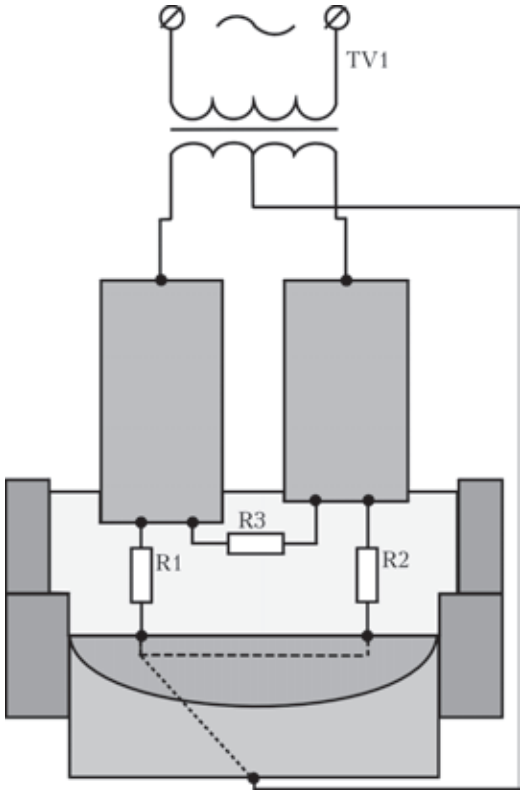


Рис. 2. Принципиальная схема бифилярного питания листовой печи от однофазного источника

довлетворительным из-за протяженной двухфазной зоны [2].

Для улучшения качества слитка и эффективности процесса в печи ЭШП-40 применили ряд новшеств. Вторичное охлаждение обеспечило дополнительное снижение макросегрегации слитка; повторное использование шлака и создание над плавильным пространством контролируемой атмосферы позволило устранить флокены. Результаты применения этих мероприятий по улучшению металлургического качества слитка толщиной 510 мм и более изложены в статье [4] и показывают высокое качество производимого толстого листа.

Таблица 1. Листовые бифилярные печи ЭШП			
Масса слитка, т	Тип трансформатора/ток, Гц	Гарантированный удельный расход электроэнергии, квт·ч/т	Страна, завод-изготовитель
10...12	Однофазный/50	1200	Украина, завод «Днепропеталь»
10...12	То же	—	Россия, завод «Красный Октябрь»
20	То же	1100...1200	Украина, МК «Азовсталь»
40	Два однофазных/50	—	Япония, «Nippon Steel»
40*	Однофазный/10	1100...1300	Китай, «Wisco»
20**	Однофазный/50	не более 1100	То же
* — толщина слитка-сляба 960 мм; ** — толщина слитка-сляба 320 мм.			



Рис. 3. Вид листового слитка, вытягиваемого из кристаллизатора (а) и его головной части (б)

С окончанием «холодной войны» спрос на листовые печи ЭШП прекратился и на протяжении 35 лет такие агрегаты не строили. Сегодня в связи с увеличением единичной мощности агрегатов нефтегазового комплекса, химической промышленности, атомной энергетики, плавучих буровых установок и большегрузных машин, а также для решения новых задач нужны крупные листовые слитки высокого качества, получение которых без способа ЭШП весьма сложно.

Первыми такой продукцией заинтересовались китайские металлурги. В Китае построены несколько 40-тонных печей ЭШП для производства листовых слитков с размерами 980×2000×2800 мм. Слябы переделывают на плиты толщиной 410 мм (степень обжатия — 2,39). Металл плит демонстрирует хорошую пластичность, ударную вязкость и изотропные свойства во всех направлениях, а также в сварных соединениях [5–7].

Две новых печи для производства 20-тонных листовых слитков с самым высоким уровнем Z-свойств построены при непосредственном участии специалистов ИЭС им. Е.О. Патона в проектировании оборудования и системы управления на другом заводе в Китае. Эта печь предусматривает вытяжку слитка и применение Т-образного кристаллизатора. Максимальные размеры сляба (2000×4000×320 мм) определены исходя из имеющихся мощностей при нагреве слитка, что ограничило его толщину. Малая толщина слитка сказывается на качестве сляба двояко. С одной стороны благодаря этому ускоряется кристаллизация, однородность и качество внутренней структуры сляба высокое, а с другой — при малой производительности процесса ухудшаются условия формирования углов сляба, что требует применения специальных технологических приемов. Рассмотрим подробнее технологию производства и результаты исследования качества листо-

вых слитков, производимых в Китае на описанной 20-тонной печи ЭШП.

Результаты промышленного освоения технологии производства листовых слитков. Рассмотрим процесс электрошлаковой выплавки и качество слябовых слитков с размерами 320×1400×4000 мм массой 13 т, производимых на 20-тонной печи ЭШП (Китай) портального типа с вытягиванием слитка (рис. 4).

Печь снабжена датчиками для определения веса электродов и современной системой управления процессом плавки. Электрическая схема подключения электродов — бифилярная. Для получения 13-тонных слитков переплавляют два электрода массой по 6,8 т каждый.

Процесс начинается с заливки жидкого шлака ($\text{CaF}_2\text{--CaO--Al}_2\text{O}_3\text{--MgO--SiO}_2$), предварительно расплавленного в флюсоплавильной печи, в кристаллизатор с уширенной верхней частью в количестве, обеспечивающем заданную высоту шлаковой ванны.

Поскольку печь работает с вытягиванием слитка, то начальный период плавки ведут на особом стартовом режиме, который позволяет надежно приварить формируемое дно слитка к закрепленным в кристаллизаторе затравкам. Вытягивание начинают при формировании слоя слитка достаточной толщины, чтобы избежать загибания углов сляба вверх.

Плавку ведут в рабочем режиме при электрической мощности, обеспечивающей достаточный прогрев металлической ванны для предупреждения образования на поверхности слитка гофр и шлаковых включений.

По окончании наплавления заданной высоты переходят на режим подпитки слитка, при котором скорость расплавления металла несколько снижают.

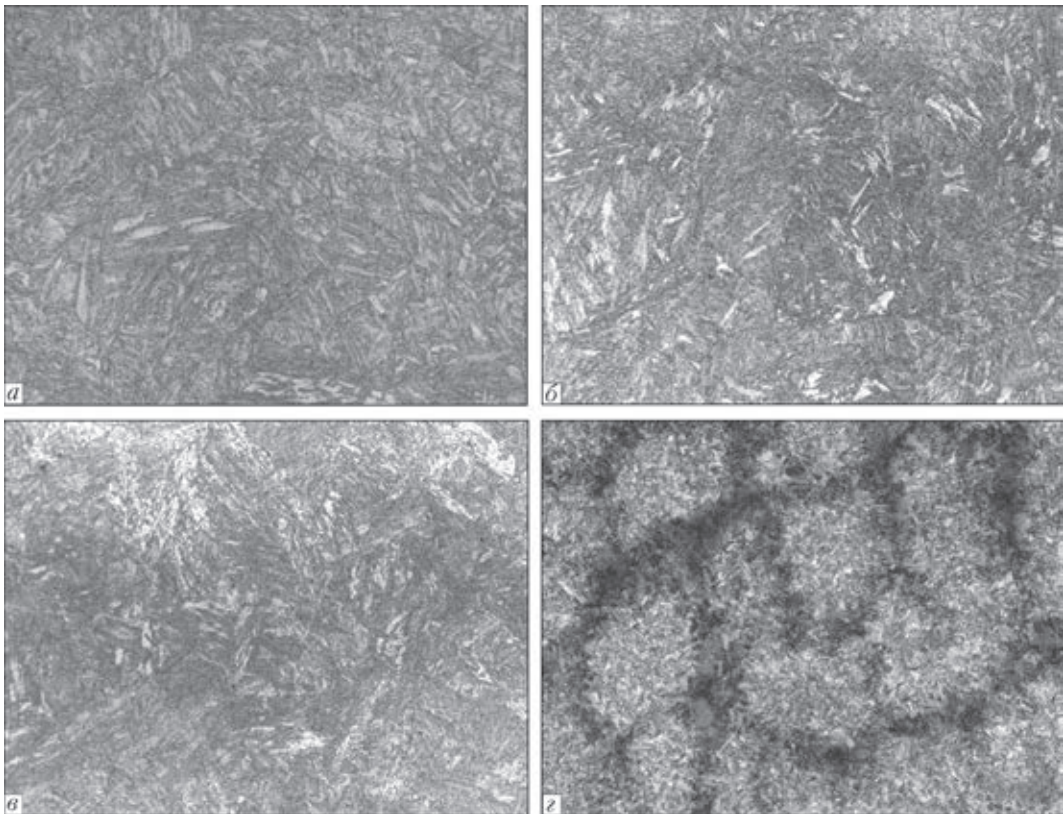


Рис. 4. Микроструктура образцов металла, вырезанных из толстолистового проката стали А514: а — поверхность; б — 1/4 толщины; в, з — середина; а, б, в — $\times 50$; з — $\times 500$

При плавке точно контролируют уровень заглубления электродов. Ведут ее с защитой плавильного пространства аргонem с расходом 40 м³/ч.

Общий удельный расход электроэнергии при выплавке сляба составляет 1000...1100 кВт·ч/т, включая затраты на плавку флюса в флюсоплавильной печи, что намного меньше, чем при получении кузнечных слитков по прямой схеме.

Заданное марочное содержание основных элементов в стали А514, а также химических состав металла расходуемых электродов и полученного слитка ЭШП по его высоте приведены в табл. 2.

Повышенное содержание углерода в донной части слитка обусловлено применением графитовых электродов для расплавления флюса в печи, имеющей графитовый тигель и электроды, что вызывает увеличение содержания углерода в шлаке, который затем переходит в металл. Разработаны способы, позволяющие снизить в шлаке содержание углерода до уровня, который не ведет к росту его в металле.

Для предотвращения угара активных элементов в ходе плавки шлак раскисляют алюминиевой дробью, присаживаемой порционно через опре-

Т а б л и ц а 2. Содержание основных элементов в стали А514, в расходуемом электроде и готовом листовом слитке ЭШП										
Металл	Содержание элементов, % мас.									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V
Сталь А514 по требованиям стандарта	0,14... ...0,17	0,20... ...0,35	1,1... ...1,2	0,012	0,0050	1,3... ...1,4	1,2... ...1,3	0,18... ...0,28	0,45... ...0,55	0,05... ...0,07
Расходуемый электрод	0,171	0,30	1,2	0,007	0,0038	1,339	1,25	0,23	0,502	0,0620
Головная часть слитка ЭШП	0,161	0,30	1,15	0,006	0,0048	1,318	1,24	0,24	0,506	0,061
Донная часть слитка ЭШП	0,191	0,33	1,14	0,010	0,0041	1,361	1,24	0,23	0,518	0,061



Таблица 3. Оценка неметаллических включений и структуры стали

Место отбора проб	Балл неметаллических включений	Структура
Поверхность	A0.5 B0.5 C0 D0	Мартенсит и бейнит
1/4 толщины	То же	То же
1/2 толщины	То же	Мартенсит и бейнит, крупное первичное аустенитное зерно

Таблица 4. Механические свойства металла толстого листа из стали A514 после стандартной термообработки

Место отбора проб	Ударная вязкость, Дж/см ² *			Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Относительное сужение, %	Относительное сужение в Z-направлении, %
	1	2	3					
Поверхность	158	170	166	791	694	20,38	65,9	34,4
1/4	103	108	109	789	690	20,06	67,5	31,1
1/2	35,5	41,5	47,6	767	676	14,14	34,4	32,8

*Данные приведены по 3-м образцам.

деленные периоды времени. Следует отметить, что в период освоения технологии на целом ряде плавок обнаружены отклонения по содержанию марганца и кремния в пробах из головной части слитка, что потребовало корректировки температурного режима плавки и технологии раскисления шлака алюминием.

Полученные слитки-слябы охлаждали в колодах-термосах, а перед прокаткой нагревали в печи до заданной температуры. Темп прокатки сляба размером 110×2030×7300 мм рассчитывали таким образом, чтобы обеспечить температуру в конце прокатки не менее 800 °С. Прокатанный лист подвергали отжигу для обеспечения заданного комплекса свойств по режимам характерным для данной стали.

Для оценки качества полученных плит из проката вырезали образцы для исследования микроструктуры металла и его свойств. Результаты оценки балла неметаллических включений по китайскому стандарту GB/T10561-2005, гармонизированному с требованиями стандарта ASTM E45 приведены в табл. 3.

По требованию заказчика неметаллические включения всех классов должны быть менее 1 балла, что обеспечено полностью. Микроструктура образцов приведена на рис. 4.

Микроструктура металла регулярная, феррито-перлитная типа видманштеттовой. Размер фазовых составляющих увеличивается от края к центру слитка. На фото микроструктуры центральной зоны (рис. 4, з), видна темная окантовка по границам первичных аустенитных зерен, что говорит о необходимости корректировки режимов термической обработки для обеспечения полной перекристал-

лизации металла и улучшения его пластических свойств.

После оптимизации режимов термической обработки толстого листа из стали ЭШП его механические свойства соответствуют требованиям стандарта по всем направлениям, в том числе и по толщине листа (табл. 4).

При стабильном ходе переплава с заданными энергетическими показателями поверхность слитка не требует зачистки перед прокаткой. Результаты работы печи показали высокую стабильность технологического процесса и выход годного металла 93...98 %, а также низкий расход электроэнергии. Благодаря экономным показателям расхода электроэнергии и шлака в процессе ЭШП, себестоимость толстого листа из стали ЭШП конкурирует с продукцией, изготовленной из слябового слитка разлитого в изложницу, несмотря на дополнительные расходы на передел. Причем, чем больше длина и масса слитка, тем выше экономическая эффективность применения ЭШП.

Выводы

Ввиду особенности деформационной обработки и структуры толстого листа определяющим фактором его качества является сопротивление слоистому разрушению по его толщине. Последнее в большей степени обусловлено степенью развития ликвационных явлений и усадочных дефектов в слитке/заготовке.

Сегодня для изготовления слябовых слитков высокого качества успешно применяют ЭШП, принципы и технологические основы которого заложены специалистами ИЭС им. Е.О. Патона и



ЧП «Элмет-Рол» и реализованы в конструкциях печей, выполненных под их руководством.

Правильный выбор схемы подключения (бифиляр), конструкции печи, энергетических режимов переплава и термообработки гарантируют эффективный процесс производства качественного толстого листа с высоким выходом годного.

1. Латаш Ю.В., Медовар Б.И. Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1970. — 240 с.
2. Патон Б.Е., Медовар Б.И. Электрошлаковый металл. — Киев: Наук. думка. — 680 с.
3. Электрошлаковая печь для выплавки листовых слитков весом до 40 т (ЭШП-40) / Б.Е. Патон, Б.И. Медовар,

А.Г. Богаченко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — № 3. — С. 28–31.

4. Эксплуатация крупной бифилярной печи ЭШП, предназначенной для производства слябов, качество литого металла слябов и толстого листа из них / М. Нисиваки, Т. Ямагучи, М. Коба и др. // Там же. — 1978. — № 8. — С. 65–70.
5. Manufacturing of Heavy Plates with Excellent Mechanical Properties by a 40t ESR Furnace for Slab Products / Xing Geng, Zhou Hua Jiang, Fu Bin Liu, Hao Peng. // Advanced Materials Research. — 2009. — 79–82. — P. 1747–1750.
6. Development of New-Generation Electroslag Remelting Technology / J. Zhouhua, D. Yanwu, Z. Ximin et al. // J. of Materials and Metallurgy. — 2011. — S. 1.
7. Technology development of the second-generation electro-slag metallurgy / J. Zhouhua, L. Medovar, G. Stovpchenko et al. // J. of Iron and Steel Research. — 2013. — 25, № 3.

Causes for low resistance of plate metal to lamellar cracking across its thickness are discussed. The paper gives the results of electroslag process application and general information on designs of ESR slab furnaces. The main difficulties arising in production of slab ingots are outlined, which are coped with both at the stage of equipment design (correct selection of connection diagram, furnace design), and during its operation (stable power mode of remelting), as well as at the heat treatment stage. Possibility of producing sound steel plates by ESR with a high metal yield is demonstrated. 7 References, 4 Tables and 7 Figures.

Key words: ESR plate ingot; slab ingot; plate steel; bifilar connection

Поступила 08.04.2015

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины



НИИ лазерной техники и технологии НТУУ «КПИ»



Исследовательский центр лазерных процессов и технологий
Дзеньянского технологического университета



Международная Ассоциация «Сварка»

VII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

г. Одесса, Украина, отель «Курортный»

14-18 сентября 2015 г.



Тематика конференции

- Лазерная сварка, резка, наплавка, термообработка, нанесение покрытий
- Выращивание трехмерных объектов
- Гибридные технологии

<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2015>



ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ ЭКЗОТЕРМИЧЕСКИХ ФЛЮСОВ ДЛЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ПРОЦЕССОВ

Н.А. Макаренко, А.Ф. Власов, Д.А. Волков, А.М. Куций

Донбас. гос. машиностроительная академия.

84313, г. Краматорск, Донецк. обл., ул. Шкадинова, 72. E-mail: sp@dgma.donetsk.ua

Показано, что экзотермические электропроводные флюсы обеспечивают выделение дополнительного тепла в стартовый период электрошлаковых процессов и способствуют ускоренному наведению шлаковой ванны необходимого объема на «твердом» старте как по монофилярной, так и бифилярной схемам ведения процесса взамен «жидкого» старта. Разработаны новые способы расплавления рабочего флюса в электрошлаковых процессах, позволяющие повысить выход годного металла до 3 %, снизить расход электроэнергии и рабочего флюса на 10 и 20 % соответственно. Приведена технология разработки экзотермического электропроводного флюса в твердом состоянии с использованием метода планирования эксперимента. Показано, что экзотермический флюс существенно снижает время наведения шлаковой ванны необходимого объема. Определена принципиальная возможность разработки состава экзотермического флюса, обеспечивающего получение химического состава восстановленного металла эквивалентного марочному составу сталей 9ХФ, 9Х2М и 60Х2СМФ. Показано, что в качестве компонента экзотермического флюса целесообразно использование окалины, являющейся отходом прокатного, кузнечно-прессового и ферросплавного производства с размером частиц 0,1...2,5 и 0,1...6,0 мм соответственно. Библиогр. 15, табл. 6, рис. 6.

Ключевые слова: электрошлаковые процессы; экзотермический флюс; шлаковая ванна; штамп; моно- и бифилярные схемы; темплет

Электрошлаковые процессы осуществляются на «твердом» или «жидком» старте [1]. При «твердом» старте расплавление рабочего флюса, наведение шлаковой ванны необходимого объема осуществляется в дуговом режиме. Способ характеризуется нестабильностью (частыми короткими замыканиями), неравномерным и длительным расплавлением флюса (низкой производительностью). Электрошлаковая технология производства крупных заготовок осуществляется в печах бифилярного или трехфазного типа с использованием только «жидкого» старта путем сифонной заливки расплавленного за пределами печи шлака в нижнюю часть кармана при электрошлаковой сварке (ЭШС), кристаллизатора при электрошлаковом переплаве (ЭШП) или заливки в тигель при электрошлаковом кокильном литье (ЭКЛ). Однако трудоемкость выплавки заготовки с учетом времени расплавления флюса во флюсоплавильных печах значительно выше по сравнению с «твердым» стартом.

Недостатки вышеуказанных способов наведения шлаковой ванны необходимого объема могут быть устранены разработанными способами ЭШП [2, 3].

Целью настоящей работы является исследование и разработка составов экзотермических

флюсов применительно к электрошлаковым процессам, обеспечивающих соответствие при их расплавлении физико-химических свойств электрошлакового металла основному, электропроводность в твердом состоянии и возможность проведения процессов по моно-, бифилярной или трехфазной схемам применительно к сталям 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ.

В данной работе разработаны экзотермические флюсы, представляющие собой механическую смесь окалины, алюминиевого порошка, легирующих элементов в виде ферросплавов и стандартного флюса АНФ-6 или других, засыпаемых в нижнюю часть кристаллизатора и обеспечивающих электропроводность слоя в твердом состоянии. При этом исследовали влияние соотношения содержания во флюсе окалины и алюминиевого порошка, а также легирующих элементов С, Мп, Si, Cr, V, Мо, вводимых в состав флюса в виде графита, ферромарганца, ферросилиция, феррохрома, феррованадия и ферромolibдена, на химический состав металла донной части слитка.

С целью определения влияния гранулометрического состава ферросплавов на их растворимость в восстанавливаемом металле из окалины и на физико-химические свойства электрошлакового металла проводили дробление FeMn, FeSi,

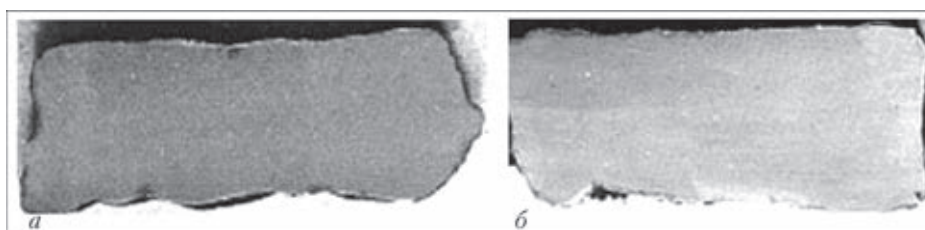


Рис. 1. Макроструктура продольных темплетов из слитков, выплавленных нерасходуемым электродом с применением ферросплавов различного гранулометрического состава с размером частиц, мм: а — 0,10...0,15; б — 4,0...6,0

FeCr, FeV, FeMo и просев их через соответствующие сита. Экспериментальные плавки выполняли с применением ферросплавов с размером частиц 0,10...0,16, 1,6...2,5 и 4,0...6,0 мм. В качестве компонента экзотермической смеси использовали окалину, являющуюся отходом кузнечно-прессового производства с размером частиц 0,10...2,5 мм.

Макроструктура исследованных слитков (рис. 1) показывает, что полученный металл является плотным, однородным и характеризуется отсутствием в нем пор, флокенов или других дефектов.

Расплавление экзотермического флюса производили в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 170/160 мм нерасходуемым электродом на «твердом» старте. Применение расходуемого электрода нецелесообразно из-за трудно учитываемого его влияния на восстановленный металл при их перемешивании. Количество экзотермического флюса (12 кг) и флюса АНФ-6 (4 кг) обеспечило получение слитков диаметром 160 и высотой 50...60 мм.

В табл. 1 приведен химический состав металла исследуемых слитков, полученного при переплаве

экзотермического флюса расходуемым и нерасходуемым электродом. В качестве расходуемого электрода использовали заготовки из стали 9ХФ диаметром 90 мм. Также был опробован вариант расплавления экзотермического флюса, помещенного в тонкостенную трубу. Состав экзотермического флюса во всех случаях был одинаков. Из табл. 1 следует, что химический состав электрошлакового металла зависит как от гранулометрического состава ферросплавов, так и способа расплавления экзотермического флюса. При применении расходуемого электрода влияние гранулометрического состава ферросплавов на химический состав металла незначительно, поэтому дальнейшие исследования проводили при размере частиц ферросплавов 0,1...6,0 мм.

Серные отпечатки полученных слитков (рис. 2), а также данные химического анализа (табл. 1) показывают, что содержание серы в них незначительно при использовании нерасходуемого электрода. Изменение химического состава шлака за счет увеличения содержания в нем оксида алюминия не снижает десульферирующую способность фто-

Таблица 1. Химический состав электрошлакового металла в различных зонах слитка в зависимости от гранулометрического состава ферросплавов, мас. %

Место отбора проб	Размер частиц, мм	C	Si	Mn	Cr	V	S
Нерасходуемый электрод							
Торец донной части	0,10...0,16	0,80	0,07	0,06	1,19	0,30	0,015
	1,60...2,50	0,86	0,13	0,11	1,31	0,27	0,016
	4,0...6,0	0,89	0,16	0,16	1,89	0,35	0,012
Расходуемый электрод							
То же	0,10...0,16	0,80	0,21	0,22	1,59	0,18	0,040
30 мм от торца	0,10...0,16	0,84	0,17	0,18	1,65	0,15	0,038
Торец донной части	1,60...2,50	0,84	0,18	0,20	1,54	0,18	0,037
	1,60...2,50	0,85	0,14	0,17	1,69	0,18	0,044
То же	4,0...6,0	0,82	0,14	0,15	1,57	0,15	0,044
30 мм от торца	4,0...6,0	0,84	0,14	0,15	1,67	0,15	0,040
Труба							
Торец донной части	4,0...6,0	0,99	0,33	0,37	1,89	0,30	0,016
Расходуемый электрод	—	0,84	0,30	0,30	1,85	0,18	0,046

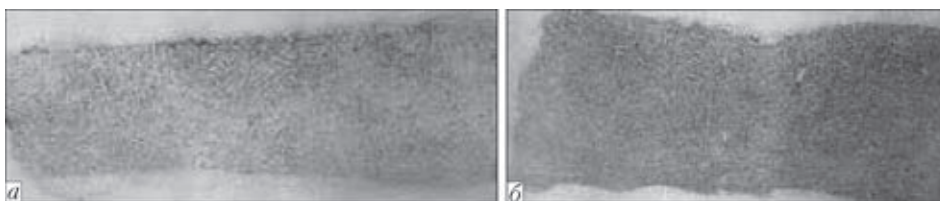


Рис. 2. Серые отпечатки продольных темплетов из слитков, выплавленных с применением ферросплавов с размером частиц 4...6 мм нерасходуемым (а) и расходуемым (б) электродом

Т а б л и ц а 2. Матрица математического планирования эксперимента при разработке состава экзотермического флюса применительно к ЭШП сталей 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ

Наименование компонента	Номер варианта											
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Окалина	–	+	–	+	+	–	–	+	–	+	–	+
Порошок Al	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–
Графит	+	–	+	–	+	–	+	–	–	+	–	+
Ферромарганец	–	+	+	–	–	+	+	–	+	–	+	–
Ферросилиций	+	–	–	+	+	–	+	–	+	–	+	–
Феррохром	–	+	–	+	–	+	–	+	–	+	+	–
Ферромolibден	+	–	+	–	+	–	+	–	+	–	+	–
Феррованадий	–	+	–	+	–	+	–	+	–	+	–	+

ридных флюсов. Основным поставщиком серы в электрошлаковый металл является расходуемый электрод.

При расплавлении экзотермического легируемого флюса образуется шлак, содержащий 55...60 % CaF_2 и 40...45 % Al_2O_3 и соответствует рекомендациям по применению для ЭШП флюсов системы $\text{CaF}_2\text{--Al}_2\text{O}_3$.

С целью сокращения количества экспериментов разработку составов экзотермических флюсов применительно к ЭШП сталей 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ производили с применением метода математического планирования эксперимента, матрица которого приведена в табл. 2. В качестве примера приведена разработка состава экзотермического флюса применительно к ЭШП стали 60Х2СМФ.

Табл. 3–5 содержат исходные данные для проведения экспериментов. В табл. 3 приведено про-

центное содержание ферросплавов по массе от общего количества экзотермического флюса.

Все экспериментальные плавки выполняли в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе диаметром 170 мм на установке ЭШП-0,5. В качестве расходуемых электродов использовали литые заготовки диаметром 90 мм из стали 60Х2СМФ. С целью исключения побочного влияния на химический состав металла, получаемого при расплавлении экзотермического флюса, во всех экспериментальных плавках исключалось применение затравок. Для получения металла, образованного при расплавлении экзотермического флюса, в необходимом для исследований количестве, масса экзотермического флюса во всех плавках составляла 6, а рабочего флюса АНФ-6 — 4 кг.

Химический состав компонентов, входящих в состав экзотермического флюса, приведен в табл. 4, 5.

Т а б л и ц а 3. Исходные данные для математического планирования эксперимента по разработке экзотермического флюса применительно к ЭШП стали 60Х2СМФ

Изменяемые факторы	Уровень факторов			Интервалы варьирования	Кодовое обозначение переменных
	Основной	Верхний	Нижний		
Графит	0,45	0,60	0,30	0,15	X_1
FeMn	1,20	1,40	1,00	0,20	X_2
FeSi	4,80	5,20	4,40	0,40	X_3
FeCr	2,20	2,50	1,90	0,50	X_4
FeMo	0,40	0,60	0,20	0,20	X_5
FeV	0,50	0,60	0,40	0,10	X_6
Отношение окислы к алюминию, α	3,90	4,00	3,80	0,10	X_7



Т а б л и ц а 4. Химический состав компонентов экзотермических флюсов, мас. %

Наименование компонента	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Al	S	P	Cu
Графит	72,90	–	–	–	–	–	–	0,24	–	–
Ферромарганец	2,02	86,5	1,48	–	–	–	–	0,01	0,16	–
Ферросилиций	–	0,95	44,50	–	–	–	–	0,20	0,13	–
Феррохром	7,98	–	0,63	64,38	–	–	–	–	–	–
Ферромolibден	–	–	–	–	59,43	–	–	–	–	–
Феррованадий	–	–	–	–	–	47,30	–	–	–	–
Алюминиевый порошок	–	–	3,07	–	–	–	94,3	–	–	1,20
Электрод, сталь 9ХФ	0,84	0,30	0,30	1,85	–	0,18	–	0,046	0,04	–
Электрод, сталь 9Х2МФ	0,88	0,31	0,31	2,10	0,31	0,16	0,07	0,038	0,021	–
Электрод, сталь 60Х2СМФ	0,59	0,33	1,22	2,56	0,38	0,18	0,08	0,042	0,019	–

Т а б л и ц а 5. Химический состав окалины, использованной при разработке экзотермических флюсов, мас. %

Марка проковываемой стали	FeO	Fe ₂ O ₃	Fe _{мет}	SiO ₂	MnO	Cr ₂ O ₃	MoO ₃	V ₂ O ₅	NiO	S	P
9ХФ	61,83	32,25	0,31	0,70	0,27	1,37	–	–	0,40	0,014	0,025
9Х2МФ	59,19	36,71	0,23	2,22	0,12	0,70	0,13	0,35	0,21	0,010	0,012
60Х2СМФ	57,75	34,48	0,33	4,00	0,13	1,68	0,25	0,42	0,20	0,011	0,013

Физико-химические свойства окалины, как компонента экзотермической смеси в сварочных материалах приведены в работе [4].

Обработка экспериментальных данных (табл. 6) и расчет коэффициентов модели производили с использованием программной среды Statistica V6.0.437.0 (StatSoft. Inc. 2001) [5, 6].

После исключения незначимых коэффициентов, уравнения регрессии зависимости химиче-

ского состава металла донной части слитка от состава экзотермического флюса применительно к стали 60Х2СМФ принимают следующий вид:

$$[C] = -1,882 - 7,92X_1 + 1,997X_1X_5 + 1,881X_1X_7 + 0,109X_2X_3 - 0,318X_3X_5 + 40,58X_5X_6 - 2,661X_5X_7;$$

$$[S] = 0,0394 + 0,0198X_4 + 0,022X_1X_2 + 0,01X_1X_3 - 0,047X_1X_4 - 0,129X_1X_5 + 0,0178X_1X_7 - 0,047X_2X_6 - 0,015X_3X_6;$$

Т а б л и ц а 6. Химический состав металла донной части слитка, полученного при расплавлении экспериментальных составов экзотермического флюса применительно к ЭШП стали 60Х2СМФ, мас. %

Номер варианта	C	S	P	Si	Mn	Cr	V	Al	Mo
1	0,78	0,020	0,027	2,10	0,58	2,49	0,38	0,80	0,54
2	0,65	0,021	0,026	1,49	0,48	2,66	0,26	0,10	0,35
3	0,74	0,018	0,031	2,09	0,78	2,61	0,27	0,23	0,53
4	0,63	0,025	0,025	1,47	0,43	2,62	0,28	0,14	0,35
5	0,68	0,023	0,027	1,57	0,76	2,76	0,23	0,09	0,47
6	0,66	0,020	0,032	1,18	0,51	2,92	0,26	0,07	0,34
7	0,70	0,018	0,030	2,67	0,76	2,69	0,27	0,61	0,50
8	0,61	0,030	0,034	1,24	0,42	2,70	0,33	0,12	0,34
9	0,57	0,023	0,033	1,87	0,70	2,83	0,32	0,25	0,48
10	0,61	0,028	0,030	1,42	0,46	2,63	0,29	0,10	0,34
11	0,55	0,027	0,023	1,62	0,53	2,66	0,29	0,18	0,36
12	0,63	0,032	0,026	1,19	0,46	2,47	0,29	0,09	0,35

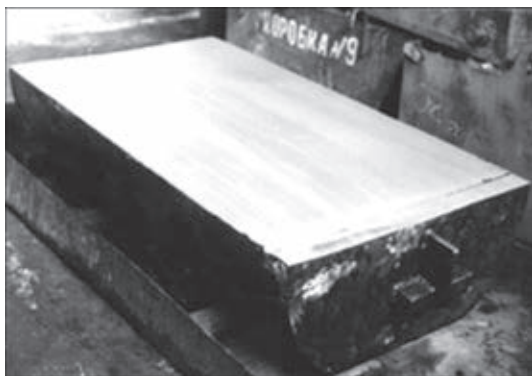


Рис. 3. Внешний вид поперечного сечения пятитонного слитка, отлитого в печи ЭШП-10Г

$$[P] = 0,0467 + 0,0623X_7 - 0,023X_1X_6 - 0,375X_2X_6 - 0,052X_3X_6 + 0,0047X_3X_7 + 0,321X_4X_6 - 0,045X_4X_7;$$

$$[Si] = 3,352 + 0,375X_2 + 0,684X_1X_2 + 0,791X_1X_5 + 0,363X_1X_7 + 0,570X_2X_3 - 0,436X_2X_6 + 0,314X_2X_7 + 0,752X_5X_7;$$

$$[Mn] = 13,058 + 8,393X_4 + 4,747X_1X_2 - 1,337X_1X_4 - 6,483X_1X_5 - 4,374X_2X_4 + 19,005X_2X_6 - 0,438X_2X_7 - 5,371X_4X_6 + 2,297X_5X_7;$$

$$[Cr] = -22,839 + 2,227X_2 + 6,561X_7 - 0,641X_1X_2 + 0,738X_1X_4 - 2,423X_1X_6 - 0,282X_2X_3 - 5,239X_2X_7 + 0,836X_3X_5 - 0,851X_4X_5 - 8,387X_5X_6;$$

$$[Mo] = -1,448 + 1,653X_1X_4 + 2,104X_1X_5 - 1,140X_1X_7 - 0,295X_2X_5 - 0,292X_2X_4 + 1,069X_3X_6 + 0,024X_3X_7 + 1,37X_4X_5 + 0,432X_6X_7;$$

$$[V] = 12,28 - 8,302X_2 + 0,353X_3 - 2,626X_7 - 0,0386X_1X_3 + 0,0412X_1X_4 - 0,11X_1X_6 + 0,229X_2X_3 - 0,153X_2X_4 + 1,876X_2X_7 + 0,029X_3X_4;$$

$$[Al] = 35,573 - 22,187X_2 - 8,365X_7 - 0,981X_1X_2 + 4,318X_1X_5 - 5,828X_2X_6 + 6,482X_2X_7 + 0,983X_3X_5 - 0,286X_3X_6 - 0,167X_4X_5 - 2,782X_5X_7.$$

По полученным математическим зависимостям химического состава металла донной части слитков применительно к ЭШП сталей 9ХФ, 9Х2МФ 60Х2СМФ от компонентов флюса и с учетом марочного состава данных сталей разработаны оптимальные составы экзотермических флюсов.

Выплавку слитка, с применением разработанного способа «твердого» старта [7] (рис. 3), производили в печи ЭШП-10Г (ПАО «НКМЗ») в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе высотой 2600 и диаметром 800/850 мм. В качестве расходного электрода использовали отработанный валок диаметром 500 и длиной 3500 мм из стали 60Х2СМФ.

На затравку внутрь кристаллизатора было засыпано 200 кг экзотермической смеси и 400 кг флюса АНФ-6. ЭШП выполняли при следующих режимах: ток — 20...22 кА, напряжение — 60...65 В. Время выплавки слитка диаметром 810 и высотой 1340 мм составило 6,5 ч. При выплавке такого же слитка на «твердом» старте — 8,5, а при «жидком» — 6,5 ч без учета расплавления флюса во флюсоплавильной печи — 1,5 ч. Внешних и внутренних дефектов в выплавленном слитке не обнаружено (слой восстановленного металла на рисунке имеет белый цвет со стороны затравки).

В работе [8] приведены результаты исследования свойств валковых сталей 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ, выплавленных на «твердом» старте по бифилярной схеме. Содержание кислорода в донной части слитка составляет 0,0025...0,007 %.

В работах [9, 10] исследовали качество стали 5ХНМ из выплавленного штампового кубика на «твердом» старте по бифилярной схеме ведения процесса с использованием электропроводного слоя экзотермического флюса (рис. 4). Показано, что содержание серы в донной части слитка составляет 0,0025...0,007 % [10].

Ликвационная неоднородность донной части слитка по сере (рис. 5) выражена в виде точек. При этом содержание серы в донной части слитка меньше, чем в его средней и верхней частях, что указывает на благоприятное воздействие предлагаемого способа старта на загрязненность донной части слитка.

Изучение макроструктуры исследуемой стали проводили путем визуального осмотра поверхности протравленного темплета (рис. 6). Установлено, что

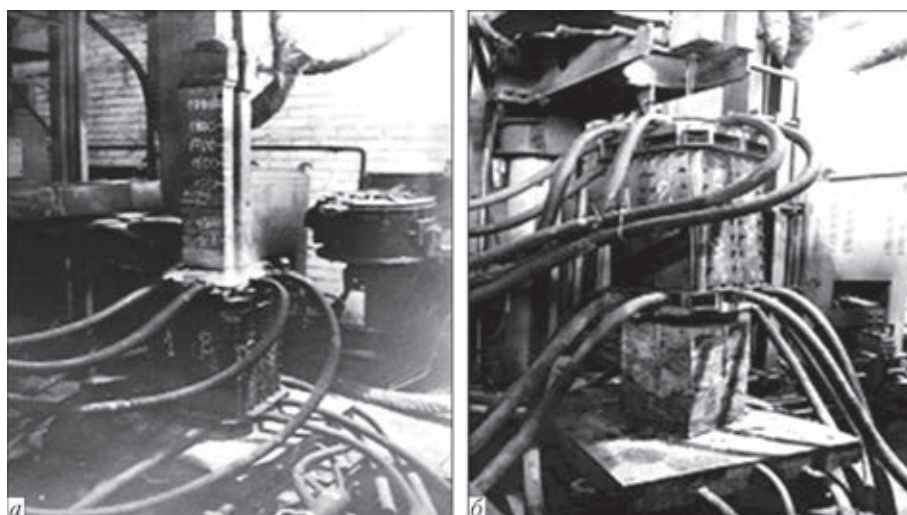


Рис. 4. Процесс электрошлакового литья штампового кубика размером 360×360×360 мм на «твердом» старте по бифилярной схеме ведения процесса: а — стартовый период плавки; б — оснастка и штамповый кубик после отделения отливки

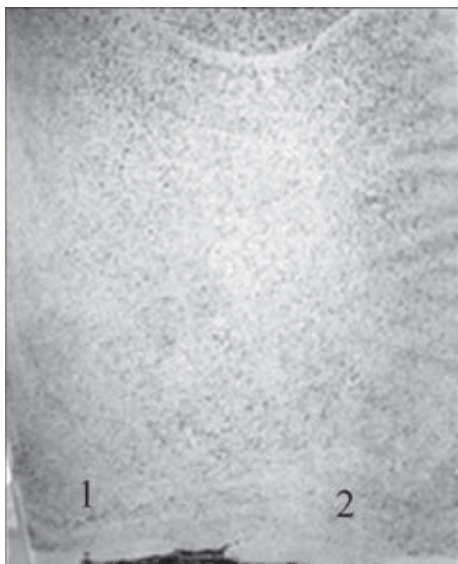


Рис. 5. Распределение серы в центральном продольном темплете штампового кубика: 1, 2 — следы возбуждения дуг ра-
сплавляемыми электродами на «твердом» старте по бифиляр-
ной схеме ведения процесса

литой металл донной части слитка плотный, трещины, пустоты и другие дефекты отсутствуют, а столбчатые кристаллы направлены почти параллельно осевой линии темплета. В средней и верхней частях четко выражена зона столбчатых кристаллов, расположенных под углом $45 \dots 60^\circ$ к осевой линии темплета. В центральной части имеется зона равноосных кристаллов.

Испытания механических свойств исследуемого кубика показали, что они находятся на уровне ковального металла открытой выплавки, а высокие значения коэффициента анизотропии $0,91 \dots 0,98$ свидетельствуют о высокой однородности литого электрошлакового металла. Химический анализ осадка, полученного способом электролитического растворения образцов, изготовленных из исследуемого штампового кубика, показал, что металл как по высоте, так и по сечению характеризуется более низким содержанием неметаллических включений, чем кованный металл.

В работах [11–14] приведено влияние экзотермических материалов, применяемых в электрошлаковых процессах, на производительность расплавления, а в работе [15] — на структуру на-
плавляемого металла.

Выводы

1. Показано, что эффективным способом повышения производительности электрошлаковых процессов является использование экзотермического флюса: окислы, ферросплавов и алюминиевого порошка в количествах достаточных для протекания экзотермических реакций.

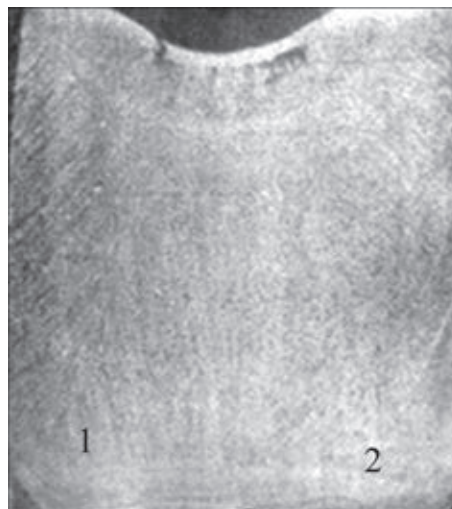


Рис. 6. Макроструктура металла центрального продольного темплета из штампового кубика электрошлаковой стали 5ХНМ (обознач. 1 и 2 см. на рис. 5)

2. Экспериментально установлено, что в качестве компонента экзотермического флюса целесообразно использование окислы, являющейся отходом прокатного или кузнечно-прессового производства с размером частиц $0,1 \dots 2,5$ и легирующих элементов — $0,1 \dots 6,0$ мм.

3. Разработан технологический процесс ускоренного наведения шлаковой ванны на «твердом» старте при моно- и бифилярной схемах ведения электрошлакового процесса.

4. Определена принципиальная возможность разработки состава экзотермического флюса, обеспечивающего получение химического состава восстановленного металла эквивалентного марочному составу сталей 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ.

5. Установлено, что применение экзотермического легированного флюса не оказывает отрицательного влияния на качество восстановленного металла и позволяет использовать флюсоплавильные печи под электрошлаковые процессы изготовления крупногабаритных деталей ответственного назначения.

1. Латаш Ю. В., Медовар Б. И. Электрошлаковый переплав. — Киев: Металлургия, 1970. — 239 с.
2. А.с. 1396618 СССР, МКИ С22 В 9/18. Способ старта электрошлакового переплава / А.Ф. Власов, Г.А. Молодан, А.С. Волков и др. — Заявл. 09.07.1986.
3. А.с. 1533346. SU A1, С22 В 9/18. Способ старта электрошлакового переплава / А.Ф. Власов, Г.А. Молодан, В.Ф. Задирака и др. — Заявл. 16.02.1988.
4. Физико-химические свойства окислы как компонента экзотермической смеси в сварочных материалах / А.Ф. Власов, В.М. Карпенко, С.Г. Плис и др. // Вісн. Донбас. держ. машинобудівної академії. — 2006. — № 3. — С. 158–163.
5. Боровиков В.П. Популярное введение в современный анализ данных в системе STATISTICA: методология и тех-



- нология современного анализа данных: учеб. пособие. — М.: Горячая линия – Телеком, 2013.
6. Боровиков В.П. STATISTICA: искусство анализа данных на компьютере. Для профессионалов. — СПб.: Питер, 2001. — 656 с.
7. А.с. 1200581 СССР, МКИ В 22д, 27/02. Способ старта электрошлакового переплава / А.Ф. Власов, Г.А. Молодан, А.С. Волков и др. — № 3421264/25; Заявл. 12.04.1982.
8. Физико-химические свойства валковых сталей 9ХФ, 9Х2МФ и 60Х2СМФ / А.Ф. Власов, В.М. Карпенко, Г.Б. Бильяк, О.В. Веремей // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. Тематич. зб. наук. праць ДДМА. — Краматорськ, 2004. — С. 643–646.
9. Власов А.Ф., Макаренко Н.А. Электрошлаковый переплав на «твердом» старте по бифилярной схеме ведения процесса с использованием экзотермических электропроводных флюсов // Свароч. пр-во. — 2014. — № 4. — С. 20–25.
10. Влияние электрошлакового переплава на свойства литой штамповой стали 5ХНМ / А.Ф. Власов, Г.А. Молодан, М.М. Дьяков, Т.С. Изотова // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 2. — С. 23–29.
11. Власов А.Ф. Интенсификация сварочных и электрошлаковых процессов / Зварювання та споріднені технології — теперішнє і майбутнє: Матер. Міжнар. наук.-техн. конф. 25–26 лист. 2013 р. — Київ: ІЕЗ ім. Є.О. Патона, 2013. — С. 192.
12. Власов А.Ф., Макаренко Н.О. Электрошлаковый переплав виробів на «твердому» старті з використанням екзотермічних флюсів // Вісн. Тернопіл. техн. ун-ту. — 2014. — № 1. — С. 153–165.
13. Власов А.Ф. Электрошлаковое кокильное литье деталей ответственного назначения с использованием экзотермических электропроводных флюсов // Технология машиностроения. — 2014. — № 3. — С. 10–15.
14. Власов А.Ф. Электрошлаковое литье деталей горного оборудования с использованием экзотермических электропроводных флюсов // Там же. — 2014. — № 7. — С. 11–15.
15. Термическая обработка металла экзотермическим флюсом в процессе автоматической наплавки / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Ю.М. Ткаченко, А.К. Цокур // Автомат. сварка. — 1975. — № 12. — С. 46–49.

It is shown that exothermic electrically conducting fluxes provide additional heat evolution in the starting period of electroslog processes and accelerate inducing the slag pool of the required volume at “solid” starting, both with monofilar and bifilar circuits of conducting the process, instead of «liquid» starting. New methods of working flux melting in electroslog processes were developed, which allow increasing the metal yield up to 3 %, lowering power and working flux consumption by 10 and 20 %, respectively. Technology of development of exothermic conducting flux in the solid state with application of experiment planning method is described. It is shown that exothermic flux essentially reduces the time for inducing the slag pool of the required volume. Fundamental possibility was determined for development of exothermic flux composition, which provides the restored metal composition equivalent to grade composition of 9KhF, 9Kh2M, and 60Kh2SMF steels. It is shown that application of scale as exothermic flux component is rational. Scale is the waste generated in rolling and press-forging production of ferroalloys with 0.1–2.5 and 0.1–6.0 mm particle size, respectively. 15 References, 6 Tables, 6 Figures.

Key words: electroslog process; exothermic flux; slag pool; die; mono- and bifilar circuits; template

Поступила 24.02.2015

Наплавка. Технологии, материалы, оборудование / Составители: И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, Е. Ф. Переплетчиков, Ю. М. Кусков. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2015. — 402 стр.

Сборник включает 119 статей сотрудников отдела «Физико-металлургических процессов наплавки износостойких и жаропрочных сталей» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. В этих статьях обобщен многолетний опыт сотрудников отдела в области исследований и разработки новых способов наплавки, наплавочных материалов, технологий наплавки, создании наплавочного оборудования.

Результаты исследований, которые приводятся в сборнике статей, не потеряли актуальности до настоящего времени и данный сборник будет полезен научным и инженерно-техническим работникам институтов и предприятий, занимающихся проблемами наплавки. Он может быть также полезен студентам ВУЗов и аспирантам соответствующих специальностей.





ПОЛУЧЕНИЕ СЛИТКОВ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ23 СПОСОБОМ ЭЛП

А.Н. Пикулин, С.В. Ахонин, В.А. Березос, Р.В. Селин

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

Проведены комплексные работы по исследованию возможности получения слитков сложнолегированного титанового сплава ВТ23 из первичной шихты. По технологии электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью и порционной подачей металла в водоохлаждаемый кристаллизатор были получены слитки прямоугольного сечения 530×165 мм и длиной до 3 м, из которых на реверсивном прокатном ДУО стане марки Skoda 355/500 были изготовлены полуфабрикаты в виде листов толщиной 5 мм. Показано, что металл полученных слитков и полуфабрикатов соответствует требованиям ОСТ 1-90013–81 «Сплавы титановые. Марки». Представлены результаты исследований структуры и механических свойств полуфабрикатов в виде листов, изготовленных из слитков титанового сплава ВТ23, полученных электронно-лучевой плавкой. Показано, что электронно-лучевая технология является эффективным способом получения сложнолегированных сплавов титана. Библиогр. 9, табл. 2, ил. 6.

Ключевые слова: титановый сплав; шихтовая заготовка; слиток; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; электронно-лучевое оплавление; полуфабрикат; лист; качество металла

В современном промышленном производстве полуфабрикаты из сплавов титана занимают важное место. Сложнолегированные ($\alpha + \beta$)-титановые сплавы с высокими показателями механических свойств являются перспективными конструкционными материалами, которые находят применение в авиационной и космической технике, энергетической, нефтегазовой и химической отраслях промышленности [1].

Одним из таких сплавов является сплав ВТ23, который разработан на основе теории комплексного легирования титановых сплавов. Из него изготавливают различные полуфабрикаты: листы, ленту, фольгу, трубы, поковки, штамповки, плиты, прутки, профили. Сплав ВТ23 обладает высокой прочностью и трещиностойкостью основного материала, а самое главное — сварных соединений. Он относится к сплавам, в которых при закалке из β -области фиксируется α'' -фаза (пластичный мартенсит). Поэтому закаленные или быстро охлажденные в процессе изготовления полуфабрикаты имеют высокие механические свойства, что предотвращает их растрескивание и разрушение, имеющее место у сплавов другого класса [1–5]. В титановом сплаве ВТ23 выгодно сочетаются высокая прочность и низкий модуль упругости, низкая плотность и высокое отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_s$, немагнитность, высокая коррозионная стойкость в агрессивных средах [2].

Любые несовершенства химической и структурной однородности в титановых сплавах приводят к снижению прочности и долговечности изделий. Получение титановых сплавов связано с трудностями, обусловленными высокой чувствительностью титана к примесям внедрения, особенно к кислороду, азоту, водороду, углероду и взаимодействием со многими химическими элементами, в результате чего образуются твердые растворы или химические соединения. Кроме того, одним из основных структурных несовершенств титановых сплавов является наличие неметаллических включений. Высокая активность титана приводит к протеканию физико-химических процессов взаимодействия с газами даже в твердом состоянии. Поэтому неметаллические включения, в частности гидриды, нитриды, оксиды, образуются как в процессе выплавки слитков с использованием шихтовых материалов, так и на различных этапах технологического передела готовой продукции. В шихтовой заготовке (губчатом титане, ломе) присутствуют кислород, азот, водород, кремний, хлор. Эти примеси в конечном итоге определяют качество и свойства титановых сплавов. Титан активно взаимодействует не только с газами, но и с другими элементами. Поэтому локальное обогащение отдельных объемов слит-



Рис. 1. Слиток сплава BT23, полученный способом ЭЛП ков легирующими элементами приводит к образованию интерметаллических включений, таких как Ti_3Al , $TiAl$, $TiCr$ и других [4].

В настоящее время не все методы производства слитков из титановых сплавов позволяют получить качественный металл, а при нарушении технологического процесса производства в слитках обнаруживаются дефекты, которые снижают качество металла.

Таким образом, решение проблемы получения качественных слитков сложнолегированных титановых сплавов из различных шихтовых материалов является весьма актуальной. Работы в данном направлении позволят расширить сырьевую базу и снизить себестоимость продукции из сплавов титана.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) является наиболее эффективным способом вакуумной металлургии для получения тугоплавких и высоко-реакционных сплавов со сверхнизким содержанием газов, летучих примесей и неметаллических включений. При ЭЛП возможно регулирование скорости плавления слитка в широких пределах, благодаря независимому источнику нагрева, что, в свою очередь, позволяет регулировать продолжительность пребывания металла в жидком перегретом состоянии. ЭЛП является технологией, позволяющей практически полностью обеспечить удаление тугоплавких включений высокой и низкой плотности [6, 7].

С целью совершенствования технологии производства слитков сложнолегированных сплавов титана в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины проведены работы по выплавке партии слитков спла-



Рис. 2. Шихтовая заготовка для выплавки слитка титанового сплава BT23

ва BT23 прямоугольного сечения 530×165 мм и длиной до 3 м (рис. 1). Слитки получали по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей жидкого металла в водоохлаждаемый кристаллизатор.

Шихтовую заготовку для выплавки слитков формировали в нерасходуемый короб. Заготовка представляла собой плотно уложенные брикеты титановой губки ТГ-120 с легирующими компонентами (рис. 2).

На основе ранее проведенных в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины фундаментальных исследований процессов испарения компонентов из расплава в вакууме [6] рассчитан прогнозируемый химический состав выплавляемых слитков, по результатам которых осуществлялась корректировка составляющих шихтовой заготовки. Легирующие компоненты с высокой упругостью пара (Al, Cr) шихтовались с учетом компенсации потерь на испарение.

Для оценки качества металла полученных слитков проводилось исследование химического состава образцов, отобранных по длине слитка в верхней, средней и нижней частях. Результаты анализа химического состава металла полученных слитков сплава BT23 показали, что распределение легирующих элементов по длине слитка равномерное и соответствует марочному составу (табл. 1).

Для сокращения потерь металла в виде некондиционных отходов (стружки) вместо механической обработки поверхности слитков была использована технология электронно-лучевого оплавления [8, 9]. Боковая поверхность слитков после оплавления имела ровный микрорельеф,



Т а б л и ц а 1. Средние значения распределения элементов и примесей по длине слитка-сляба сплава ВТ23 сечением 530×165 мм

Место отбора проб	Массовая доля, %								
	Al	Cr	Zr	Mo	V	Fe	Si	N	O
Верх	4,5	0,9	0,01	2,0	4,7	0,5	0,02	0,011	0,11
Середина	4,7	0,9	0,01	2,1	5,0	0,6	0,03	0,010	0,10
Низ	4,3	0,9	0,01	1,9	4,7	0,5	0,03	0,014	0,13
ОСТ 1-90013-81	4,0...6,3	0,8...1,4	<0,3	1,5...2,5	4,0...5,0	0,4...0,1	<0,15	<0,05	<0,15

гладкий зеркальный вид, шероховатость поверхности находилась в пределах Rz20...Rz80 при волнистости поверхности 0,2...0,6 мм (рис. 3).

Макроанализ структуры металла слитков сплава ВТ23 показал, что металл на макрошлифах характеризуется отсутствием пор, трещин, металлических и неметаллических включений, структура — кристаллами близкими к равноосным, участки столбчатой структуры отсутствуют (рис. 4). Величина зерна, которая определяется по 10-бальной шкале макроструктур инструкции № 1054-76 ВИАМ, соответствует 8, 9 балу и 6, 7 в зоне оплавленного слоя глубиной до 10 мм.

С целью дальнейшего изучения качества металла полученных слитков проведены исследовательские работы по изготовлению полуфабрикатов в виде листа. Для изготовления листов слитки резались на плиты размерами 45×150×260 мм. Деформационная обработка плит проводилась на реверсивном прокатном ДУО стане марки Skoda

355/500, в результате которой были получены листы, порезанные на пластины шириной 300, длиной 350, толщиной 5 мм (рис. 5). Листы из титанового сплава ВТ23 изготавливались с применением продольно-поперечной прокатки, а для получения необходимого качества поверхности и разнотолщинности применяли стандартные отделочные операции. На поверхности полученных листов при визуальном осмотре трещины, расслоения, а также включения не обнаружены. Финишную термообработку листов осуществляли по режиму: нагрев при $T = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 30 мин, охлаждение на воздухе.

Микроструктуру металла полученных листов сплава ВТ23 толщиной 5 мм исследовали на ме-

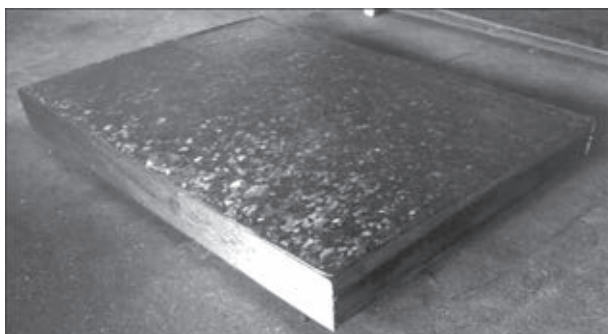


Рис. 3. Оплавленный слиток сплава ВТ23

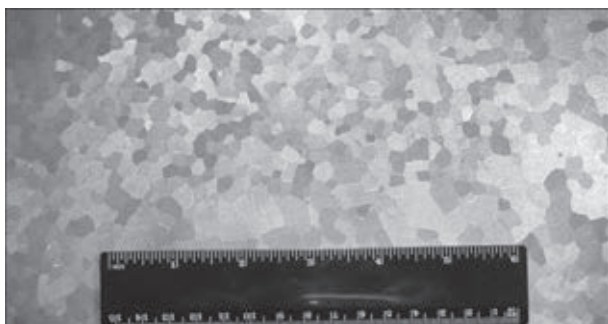


Рис. 4. Макроструктура литого металла слитка сплава титана ВТ23

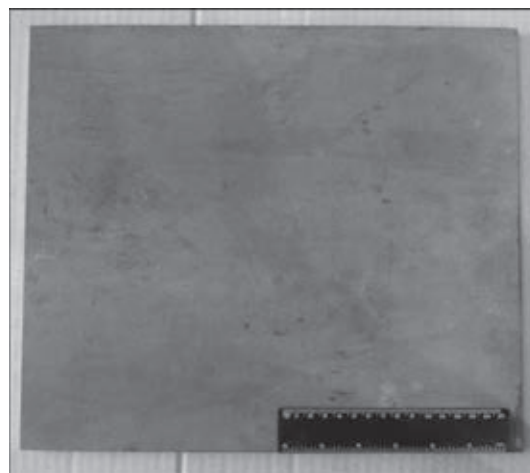


Рис. 5. Полуфабрикат в виде пластины из сплава ВТ23

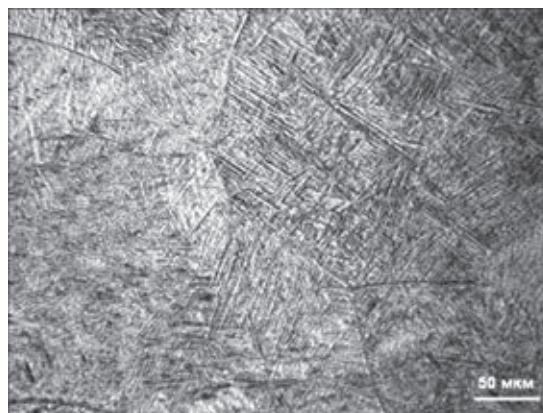


Рис. 6. Микроструктура металла пластины из сплава ВТ23



Таблица 2. Механические свойства металла листов сплава ВТ23

№ образца	Предел текучести σ_T , МПа	Временное сопротивление разрыву σ_B , МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение φ , %	Ударная вязкость KCV, Дж/м ²
1	1072	1126	11,2	19,5	43,7
2	1054	1106	12,7	24,9	47,9
3	1065	1114	10,7	19,7	43,3
ОСТ 1-90013-81	—	1100...1200	10...13	—	—

таллографическом микроскопе «Neophot-2». На рис. 6 показана типичная микроструктура после финишной термообработки. Внутризеренная структура состоит из пластин α -фазы между которыми находится β -фаза. Толщина α -пластин составляет 0,7...1,0 мкм. По границам β -зерен наблюдается α -оторочка толщиной до 1,5 мкм. Такая микроструктура характерна для титановых $\alpha + \beta$ -сплавов мартенситного типа, к которому относится сплав ВТ23. Направление частиц α -фазы ненаправленное.

Исследования механических свойств полученного металла проводили путем испытания образцов на растяжение при $T = 20$ °С. Результаты испытаний металла полуфабрикатов в виде листов приведены в табл. 2.

Таким образом, проведенные работы показывают, что электронно-лучевая плавка является эффективным способом получения качественных слитков сложнолегированного сплава ВТ23, а качество полуфабрикатов в виде листов, изготовленных из этих слитков, соответствует требованиям стандартов. При этом металл листов имеет повышенную пластичность при высоких прочностных характеристиках.

Выводы

1. Комплекс проведенных исследований показал, что химический состав слитков сплава ВТ23, полученных методом ЭЛП и механические свойства, изготовленных из слитков полуфабрикатов в виде листов, соответствуют требованиям стандартов.

2. Электронно-лучевая плавка является эффективным методом получения качественных слитков сложнолегированных сплавов титана из первичной шихты.

1. Хореев А.И., Хореев М.А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития // Материаловедение. — 2005. — № 7. — С. 25–34.
2. Хореев А.И. Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения // Технология машиностроения. — 2007. — № 7. — С. 5–11.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. — М.: ВИС-МАТИ, 2009. — 520 с.
4. Бабенко Е.П., Долженкова Е.В. Исследование причин разрушения крупногабаритного изделия из сплава ВТ23 // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2014. — № 3. — С. 82–85.
5. Петрунько А.Н., Олесов Ю.Г., Дрозденко В.А. Титан в новой технике. — М.: Металлургия, 1979. — 160 с.
6. Электронно-лучевая плавка титана / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, С.В. Ахонин, Г.В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 250 с.
7. Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6, полученного способом электронно-лучевой плавки / С.В. Ахонин, В.А. Березос, В.А. Крыжановский и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 4. — С. 15–20.
8. Электронно-лучевое оплавление поверхности слитков титана / С.В. Ахонин, В.А. Березос, А.Н. Пикулин, и др. // Там же. — 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. 12–14.

Comprehensive investigations have been performed to study the possibility of producing ingots from complex titanium alloy VT23 from initial charge. Technology of electron beam cold hearth remelting with portioned feed of metal into the water-cooled mould was used to produce ingots of 530 x 165 mm rectangular cross-section of up to 3 m length. These ingots were used to produce semi-finished products in the form of 5 mm sheets in reversing DUO rolling mill of Skoda 355/500 grade. It is shown that metal of the produced ingots and semi-finished products meets the requirements of OST 1-90013-81 «Titanium alloys. Grades». The paper presents the results of investigation of the structure and mechanical properties of semi-finished products in the form of sheets made from VT23 titanium alloy ingots produced by electron beam melting. It is shown that electron beam technology is an effective method to produce complex titanium alloys. 9 References, 2 Tables and 6 Figures.

Key words: titanium alloy; rod charge; ingot; electron beam melting; cold hearth; electron beam surface melting; semi-finished product; sheet; metal quality

Поступила 15.04.2015



О РАСШИРЕНИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ВОЗМОЖНОСТЕЙ СОВРЕМЕННЫХ ГАЗОРАЗРЯДНЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫХ ПУШЕК

В.И. Мельник, И.В. Мельник, Б.А. Тугай, Д.В. Ковальчук

ПрАТ «НВО «Червона Хвиля».

03680, г. Киев, ул. Боженко, 15. E-mail: dv_kovalchuk@chervonahvilya.com

Благодаря длительному опыту эксплуатации газоразрядных электронно-лучевых пушек в различных технологических условиях стало возможным исследование особенностей их поведения, определение способов дальнейшего усовершенствования их конструкции с целью повышения надежности и расширения областей применения в новых технологических процессах. Для этого в течение последних лет проведены соответствующие теоретические исследования и экспериментальные работы, в результате которых усовершенствована конструкция газоразрядных электронно-лучевых пушек серии ВТР мощностью от 60 до 450 кВт, что позволило добиться еще большей стабильности и надежности их эксплуатации в расширенном диапазоне рабочих условий. Также впервые разработана газоразрядная электронно-лучевая пушка ВТР-600/40 номинальной мощностью 600 кВт. Библиогр. 4, табл. 1, ил. 4.

Ключевые слова: электронные пушки; электронно-лучевые технологии; вакуумная металлургия; газоразрядные электронно-лучевые пушки; электронные пушки высоковольтного тлеющего разряда

Газоразрядные электронно-лучевые пушки находят все большее применение в различных отраслях промышленности, главным образом благодаря их способности стабильно работать в тяжелых вакуумных условиях, характерных для ряда технологических процессов. Опыт эксплуатации газоразрядных электронно-лучевых пушек мощностью от 60 до 450 кВт подтвердил не только возможность, но и целесообразность их промышленного применения в таких процессах, как электронно-лучевая плавка титана, ниобия, тантала, молибдена, электронно-лучевого рафинирования кремния, определенных видов сварки, напыления покрытий и др. [1–3].

Газоразрядные электронно-лучевые пушки серии ВТР, разработанные ПрАТ «НВО «Червона Хвиля», представлены на рис. 1.

Современное промышленное оборудование, созданное на базе газоразрядных электронно-лучевых пушек, отличается относительной конструктивной простотой, стабильностью работы, удобством обслуживания, высокой производственной и экономической эффективностью. Некоторые особые рабочие характеристики газоразрядных электронно-лучевых пушек открывают возможности реализации новых технологических режимов и даже процессов.

Опыт эксплуатации газоразрядных электронно-лучевых пушек типа ВТР в реальных промышленных условиях позволил исследовать их

характеристики в различных рабочих условиях и определить пути дальнейшего усовершенствования газоразрядных электронно-лучевых пушек с целью повышения их технологической и коммерческой привлекательности.

Основными направлениями исследовательских и конструкторских работ стало улучшение стабильности работы газоразрядных электронно-лучевых пушек в условиях динамического изменения остаточного давления в рабочей камере, повышение общей надежности, увеличение срока службы пушек и их отдельных частей, сокращение простоев оборудования за счет снижения особых требований к регламентному обслуживанию.

С целью дальнейшего улучшения эксплуатационных качеств газоразрядных электронно-лу-



Рис. 1. Газоразрядные электронно-лучевые пушки ВТР-100 (100 кВт), ВТР-300 (300 кВт) и ВТР-450 (450 кВт)



чевых пушек типа ВТР в различных рабочих условиях проведены следующие теоретические и экспериментальные исследования:

анализ работы холодного катода при различных характеристиках высоковольтного тлеющего разряда в широком диапазоне давлений и состава газовой среды;

расчеты и экспериментальная проверка предельных энергетических параметров электродных систем;

оптимизация геометрических характеристик электродной системы и ее электронно-оптических параметров;

разработка системы транспортирования луча от разрядной камеры пушки до рабочей камеры с большим углом схождения.

Как правило, для изготовления холодных катодов газоразрядных электронно-лучевых пушек типа ВТР используются низколегированные сплавы алюминия, преимущественно благодаря относительно высокому коэффициенту ионно-электронной эмиссии (плотность тока более $0,1 \text{ А/см}^2$) и хорошей теплопроводности. Оптимизация конструкции катодного узла, все части которого находятся под высоким отрицательным напряжением, обеспечила равномерное распределение электрического поля в изолирующем вакуумном промежутке, тем самым существенно уменьшив вероятность проникновения пробоев.

В усовершенствованной конструкции катод крепится непосредственно на нижнем торце высоковольтного изолятора, что исключает потребность в применении уплотняющей прокладки между вакуумным пространством пушки и внутренней полостью катода для водяного охлаждения и вероятность проникновения паров воды в разрядное пространство пушки.

Оптимизация геометрии анодного диска обеспечила намного лучшую стабильность фокусного расстояния электронного луча при различных значениях тока разряда. Это свойство улучшает транспортировку луча через анодное отверстие без существенных потерь энергии и соответственно упрощает охлаждение этого узла.

Необходимые предельные энергетические параметры электродных систем обеспечиваются в результате правильного выбора материалов и геометрии холодного катода и полого анода газоразрядных электронно-лучевых пушек типа ВТР с учетом максимально допустимого выделения энергии в разрядной камере пушки. Требуемая плотность мощности зависит от предельной мощности электродов при их рабочей температуре, а предельная плотность тока — от эмиссионных свойств катода

и количества энергии, которая может быть отведена от катода во время ионной бомбардировки. Оптимизацию основных параметров электронно-лучевых пушек выполнили в зависимости от указанных физических свойств и условий эксплуатации.

Ограничение внутреннего просвета лучевода, поперечное сечение которого соответствует форме проводимого луча, обеспечивает разницу давлений разрядной камеры пушки и рабочей камеры установки (до двух порядков) при условии достаточной мощности откачной системы. Это позволяет откачивать внутреннее пространство газоразрядной электронно-лучевой пушки вместе с рабочей камерой общей вакуумной системой электронно-лучевой установки и расширять диапазоны рабочего вакуума во время технологического процесса.

Транспортировка электронного луча от разрядной камеры пушки до рабочей камеры установки через лучевод с ограниченным просветом обеспечивается в случае надлежащего размещения двух фокусных линз.

Для сканирования электронного луча на выходе из лучевода применяется отклоняющая система, состоящая из определенного количества тороидальных линз, монтируемых на кольцевом магните. Лучевод прикрепляется к базовому фланцу пушки, при помощи которого последняя устанавливается на рабочей камере установки.

В результате проведенных работ достигнуты существенные улучшения основных эксплуатационных показателей газоразрядных электронно-лучевых пушек типа ВТР, а также продемонстрирована возможность работы таких пушек в более широком диапазоне рабочих параметров и их применения в новых перспективных технологиях.

Например, исследованы характеристики электронного луча, генерируемого в газоразрядных электронно-лучевых пушках типа ВТР при различных значениях ускоряющего напряжения в диапазоне от 10 до 40 кВ, установлены параметры его воздействия на обрабатываемый материал (мишень).

Как правило, газоразрядные электронно-лучевые пушки типа ВТР мощностью от десятков до сотен киловатт функционируют при ускоряющем напряжении в пределах 25...30 кВ, которое в целом удовлетворяет требованиям условий эксплуатации пушек в составе различного технологического оборудования. К тому же такой уровень напряжения упрощает защиту персонала от введенного жесткого излучения.

Пример использования газоразрядной электронно-лучевой пушки ВТР-300, работающей при

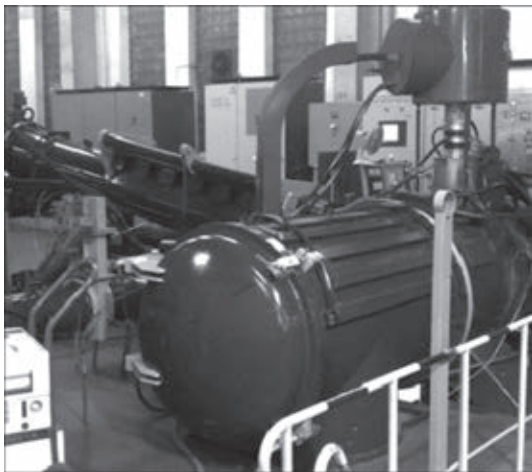


Рис. 2. Газоразрядная электронно-лучевая пушка ВТР-300 в составе печи ЭЛП

номинальном ускоряющем напряжении 30 кВ в составе электронно-лучевой плавильной печи, представлен на рис. 2.

Анализ работы пушек в определенных технологических процессах показал, что иногда варьируя значениями ускоряющего напряжения, можно обеспечить более гибкие и/или подходящие условия для нагрева обрабатываемой мишени.

Для использования газоразрядных электронно-лучевых пушек в составе крупных промышленных электронно-лучевых плавильных печей требуется повышенное ускоряющее напряжение, поскольку в этом случае создаются лучшие условия для транспортировки электронного луча на большее расстояние в плохом вакууме, например, в случае технологических процессов, сопровождаемых интенсивным газовыделением и/или испарением. В этом случае повышенное ускоряющее напряжение обеспечивает большую удельную



Рис. 3. Газоразрядная электронно-лучевая пушка ВТР-600/40 мощностью, что способствует большей эффективности использования энергии нагрева.

Разработана новая газоразрядная электронно-лучевая пушка ВТР-600/40 мощностью 600 кВт с ускоряющим напряжением 40 кВ. Увеличение ускоряющего напряжения до 40 кВ обеспечило повышение коэффициента ионно-электронной эмиссии холодного катода, что позволило снизить энергетические потери на электродах и улучшить энергетические и геометрические параметры электронного луча. Однако возрастание ускоряющего напряжения может вызывать более интенсивное образование дуг между катодом и анодом и снижение стабильности работы пушки. С целью уменьшения влияния этих факторов на стабильность работы пушки и всей установки разработана специальная конструкция катодного

Мощность, кВт	Ускоряющее напряжение, кВ	Ток луча, А	Диаметр луча на мишени, мм	Диапазон рабочих давлений в рабочей камере, Па	Рабочие газы	Технологии применения
1...10	10...40	0,1...1,0	0,5...4,0	10...10 ⁻²	Воздух Кислород Аргон Гелий	Сварка тонкостенных деталей, пайка, поверхностная термообработка, аддитивное производство
30...100	25...30	1...4	5...8	10...10 ⁻³	Водород Кислород	Сварка прессованных материалов, напыление покрытий, выращивание монокристаллов
100...450	30	3,3...15,0	8...20	5...10 ⁻²	Водород с добавками кислорода	Плавка и рафинирование тугоплавких и активных металлов и сплавов
600	40	15	15...20	5...10 ⁻²	То же	То же

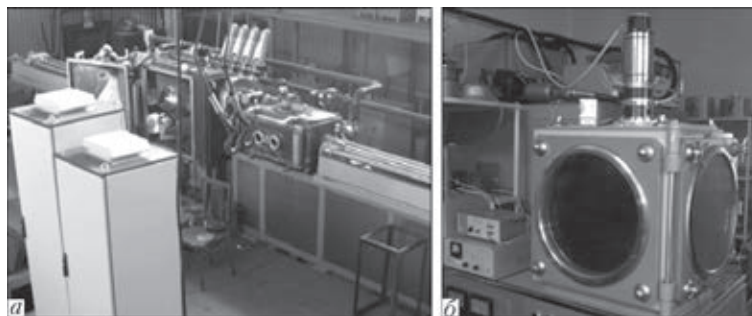


Рис. 4. Газоразрядные электронно-лучевые пушки ВТР-100 в составе установки напыления (а) и ВТР-30 в составе лабораторной установки (б)

узла. Кроме того, конструкция лучевода пушки ВТР-600/40 обеспечивает больший предельный угол отклонения электронного луча от оси (не менее 30°) и большую частоту сканирования, чем применяемые ранее стандартные газоразрядные электронно-лучевые пушки большой мощности. Указанные характеристики обеспечивают существенное повышение КПД пушек, а также технологических установок, позволяют проектировать высокопроизводительные установки с меньшим количеством пушек, что упрощает обслуживание и сокращает эксплуатационные затраты.

Газоразрядная электронно-лучевая пушка ВТР-600/40 представлена на рис. 3.

Существует ряд более тонких металлургических процессов, требующих очень мягкого или плавного нагрева мишеней, например, тонких деталей или малых зон обработки. Это может быть сварка тонкостенных элементов, пайка, поверхностная обработка, аддитивное производство и т.п. В таких случаях ускоряющее напряжение (10...20 кВ) обеспечивает высокую эффективность работы газоразрядной электронно-лучевой пушки, при этом комплектное оборудование становится более простым, дешевым и безопасным.

Разработан широкий ряд газоразрядных электронно-лучевых пушек различной конструкции и

мощности [4]. Основные технические характеристики доступных газоразрядных электронно-лучевых пушек различного назначения представлены в таблице.

Примеры использования газоразрядных электронно-лучевых пушек серии ВТР в составе различных электронно-лучевых установок представлены на рис. 4.

В настоящее время можно утверждать, что газоразрядные электронно-лучевые пушки стали надежным инструментом промышленного производства с растущими перспективами освоения новых технологий и процессов.

1. *Электронно-лучевая плавка губчатого титана с использованием пушек высоковольтного тлеющего разряда* / А.Л. Тихоновский, Н.К. Лашук, А.А. Тур и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 10. — С. 66–70.
2. *Denbnovetskiy S.V., Melnyk V.I., Melnyk I.V. High-Voltage Glow-Discharge Electron Sources and Possibilities of Its Application in Industry for Realizing of Different Technological Operations* // IEEE transactions on plasma science. — 2003. — 31, № 5. — P. 987–993.
3. *Пат. US 2007/0077191 A1 США. Method and apparatus for refining silicon using an electron beam* / Norichika Yamauchi, Takehiko Shimada, Minoru Mori. — Publ. 05.04.2007.
4. *Технологические возможности электронных пушек высоковольтного тлеющего разряда* / С.В. Денбовецкий, В.И. Мельник, И.В. Мельник, Б.А. Турай // Электротехника и электроника. — 2009. — № 5–6. — С. 189–192.

Long-term experience of gas-discharge electron beam gun operation under different process conditions enabled studying the peculiarities of their behaviour, determining the methods for further improvement of their design to increase their reliability and expand their application in new technological processes. For this purpose appropriate theoretical investigations and experimental studies have been performed over the recent years, which resulted in improvement of design of gas-discharge electron beam guns of BTP series of 60 to 450 kW power, that allowed guaranteeing even higher stability and reliability of their operation in a broader range of operating conditions. Gas-discharge electron beam gun BTP-600/40 of 600 kW nominal power was also developed for the first time. 4 References, 1 Table, 4 Figures.

Key words: electron guns; electron beam technologies; vacuum metallurgy; gas-discharge electron beam guns; high-voltage glowing discharge electron guns

Поступила 02.02.2015



УПРОЧНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕДНЫХ ПЛИТ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ ГАФНИЕМ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В.Г. Кожемякин, В.А. Шаповалов, В.Р. Бурнашев, В.А. Жданов, Д.В. Ботвинко

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

Показан способ повышения стойкости медных плит кристаллизаторов МНЛЗ путем легирования поверхностного слоя гафнием с помощью плазменно-дуговой технологии, разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона. Основной причиной выхода из строя кристаллизаторов является сравнительно быстрый износ его нижней части, составляющий 1,5...2,5 мм. Это обусловлено низкой механической прочностью материала кристаллизатора (меди). Определено, что для упрочнения поверхностного слоя необходимо применять металлы IVA группы (цирконий, гафний, титан), которые значительно повышают температуру рекристаллизации (до 500 °С) и несколько снижают теплопроводность меди. Проведены эксперименты по легированию поверхностного слоя кристаллизатора МНЛЗ гафнием. Определено, что при увеличении содержания гафния в меди повышается ее твердость. Исследования стойкости упрочненного поверхностного слоя показали, что при содержании в меди 0,077...0,110 % гафния стойкость относительно меди повышается в 2...11 раз, а электропроводность снижается на 5...8 %. Металлографические исследования показали, что упрочненный слой является плотным, трещины, поры и другие дефекты отсутствуют. Установлено, что легирование поверхностного слоя с помощью плазменно-дуговой технологии позволяет повышать стойкость медных плит кристаллизатора МНЛЗ при незначительном снижении теплопроводности. Библиогр. 13, табл. 2, ил. 11.

Ключевые слова: плазменно-дуговая технология легирования; поверхностный слой; медная плита; кристаллизатор МНЛЗ; упрочнение; легирование поверхностного слоя; гафний; стойкость; электропроводность

При непрерывной разливке стали формирование слитков происходит в кристаллизаторах МНЛЗ, изготовленных из медных панелей, эксплуатируемых в напряженных температурных условиях и подвергающихся механическому абразивному износу. Таким образом, медные стенки кристаллизатора довольно быстро выходят из строя, что приводит к значительным материальным потерям.

Недостатком медных плит кристаллизаторов являются низкие значения их прочностных свойств при рабочих температурах (примерно 400 °С). Процесс рекристаллизации, т.е. укрупнение зерен, меди происходит уже при температуре 150...200 °С. Крупные зерна имеют меньшую твердость, из-за чего металл разупрочняется [1].

Эффективным способом увеличения износостойкости является упрочнение металла. Материал стенок кристаллизаторов должен быть достаточно теплопроводным и жаропрочным, химически неактивным по отношению к расплаву, твердым, выдерживать дополнительное термоциклирование в диапазоне рабочих температур разливки и характеризоваться стабильностью свойств [2].

В работе [3] проведен анализ способов восстановления и упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ, в соответствии с которым выбран плазменно-дуговой способ как наиболее подходящий. Для упрочнения медных плит кристаллизаторов использовали ранее разработанную технологию плазменно-дугового рафинирования поверхности (ПДРП) с легированием поверхностного слоя. Способ разработан в ИЭС им. Е.О. Патона и внедрен на некоторых заводах Украины и за рубежом.

В работе [4] показано, что плазменно-дуговая технология позволяет восстанавливать изношенный поверхностный слой с применением легирующих и модифицирующих присадок. Здесь приведены технологические режимы экспериментов и результаты металлографических исследований, показывающие, что в зоне сплавления металл является плотным, трещин, пор и других дефектов не обнаружено. Путем изменения технологических параметров процесса наплавки (ток, скорость перемещения заготовки, частота колебаний плазмотронов, амплитуда колебаний плазмотронов,

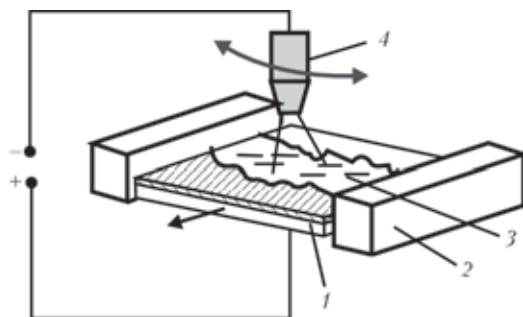


Рис. 1. Схема работы плазменно-дуговой установки ОБ-1957: 1 — обрабатываемая заготовка; 2 — кристаллизатор; 3 — ванна жидкого металла; 4 — плазматрон

расход и состав плазмообразующего газа, расстояние от среза сопла до изделия) можно управлять размерами жидкой металлической ванны.

Легирование поверхностного слоя с применением плазменно-дуговой технологии основывалось на ранее разработанном способе ПДРП [5–7]. При плазменно-дуговом легировании плоских заготовок на их поверхности наводится жидкая металлическая ванна путем расплавления поверхностного слоя (основы) заготовки и присадочного материала. В результате поверхностный слой приобретает новые свойства.

Эксперименты проводили на установке ОБ-1957 по методике, описанной в работе [4]. На рис. 1 показана схема этой установки для плазменно-дугового легирования поверхностного слоя.

Эксперименты по упрочнению поверхностного слоя проводили на изготовленных моделях медных плит кристаллизаторов МНЛЗ размерами $135 \times 120 \times 70$ с тремя каналами для охлаждающей воды диаметром 20 мм, расположенными по оси симметрии толщины стенок (рис. 2).

Основными требованиями, предъявляемыми к материалу стенок кристаллизаторов МНЛЗ, являются высокие значения теплопроводности и износостойкости.

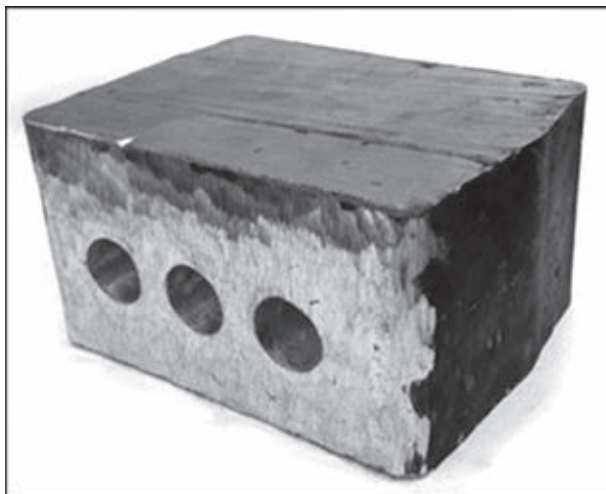


Рис. 2. Модель медной плиты кристаллизатора

При выборе элементов для легирования поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ следует руководствоваться такими основными требованиями: существенно повышать стойкость меди при рабочих температурах $300 \dots 400^\circ\text{C}$, практически не снижать теплопроводность меди. Металлами, повышающими температуру рекристаллизации, являются цирконий, гафний, титан (IVА группа) (рис. 3, а) [8].

При повышении прочности и износостойкости вследствие добавления в медь легирующего элемента теплопроводность такого сплава резко снижается. Это связано с тем, что в матрицу меди попадают элементы другого металла, которые препятствуют движению свободных электронов, являющихся основным средством переноса тепла в металлах и сплавах, и уменьшают длину их свободного пробега.

Согласно закону Видемана–Франца–Лоренца соотношение коэффициентов тепло- и электропроводности для всех металлов приблизительно

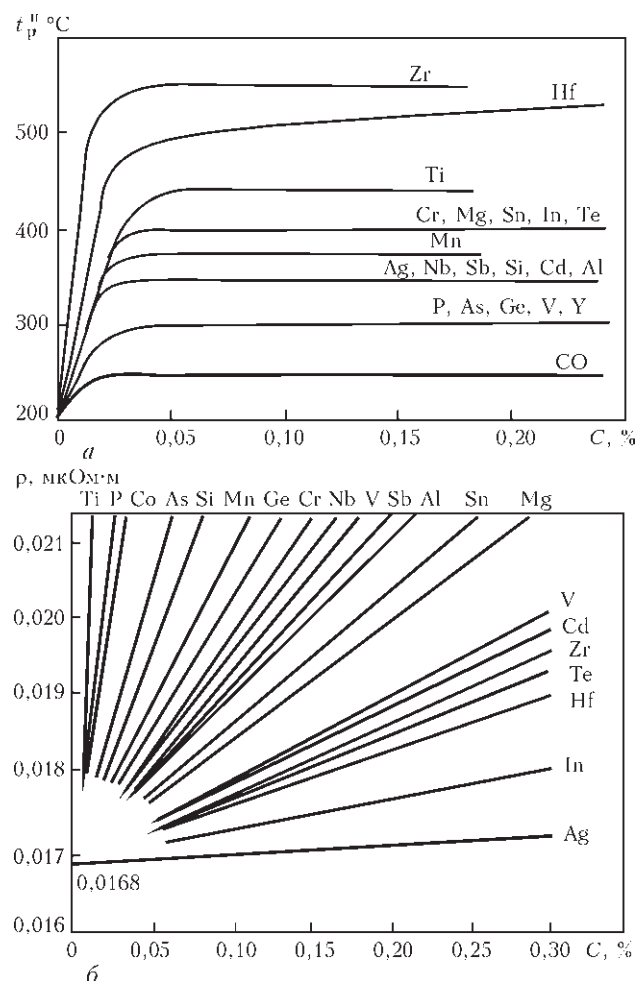


Рис. 3. Влияние примесей и легирующих элементов на температуру рекристаллизации меди (а); удельное электросопротивление меди высокой чистоты (б) [8]; t_p^H — температура начала рекристаллизации; C — содержание компонентов



одинаково и изменяется пропорционально абсолютной температуре [9]:

$$\frac{K}{\sigma} = LT,$$

где K — коэффициент теплопроводности, Вт/м·К; σ — удельная электрическая проводимость, См/м; T — температура, К; $L = 2,45 \times 10^{-8}$ Вт·Ом/К² — число Лоренца.

Влияние примесей и малых концентраций легирующих элементов на удельное электросопротивление меди высокой чистоты показано на рис. 3, б.

Для обеспечения высокого уровня теплопроводности степень легирования медного сплава должна быть крайне малой (сотые доли процента). Увеличение их концентрации к заметному росту температуры рекристаллизации не приводит. Такая закономерность изменения температуры начала рекристаллизации в зависимости от состава связана с тем, что атомы добавки упруго притягиваются к дислокациям, образуя атмосферы Коттрелла. Эти примесные атмосферы мешают перераспределению дислокаций, необходимому для формирования центров рекристаллизации. Примеси тормозят не только зарождение, но и рост центров рекристаллизации, поскольку притягиваются к границе зародыша. Блокировка примесными атомами дислокации способствует повышению температуры начала рекристаллизации [8].

Считают, что во всех моделях, описывающих упругие искажения вокруг примесных атомов в решетке растворителя, энергия притяжения примесного атома к краевой дислокации пропорциональна фактору размерного несоответствия ε' [8]

$$\varepsilon' = (r_{\text{пр}} + r_0) / r_0,$$

где $r_{\text{пр}}$ и r_0 соответственно атомные (по Гольдшмиду) или эффективные атомные радиусы примеси и растворителя. Размерное несоответствие атомов добавки с медью составляет $\varepsilon'_{\text{Zr}} = 25$ % циркония; $\varepsilon'_{\text{Hf}} = 24,2$ % гафния; $\varepsilon'_{\text{Ti}} = 14,8$ % титана.

Поэтому температура начала рекристаллизации растет тем сильнее, чем больше фактор размерного несоответствия атомов металла растворителя и добавки. При анализе влияния микролегирования на температуру начала рекристаллизации металлов важна равновесная растворимость: чем она меньше, тем сильнее выражена в дефектных местах решетки и тем в большей степени повышается температура рекристаллизации [8].

Следовательно, требуемое сочетание свойств (высокая теплопроводность и повышенная по

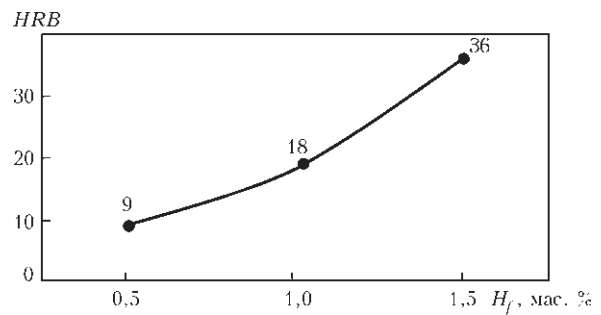


Рис. 4. График зависимости твердости от расхода гафния при легировании меди; твердость чистой меди по методу Роквелла HRB 9

сравнению с медью температура разупрочнения) может быть достигнуто путем введения в медь легирующих элементов в крайне малом количестве.

Таким образом, можно сделать вывод о том, что для повышения температуры рекристаллизации с минимальным снижением электропроводности из всех легирующих элементов наиболее приемлемым является гафний. Для упрочнения поверхностного слоя медной плиты кристаллизатора МНЛЗ проведены эксперименты по легированию меди гафнием.

Упрочнение осуществляли путем сплавления лигатуры с поверхностным слоем модели медной плиты кристаллизатора. Лигатуру получали в результате введения (с расходом 0,5, 1, 1,5 мас. %) гафния в медь. В ходе эксперимента получили образцы лигатуры диаметром 30 мм и массой 35 г.

Полученные результаты экспериментов сплавов медь–гафний показали значительное повышение твердости (рис. 4). Легирование чистой меди гафнием вызывает прирост твердости в несколько раз.

На поверхность модели медной плиты кристаллизатора закладывали лигатуры с учетом различного расхода гафния 0,5, 1, 1,5 %, общей массой $m = 0,315$ кг.

Перед процессом наплавки заготовки предварительно нагревали до температуры, равной 0,3...0,6 температуры плавления.

Технологические режимы плазменно-дугового легирования поверхностного слоя для экспериментов выбраны по результатам работы [4], в которой определено влияние технологических параметров на размеры жидкой металлической ванны при плазменно-дуговой наплавке медных плит кристаллизаторов МНЛЗ.

Основные технологические характеристики процесса плазменно-дугового легирования поверхностного слоя

Ток плазменной дуги, А 300...400
Напряжение на плазмотронах, В 40...50



Рис. 5. Модель медной плиты кристаллизатора после упрочнения гафнием поверхностного слоя

Скорость перемещения заготовки, мм/мин	10...15
Частота колебаний плазмотронов, 1/мин	6
Амплитуда колебаний плазмотронов, мм	60
Длина плазменных дуг, мм	30...40
Мощность дуги, кВт	18...22
Расход плазмообразующего газа (контролировали по ротаметрам РС-3 и РС-3А), л/мин	5...7
Давление газа в рабочей камере, Па	1,2...1,4 · 10 ⁵

В качестве плазмообразующего газа применяли аргон и аргоно-гелиевую смесь.

В процессе экспериментов легировали поверхности образцов гафнием (рис. 5), затем из них вырезали поперечные темплеты. На образцах проведены металлографические исследования.

Из вырезанных темплетов изготовили макрошлифы (рис. 6). На поперечных темплетах видно, что в зоне сплавления металл был плотным, трещин, пор и других дефектов не обнаружили. В результате легирования поверхностного слоя получили упрочненный слой 5 мм.

Результаты химического анализа упрочненного поверхностного слоя показали следующее содер-

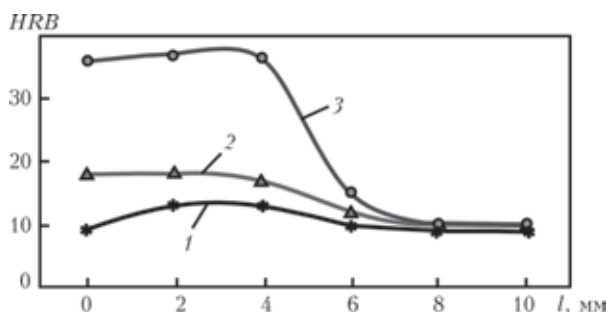


Рис. 7. Распределение твердости по глубине упрочненного слоя в образцах с различным содержанием гафния: 1 — образец № 1 — 0,077; 2 — образец № 2 — 0,09; 3 — образец № 3 — 0,11 мас. %; l — расстояние от наплавленной поверхности

жание гафния в образцах: № 1 — 0,077; № 2 — 0,09; № 3 — 0,11 %.

На упрочненном слое модели кристаллизатора определяли твердость. На поверхности наплавленного слоя образца № 3 твердость составила HRB 36. По мере удаления от поверхности наплавленного износостойкого слоя к медной основе твердость снижалась. В переходной зоне на расстоянии 5...6 мм от поверхности твердость составляла HRB 15 (рис. 7).

Можно предположить, что износостойкость упрочненного слоя, пропорциональная уровню твердости, должна быть примерно в 3,5 раза выше, чем износостойкость медной основы.

Важнейшими показателями качества кристаллизатора МНЛЗ являются его стойкость и теплопередача. Для оценки качества упрочненного поверхностного слоя проведены эксперименты по изучению износостойкости и электропроводности.

Исследование износостойкости металла наплавленного слоя выполняли способом истирания образца о стальное нагретое кольцо [10, 11].

Для экспериментов на истирание из упрочненных моделей кристаллизаторов вырезали образцы размерами 40×10×15 мм. Толщина упрочненного слоя на образцах после механической обработки составляла 4 мм.

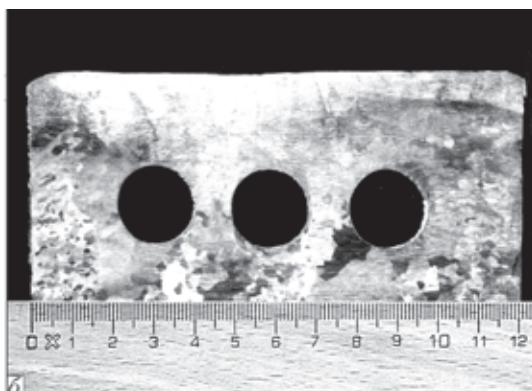
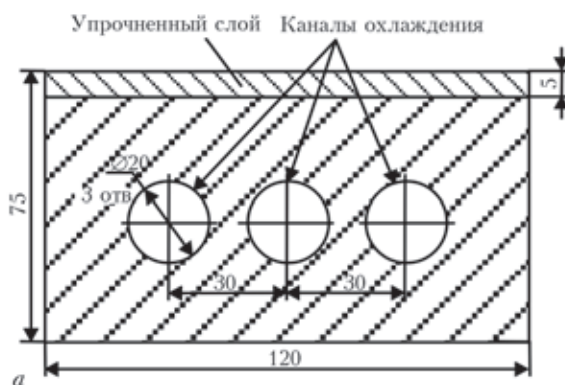


Рис. 6. Схема (а) и макрошлиф (б) поперечного сечения модели медного кристаллизатора МНЛЗ с упрочненным CuHf слоем

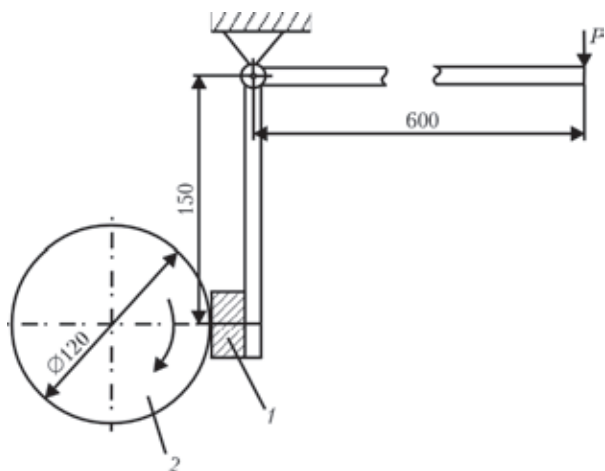


Рис. 8. Принципиальная схема испытаний износостойкости при трении металла по металлу в условиях повышенных температур: 1 — испытуемый образец; 2 — кольцо-контртело

Технологические параметры выбирали и рассчитывали исходя из режима работы кристаллизатора МНЛЗ, в котором заливаемая жидкая сталь и образовавшаяся твердая корочка оказывали интенсивное тепловое и механическое воздействие на поверхность кристаллизатора.

Параметры процесса испытания на истирание медного образца о нагретое стальное кольцо

Нагрузка F , Н	31
Скорость вращения кольца-контртела ω , об/мин	30
Амплитуда колебаний образца в вертикальной плоскости A , мм	20
Частота колебаний ν , мин ⁻¹	62
Температура кольца T_k , °С	400...500
Температура образца в зоне истирания T , °С	300...400
Время испытаний t , мин	45

В качестве контртела использовали кольца диаметром 120 мм из закаленной стали.

На рис. 8 приведена принципиальная схема устройства для испытаний на истирание при трении металла по металлу в условиях повышенных температур [10, 11]. Соотношение плеч рычажного механизма при нагрузке в 7,75 Н обеспечивает прижим образца к истирающему кольцу с усилием 31 Н.

$$F_2 = \frac{F_1 l_1}{l_2} = \frac{7,75 \times 600}{150} = 31 \text{ Н.}$$

После проведения испытаний вычисляли потерю массы за 1 км пройденного пути j_0 по формуле

$$j_0 = \frac{\Delta m}{l} \text{ (кг/км).}$$

Потерю массы Δm образца определяли путем взвешивания образцов до m_1 и после m_2 проведения испытаний на истирание:

$$\Delta m = m_1 - m_2 \text{ (кг).}$$

Таблица 1. Зависимость износа от количества содержания гафния в меди			
№ образца	Содержание гафния, мас. %	Потеря массы образца j_0 , г/км	Износостойкость, $j_{0из}$, ед.
Cu	-	1,359	1,00
1	0,077	0,645	2,11
2	0,090	0,223	6,10
3	0,110	0,121	11,23

Примечание. Медь — основа кристаллизатора.

Длину пути l рассчитывают по формуле

$$l = \pi d n t \cdot 10^{-6} \text{ км,}$$

где $\pi = 3,14$; d — диаметр контртела, мм; n — скорость вращения контртела в минуту, об/мин; t — время испытания, мин.

Износостойкость $j_{0из}$ упрочненного поверхностного слоя определяется отношением потери массы (износа) легированного образца $j_{0л}$ к потере массы (износу) образца из чистой меди $j_{0м}$ за 1 км пройденного пути (табл. 1).

$$j_{0из} = \frac{j_{0л}}{j_{0м}},$$

где $j_{0л}$ — потеря массы легированного образца; $j_{0м}$ — потеря массы образца из чистой меди.

Зависимость потери массы (износа) поверхностного слоя образцов плит кристаллизаторов МНЛЗ от содержания гафния в меди представлена на рис. 9.

Электропроводность вычисляли путем определения сопротивления образца, вырезанного из упрочненного слоя. Сопротивление определяли с помощью микроомметра Ф4104-М1 по методике, приведенной в паспорте прибора «Ба.722.054 ПС» [12].

Для определения зависимости электрического сопротивления от степени легирования изготови-

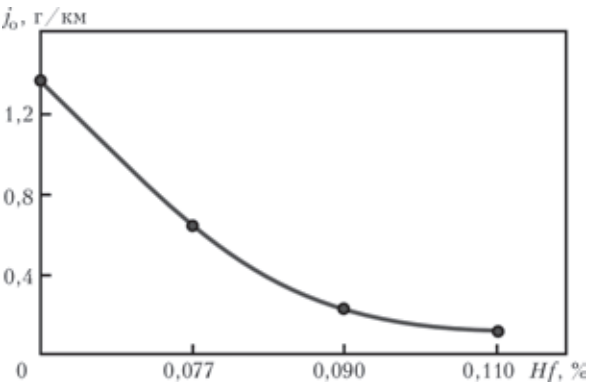


Рис. 9. График зависимости потери массы (износ) поверхностного слоя моделей медных плит кристаллизаторов МНЛЗ от содержания гафния в меди



Таблица 2. Удельные электросопротивление и электропроводности меди модели кристаллизатора и легированной меди

№ образца	Содержание гафния, мас. %	Удельное электросопротивление ρ , Ом·мм ² /м	Удельная электропроводность κ , МСм/м	Удельная электропроводность образца κ , % от электропроводности Cu
Cu	—	0,01926	51,921	100
1	0,077	0,02025	49,383	95,11
2	0,09	0,02066	48,414	93,25
3	0,11	0,02093	47,790	92,04

Примечание. Медь — основа кристаллизатора.

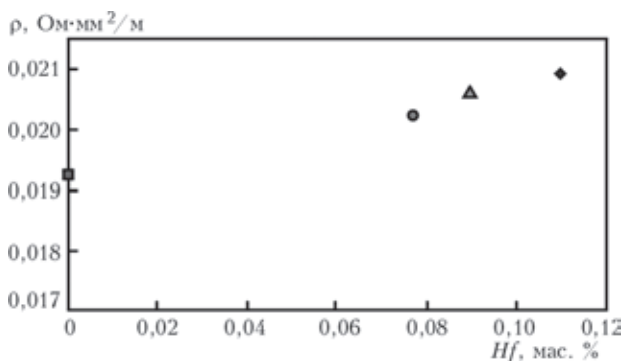


Рис. 10. Зависимость электросопротивления от массовой доли гафния; медь — основа кристаллизатора; ■ — Cu; ● — № 1; ▲ — № 2; ◆ — № 3

ли образцы с различным содержанием легирующего элемента.

Согласно проведенным расчетам получены данные по удельному электросопротивлению и электропроводности (табл. 2).

Полученные данные показывают, что при введении в медь легирующего элемента гафния электропроводность снизилась на 8 %, т.е. от 51,921 до 47,790 МСм/м. Такие показатели допустимы, если сравнивать их с электропроводностью $\kappa = 35 \dots 54$ МСм/м кристаллизаторов, изготавливаемых фирмой «КМЕ» [13].

На рис. 10 приведена зависимость электросопротивления от содержания гафния в меди.

Сопоставив значения κ и данные $j_{0из}$ по электропроводности и стойкости чистой и упрочненной гафнием меди способом ПДРП с применением легирующих присадок, можно отметить, что относительная стойкость повысилась в 11 раз при снижении электропроводности всего на 8 % (рис. 11).

Выводы

1. Определено, что цирконий, гафний, титан (элементы IV А группы) повышают температуру ре-

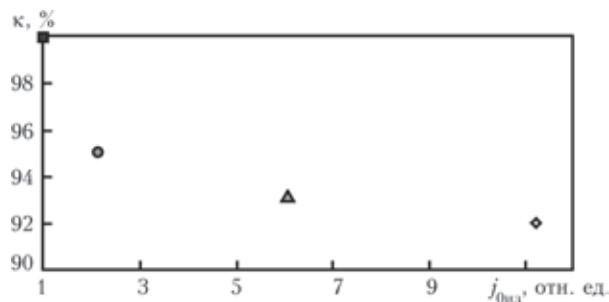


Рис. 11. Сопоставление относительной стойкости и электропроводности легированной меди гафнием: ■ — Cu; ● — № 1; ▲ — № 2; ◆ — № 3; медь — основа кристаллизатора

кристаллизации меди до 500 °С. Необходимая концентрация этих элементов в меди находится в пределах сотых долей процента. Определено, что цирконий и гафний незначительно снижают электропроводность меди.

2. Экспериментально установлено, что содержание гафния в меди 0,077...0,11 % повышает твердость меди в 1,0...3,5 раза, при этом стойкость к истиранию относительно чистой меди повышается в 2...11 раз, а электропроводность снижается на 5...8 %.

3. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о целесообразности использования гафния и его сплава для легирования поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ с целью повышения температуры рекристаллизации и стойкости к истиранию.

4. Показано, что плазменно-дуговая технология легирования поверхностного слоя позволяет повысить стойкость медных плит кристаллизаторов при незначительном снижении теплопроводности.

1. Пат. 2333087 РФ, МПК⁷ B23P006/00 B23N009/00 B22D011/059. Способ восстановления рабочих стенок кристаллизатора из меди или ее сплавов / А.А. Киричков, Ю.А. Данилин, Е.М. Файншмидт и др. — Оpubл. 10.09.2008, Бюл. № 25.
2. Опыт внедрения передовых японских разработок непрерывной разливки стали в ОАО «ЕВРАЗ НТМК» / А.А. Вопнерук, Р.Ф. Исхаков, А.Б. Котельников и др. // Сталь. — 2013. — № 9. — С. 37–41.
3. Причины разрушения и способы упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ / В.Г. Кожемякин, В.А. Шаповалов, В.Р. Бурнашев и др. // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 4. — С. 37–45.
4. Кожемякин В.Г. Влияние технологических параметров на размеры жидкой металлической ванны при плазменно-дуговой наплавке (ПДН) медных плит кристаллизаторов МНЛЗ / В.Г. Кожемякин, В.А. Шаповалов, В.Р. Бурнашев, Д.В. Ботвинко // Там же. 2015. — № 1.
5. Особенности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя заготовок из металлов с высокой теплопроводностью / Ю.В. Латаш, Г.Ф. Торхов, М.И. Таранов, А.А. Куранов. // Спец. электрометаллургия. — 1984. — Вып. 55. — С. 80–85.
6. Некоторые закономерности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя плоских заготовок / Ю.В. Ла-



- таш, Г.Ф. Торхов, В.К. Кедрин, М.И. Таранов // Там же. — 1981. — Вып. 47. — С. 101–106.
7. Плазменная наплавка на медь и проблема повышения ресурса медных кристаллизаторов МНЛЗ / Л.Е. Алексеева, Г.А. Желобцова, В.А. Иевский и др. // Бюллетень «Черная металлургия». — 2005. — № 11. — С. 46–48.
 8. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. — М.: Машиностроение, 2004. — 336 с.
 9. Калашиников С.Г. Электричество. 6-е изд., стереот. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2004. — 624 с.
 10. Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В. Блочная-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–20.
 11. Ланин А.Г. Методы определения термостойкости (Обзор) // Завод. лаб. Диагностика материалов. — 1998. — № 3. — С. 31–47.
 12. Паспорт Микроомметр Ф4104-М1 Ба2.722.054.ПС. — http://www.energofudit.ru/losal/files/energogaudit/f4104_ml.pdf.
 13. АМТ® — передовая технология изготовления кристаллизаторов // http://www.kme-osnastka.com/uploads/all/file/amt_russisch.pdf

A method is demonstrated for improvement of resistance of CCM mould copper plates by alloying their surface layer by hafnium with application of plasma-arc technology developed at the E.O. Paton Electric Welding Institute. The main cause for mould failure is comparatively rapid wear of its lower part, equal to 1.5 to 2.5 mm. This is due to low mechanical strength of the mould material (copper). It is established that surface layer strengthening requires application of metals of IVA group (zirconium, hafnium, titanium), which greatly increase recrystallization temperature (up to 500 °C) and somewhat lower heat conductivity of copper. Experiments on alloying the surface layer of CCM mould by hafnium have been performed. It is determined that copper hardness is increased at increase of hafnium content in it. Investigation of the strengthened surface layer resistance showed that at 0.077–0.110 % hafnium content in copper its resistance is increased by 2 to 11 times compared to pure copper, and electric conductivity is decreased by 5 to 8 %. Metallographic investigations revealed that the strengthened layer is dense, without cracks, pores or other defects. It is established that surface layer alloying by plasma-arc technology allows improvement of CCM mould copper plate resistance at a small decrease of heat conductivity. 13 References, 2 Table, 11 Figures.

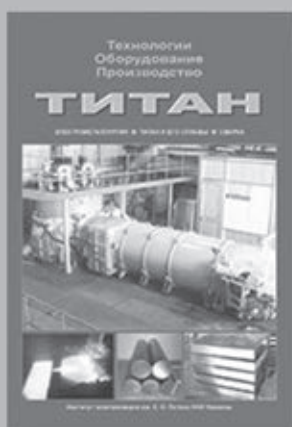
Key words: plasma-arc alloying technology; surface layer; copper plate; CCM mould; strengthening; surface layer alloying; hafnium; resistance, electric conductivity

Поступила 02.03.2015

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

Сборники «ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство» за 2005, 2011 и 2014 гг.



Сборники включают статьи, опубликованные в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за периоды 2001–2004, 2005–2010 и 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. 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.



Сборники в печатном и электронном виде можно заказать в редакции журнала «Современная электрометаллургия»



ВЛИЯНИЕ НАНОПОПОРОШКОВЫХ ИНОКУЛЯТОРОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЛИТОГО МЕТАЛЛА ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Г.М. Григоренко, В.А. Костин, В.В. Головкин, В.В. Жуков, Т.А. Зубер

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

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

Представлены результаты исследований литой структуры высокопрочной низколегированной стали 14ХГНДЦ, в металлический расплав которой вводили нанопорошковые частицы инокуляторов различных соединений — оксидов, карбидов и нитридов (TiC , TiN , SiC , VC , NbC , TiO_2 , Al_2O_3 , MgO , ZrO_2). Для исследований использовали физическую модель, в которой металл предварительно расплавлялся плазмой электрической дуги, горящей в защитных газах $\text{Ar} + \text{CO}_2$. Исследования показали эффективность применения инокуляторов оксидов титана TiO_2 и циркония ZrO_2 , что дало возможность обеспечить высокие значения временного сопротивления (708 и 621 МПа) и ударной вязкости KCV_{-20} (60 и 72,9 Дж/см²) металла слитка в результате формирования бейнитных или игольчатых структур. Благодаря установке имитации термических циклов Gleeble 3800 стало возможным уточнение методики определения температур фазовых превращений с использованием метода цветовой маски и установление взаимосвязи между температурными интервалами бейнитного и мартенситного превращения, количеством структурных составляющих и типом применяемого инокулятора. Библиогр. 15, табл. 4, ил. 7.

Ключевые слова: электродуговая сварка; слиток металла шва; нанопорошковые инокуляторы; диаграмма распада аустенита; микроструктура

Измельчение структуры большинства сталей и сплавов благоприятно сказывается на всем комплексе их механических свойств.

Изменение морфологии и измельчение структурных составляющих сплавов на макро- и микроуровне принято называть модифицированием. Существует большое количество материалов и способов реализации этого процесса в современном технологическом цикле производства сталей и сплавов. Одним из них является введение в жидкий расплав тугоплавких, экзогенных включений (инокулирование).

Обычно рассматривают два основных механизма воздействия частиц на расплав. Согласно первому, частицы служат самостоятельными центрами кристаллизации, осуществляя «прямое» гетерогенное зародышеобразование, либо образуют таковые в результате взаимодействия с расплавом. По второму механизму частицы блокируют рост кристаллитов или элементов структуры, возникающих в процессе охлаждения.

В результате модифицирования измельчаются зерна на макроуровне или структурные составляющие на микроуровне. В ряде случаев возможно прямое сочетание обоих процессов, которое при-

водит к трансформации фаз с иглообразной или пластинчатой структурой на более равноосную глобулярную, что повышает прочность, пластичность, вязкость материала, предотвращает возникновение концентраций внутренних напряжений и развитие трещин.

В последние годы для повышения качества литого металла большой интерес вызывает применение специально подготовленных нанопорошковых инокуляторов (НПИ) — нанопорошков с размерами частиц ≤ 100 нм из тугоплавких соединений (оксидов, нитридов, карбидов, боридов и др.) [1–3]. Введенные в расплав они равномерно распределяются по объему жидкого металла и служат эффективными центрами кристаллизации металлической ванны.

Широкие перспективы использования НПИ в металлургии позволяют по-новому взглянуть на возможности управления процессом кристаллизации сварочной ванны при дуговых процессах сварки.

Несмотря на внешнее сходство процессов кристаллизации отливки и металла сварного шва сварочная ванна имеет ряд отличительных особенностей, т.е. в отдельных участках жидкой ванны температура значительно превышает температу-



ру металла в сталеплавильной печи; происходит интенсивный массоперенос; отмечено заметное температурное и концентрационное переохлаждение; происходит изменение состава ванны за счет частичного расплавления свариваемого металла; осуществляется взаимный переход части элементов из флюса в сварочную ванну и обратно.

Все это приводит к необходимости защиты частиц НПИ от возможности их растворения, удаления во флюс, коагуляции, слипания, формирования неоднородного распределения по высоте слитка.

В то же время сварочная ванна может быть хорошей миниатюрной физической моделью, в которой нивелируются недостатки, характерные для массивных слитков (ликвация, поры). Полученные результаты могут быть достоверно перенесены на «большую» металлургию.

Частично многие проблемы решаются путем защиты поверхности частиц и формирования однородной дисперсной системы. Активированный слой наносили на поверхность частиц B_4C , SiC , $TiCN$, TaN , который заметно улучшал их смачиваемость расплавом и предохранял от растворения, коагуляции и окисления [4]. Нанесенный слой вызывал рост кристаллической фазы уже при незначительной степени переохлаждения.

Плакирование хромом инокулирующих порошковых материалов TiN , Y_2O_3 позволило существенно улучшить структуру и свойства литого металла сварных швов титановых сплавов BT5, BT6, BT20, полученных способом сварки плавлением CO_2 -лазером [5].

Довольно оригинальный способ введения НПИ в сварочную ванну путем предварительного нанесения их клеевой суспензии на кромки свариваемых пластин описан в работе [6]. Это обеспечивает необходимую прочность сцепления частиц порошка с поверхностью металла в процессе электродуговой сварки в защитных газах (аргон, гелий или их смеси).

Украинские ученые (И.К. Походня, Л.А. Позняк, А.И. Троцан и др.) разработали способ и технологию раскисления и микролегирования стали путем введения в жидкий металл при внепечной обработке порошковых проволок с высокоактивными добавками, что создало предпосылки для успешного использования новых нанопорошковых материалов [7].

Использование для внепечной обработки сталей порошковых проволок или лент, содержащих нанопорошковые частицы (Y_2O_3 , TiN , TiC_xN_y и их смеси) и введение их в промежуточный ковш машины непрерывного литья заготовок позволили

значительно улучшить структуру и механические свойства литого металла [8]. На основе этих данных авторы статьи смогли предложить свой оригинальный способ управления литой структурой кристаллизующегося металла, заключающийся в введении частиц НПИ в жидкий расплав сварочной ванны.

Цель представленной работы состояла в изучении влияния НПИ на формирование структуры и механические свойства литого металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей при электродуговой сварке как на физической модели и оценить их вклад в кинетику распада аустенита.

Методика проведения эксперимента. При формировании сварного шва возможности влияния на его структуру и механические свойства значительно ограничены по сравнению с металлургическими и технологическими приемами, используемыми при производстве стали. Основными факторами, позволяющими увеличить уровень прочности и вязкости литого металла сварных швов, является изменение состава твердого раствора и формирование включений определенного размера, состава и морфологии.

С целью изучения влияния НПИ на формирование структуры и механические свойства металла сварных швов выполнили стыковые сварные соединения листов стали 14ХГНДЦ толщиной 20 мм (в соответствии с требованиями ISO 14171) на постоянном токе обратной полярности 240...250 А при напряжении на дуге 31...32 В. Скорость сварки обеспечивали в пределах 10...12 м/ч, погонная энергия сварки составляла 26...28 Дж/см. Дуговую сварку выполняли в защитных газах $Ar + CO_2$ с использованием порошковой проволоки диаметром 1,6 мм.

На рис. 1 приведена схема заполнения разделки кромок стыковых соединений, в соответствии

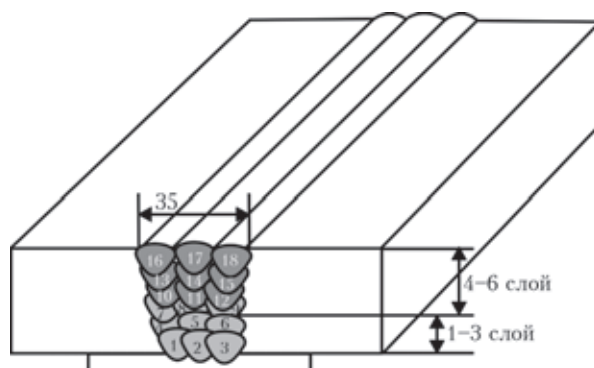


Рис. 1. Схема наложения валиков при заполнении стыкового соединения (1–3 слой — без НПИ, 4–6 — слой с НПИ)

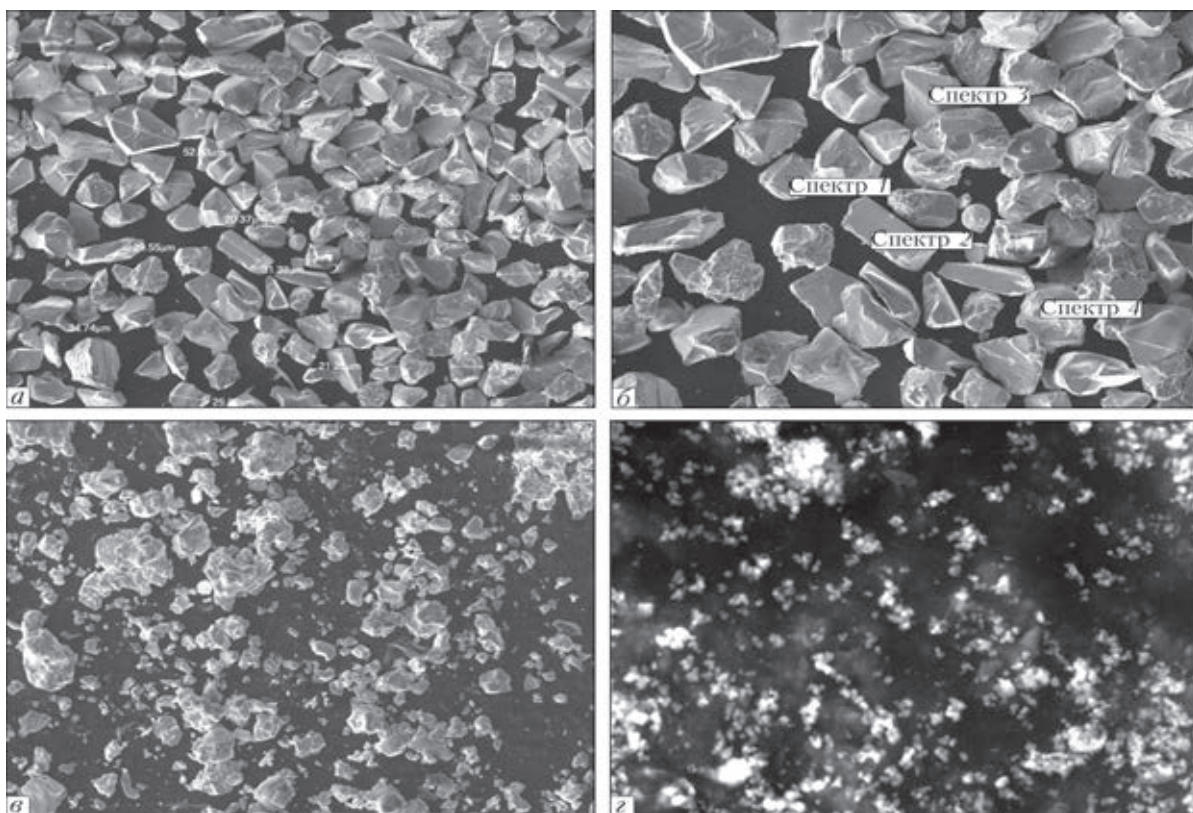


Рис. 2. Общий вид исходных порошковых материалов: *а* — TiC; *б* — SiC; *в* — TiN; *г* — ZrO₂; *а, б* — $\times 300$; *в* — $\times 500$; *г* — $\times 30000$

с которой проходы с первого по девятый выполняли порошковой проволокой с базовой системой легирования (C–Mn–Cr–Ni–Mo–Si–Cu), а проходы с десятого по восемнадцатый — по технологии «холодного ввода» порошковыми проволоками, в сердечник которых вводили тугоплавкие НПИ различного типа.

В качестве тугоплавких НПИ использовали химические соединения карбидов, оксидов, нитридов различных металлов, полученных способом механического дробления, восстановительного или самовоспламеняющегося синтеза. Общий вид НПИ приведен на рис. 2.

Тип введенных в жидкую сварочную ванну НПИ, химический состав и механические свойства металла полученных швов приведены в табл. 1 и 2.

За базу сравнения выбрали литой металл шва (слиток НН-0), в котором не применялись порошковые проволоки с НПИ.

Из сварных соединений вырезались поперечные образцы для исследования структуры, фазового состава и определения механических свойств.

Структурный анализ образцов выполняли с использованием светового микроскопа «Neophot-32» при увеличениях от 200 до 1000. Цифровое изо-

Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

№ слитка	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	Ti	Nb(V)	Zr	Тип НПИ
НН-0	0,042	0,34	1,19	0,021	0,020	0,106	2,13	0,282	0,72	0,028	0,029	—	—	—
НН-6	0,054	0,263	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,49	0,035	0,009	—	—	TiC
НН-7	0,035	0,317	1,40	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	0,56	0,036	0,011	—	—	TiN
НН-9	0,066	0,170	0,92	0,016	0,024	0,14	1,72	0,23	0,54	0,021	0,005	—	—	SiC
НН-12	0,052	0,227	1,21	0,022	0,021	0,14	2,03	0,25	0,51	0,027	0,004	0,007	—	VC
НН-13	0,049	0,253	1,19	0,021	0,020	0,13	2,25	0,27	0,55	0,029	0,003	0,075	—	NbC
НН-22	0,035	0,405	1,24	0,016	0,021	0,111	1,97	0,275	0,676	0,031	0,017	—	—	TiO ₂
НН-23	0,034	0,424	1,40	0,017	0,023	0,115	2,15	0,291	0,772	0,032	0,015	—	—	Al ₂ O ₃
НН-24	0,031	0,227	1,11	0,025	0,024	0,140	1,85	0,290	0,60	0,023	0,030	—	—	MgO
НН-25	0,033	0,223	1,05	0,024	0,024	0,120	2,02	0,300	0,65	0,024	0,031	—	0,06	ZrO ₂



Таблица 2. Механические свойства металла исследованных швов

№ слитка	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	KCV, Дж/см ² при T, °C				Тип НПИ
	МПа		%		+20	0	–20	–40	
НН-0	693	605	14,5	48,4	97	87	75	53	–
НН-6	716	644	19	63	–	–	85	73	TiC
НН-7	712	580	5,3	14,7	55	47	40	–	TiN
НН-9	726	650	21	62	85	72	65	61	SiC
НН-12	780	706	14	56	57	55	52	–	VC
НН-13	544	594	3,0	5,75	44	35	24	–	NbC
НН-22	708,7	636,4	19,3	56,7	84,6	71,7	60,0	50,0	TiO ₂
НН-23	728,2	621,4	17,5	54,4	82,1	58,3	50,4	35,8	Al ₂ O ₃
НН-24	644,5	586	18,6	59,9	102,9	–	69,2	60,0	MgO
НН-25	621,6	532,2	19,5	65	119,6	–	72,9	64,6	ZrO ₂

бражение регистрировалось с помощью цифровой камеры «Olympus». Для выявления особенностей микроструктуры использовали растровый электронный микроскоп JSM-840 фирмы «JEOL», оснащенный системой захвата изображений MicroCapture с последующей ее регистрацией на экране монитора.

Выявление микроструктуры в образцах проводили методом химического травления в 4%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Образцы для исследований изготавливали по стандартным методикам с применением алмазных паст различной дисперсности.

Характер структурных превращений в металле швов, легированных НПИ, изучали методом имитации термомеханического цикла сварки с использованием комплекса Gleeble 3800, оснащенным быстродействующим dilatометром [9, 10]. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6 и длиной 80 мм, изготовленных из листового проката толщиной 20 мм. В соответствии с разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона методикой образцы нагревали по заданной программе в вакуумной камере до температуры 1170 °C, а затем охлаждали по термическим циклам с разными скоростями охлаждения. Кривые охлаждения соответствовали зависимости Ньютона–Рихмана и скоростям охлаждения 5; 10; 17; 30; 45 °C/с на участке температур 500...600 °C. При этом довольно точно воспроизводились параметры охлаждения термических циклов сварки (тепловые и временные) в металле сварных соединений при автоматической сварке в защитных газах. В процессе изучения кинетики распада аустенита температуры начала и конца превращения определяли по методике, представленной в работе [11].

Результаты исследования и их обсуждение. На основе анализа литературных данных сделано предположение о том, что при кристаллизации

металлической ванны структура и механические свойства слитков, полученных путем рафинирования через порошковую проволоку содержащую НПИ, определяются конкурирующим действием двух различных механизмов.

Один из них связан с влиянием НПИ на процессы кристаллизации металлической ванны и изменением размеров формирующихся кристаллитов, второй, — с влиянием НПИ на температуру начала и конца образования структурных составляющих (феррита, бейнита, мартенсита) в процессе перекристаллизации металла в твердом состоянии при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении.

Исследование структуры литого металла швов с НПИ показало отсутствие исходных дисперсных НПИ как в самой структуре металла, так и на поверхности разрушения образцов Шарпи, полученных после испытаний на ударную вязкость. Это свидетельствует о том, что исходные НПИ, по-видимому, полностью растворяются в процессе электродуговой сварки. Подтверждением данной точки зрения служат результаты работ [12, 13], в которых при исследовании влияния дисперсных порошков тугоплавких малорастворимых соединений (TiC, TiN, NbC, NbN, ZrN) на модифицирование структуры литых сплавов показано, что время растворения довольно сильно зависит от размеров частиц и характера распределения частиц по размерам. Так, для соединений TiN размером 1...2 мкм время растворения частиц в жидкой ванне не превышает 10 с, тогда как при размере частиц 2...4 мкм оно уже составляет 15 с. Для частиц NbC и ZrN размером 1...10 мкм время растворения равняется не более 1 с. В связи с тем, что время существования жидкой сварочной ванны в нашей методике составляет примерно 5...10 с, то вполне возможно полное растворение микрочастиц. Однако данный вопрос требует дальнейшего углубленного изучения с применением более локальных методов просвечивающей и растровой

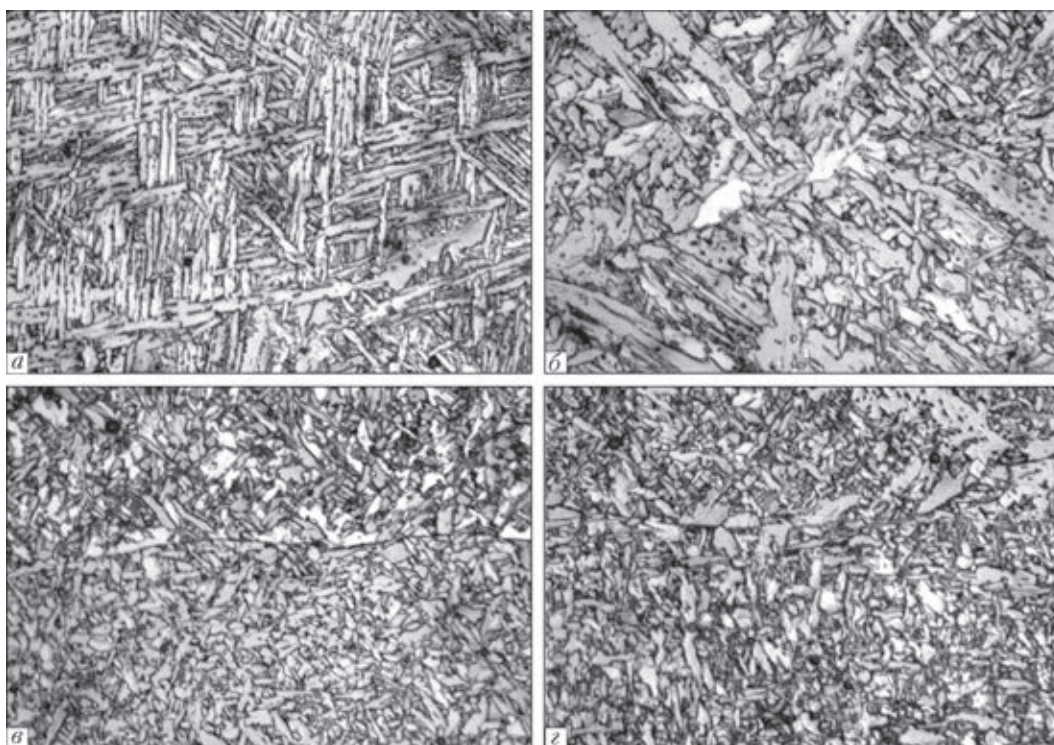


Рис. 3. Микроструктура металла исследованных слитков с различным типом НПИ: а – TiO_2 ; б – Al_2O_3 ; в – MgO ; з – ZrO_2 ; $\times 500$

электронной микроскопии, а также использования методов расчетного (компьютерного) моделирования кинетики растворения дисперсных частиц в металле жидкой ванны.

Микроструктура металла исследованных швов представлена на рис. 3.

Анализ структуры металла слитков, легированных НПИ, показал значительное изменение параметров структурных составляющих (типа, структуры, размеров, дисперсности).

Методом количественной металлографии определили долю структурных составляющих в металле исследованных слитков (табл. 3).

Анализ полученных результатов позволил заключить, что применение НПИ, содержащих оксиды TiO_2 , ZrO_2 , MgO , способствует формированию дисперсной структуры игольчатого феррита (от 30 до 90 %), который позволяет получать в металле сварных швов более благоприятное сочетание

высокой прочности и ударной вязкости, особенно при отрицательных температурах испытаний ($-40 \dots -60^\circ\text{C}$).

Отличительной особенностью литой структуры швов от таковой реальных металлургических слитков, полученных в сталеплавильных печах, является существенное различие в температурно-временных параметрах охлаждения слитков (в швах — несколько секунд, в реальных слитках — несколько часов). Это приводит к значительному росту размеров зерен (кристаллитов), формированию дендритной и зональной ликвации, образованию пор и газовых пузырей, образованию в зависимости от содержания углерода преимущественно крупнозернистой (феррито-перлитной) или крупноигольчатой (видманштеттовой) структур реальных слитков, по сравнению с мелкоигольчатой структурой металла литых швов.

Таблица 3. Объемная доля структурных составляющих в исследованных слитках, %

№ слитка	Феррит					Бейнит		Другие составляющие
	ИФ	ПФ	ВЗ	Глб	ВМ	верхний	нижний	
НН-0	8	5	8	2	15	40	17	5
НН-22	5	5	0	0	32	43	10	5
НН-23	2	2	0	0	30	48	11	7
НН-24	32	10	0	10	7	15	21	5
НН-25	30	15	2	6	7	10	25	5

Примечание. Здесь ИФ — игольчатый; ПФ — полигональный; ВЗ — внутризеренный; Глб — глобулярный; ВМ — видманштеттовый виды феррита.

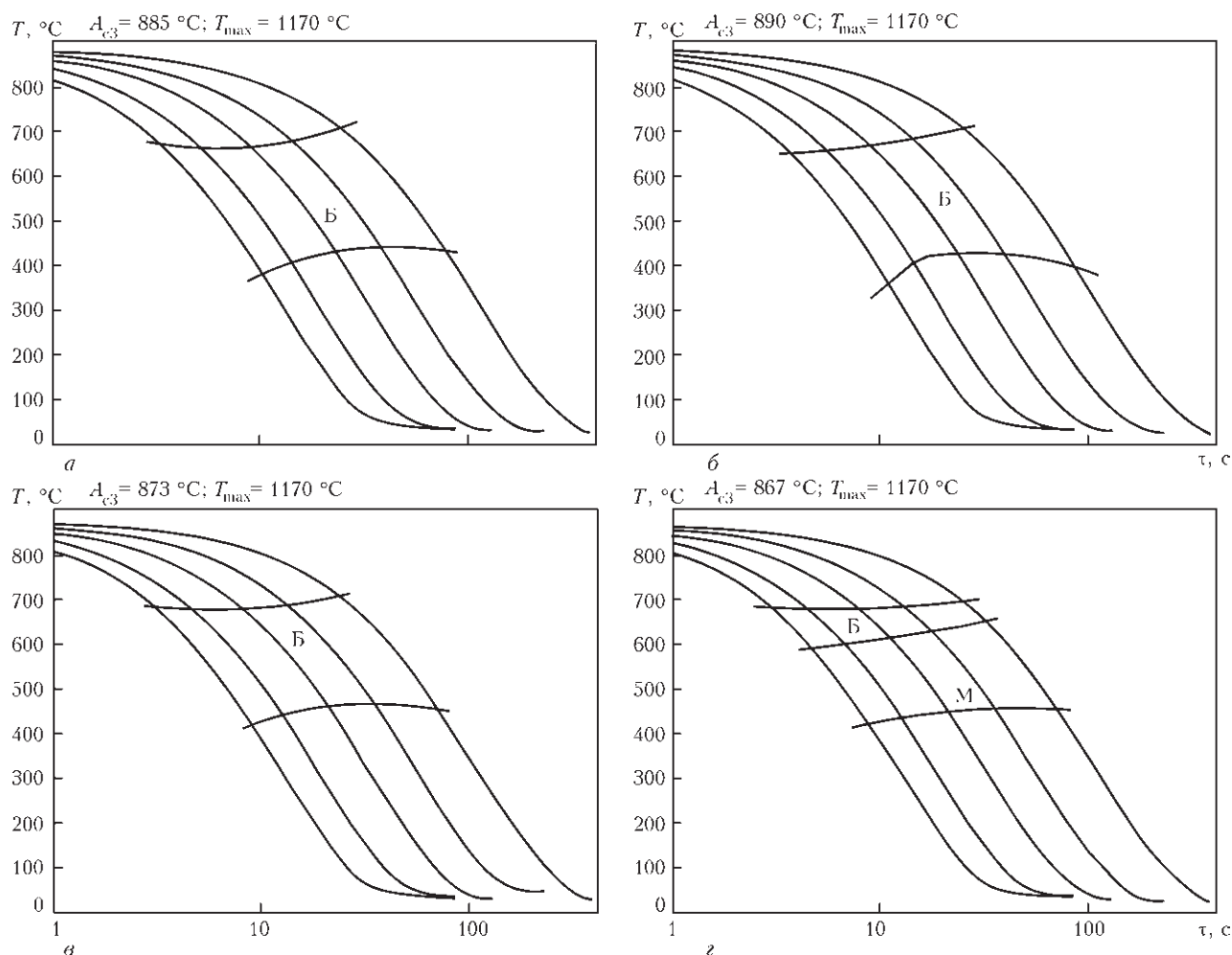


Рис. 4. Термокинетические диаграммы распада аустенита металла швов с различным типом НПИ: а — TiO_2 (НН-22); б — Al_2O_3 (НН-23); в — MgO (НН-24); г — ZrO_2 (НН-25); Б — бейнит; М — мартенсит

Применение НПИ, содержащих карбиды VC, NbC или SiC, приводит к формированию преимущественно бейнитных структур (от 40 до 70 %), что значительно понижает значение ударной вязкости сварных швов при отрицательных температурах (табл. 2).

Применение НПИ, содержащих нитриды, например TiN, приводит к значительному повышению доли внутризеренного или полигонального феррита (до 50 %), что крайне неблагоприятно сказывается на величине ударной вязкости уже при температуре испытаний $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (30...40 Дж/см², табл. 2).

С целью изучения влияния различных типов НПИ на кинетику превращения аустенита были построены термокинетические диаграммы распада аустенита (диаграммы АРА) (рис. 4).

Для уточнения и повышения точности определения критических температур фазовых превращений, а также повышения информативности диаграмм распада переохлажденного аустенита была усовершенствована методика обработки дилатометрических данных и построения диаграмм.

Реализация данной методики стала возможной в основном благодаря широким возможностям комплекса Gleeble 3800.

Для уточнения температуры начала и конца фазовых превращений предложена следующая методика. На дилатограмме выбрали линейные участки, которые предшествуют превращениям и следуют за ними. Температурная протяженность участков варьировалась в пределах 50...70 °C. Массив дилатометрических данных, соответствующих выбранному участку был подвергнут регрессионному анализу с целью получения уравнения прямой.

Для каждой анализируемой дилатограммы получены линейные уравнения, соответствующие закону термического линейного расширения γ - и α -решетки твердого раствора железа соответственно $f(\gamma)$ и $f(\alpha)$ (рис. 5).

Нами предложено представить весь массив дилатометрических данных $f(D)$ в виде следующего уравнения

$$f(V) = \frac{f(\alpha) - f(D)}{f(\alpha) - f(\gamma)} 100 \%. \quad (1)$$

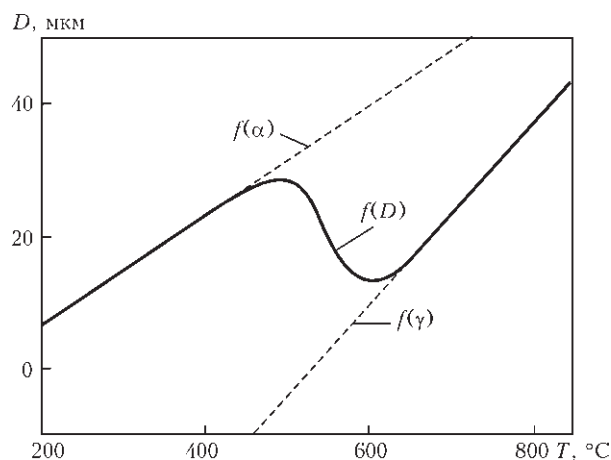


Рис. 5. Характерный вид дилатогаммы распада аустенита в области γ - и α -превращения; D — диаметр образца

Функция $f(V)$ представляет собой зависимость объемной доли продуктов превращения от температуры. Графическое отображение этой функции позволяет оценить кинетику превращения, а также предложить новый количественный критерий определения температуры начала и конца фазовых превращений. Такое представление зависимости объемной доли продуктов превращения от температуры позволяет оценить кинетику превращения (рис. 6).

Начало и конец превращения могут развиваться с различной «объемной» скоростью. Участки, соответствующие 0...10 и 90...100 % доли превратившейся фазы имеют разную длительность по температуре. При построении термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита области, указывающие фазовые переходы, усредняются. Для расчетных методик полезно использовать конкретные данные, а также иметь возможность оценить динамику превращения на самой термокинетической диаграмме. Для этих целей предложен метод нанесения цветовой маски (рис. 7).

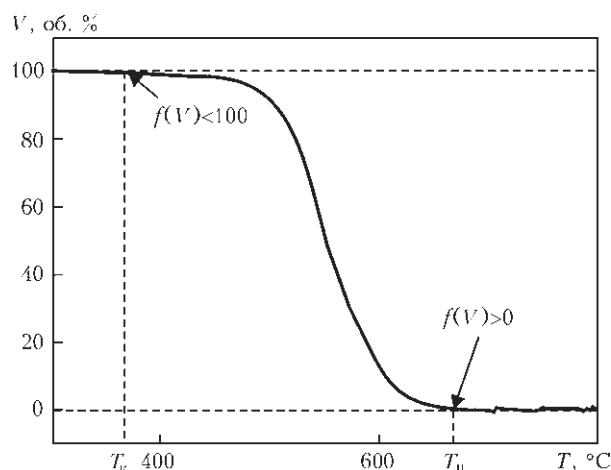
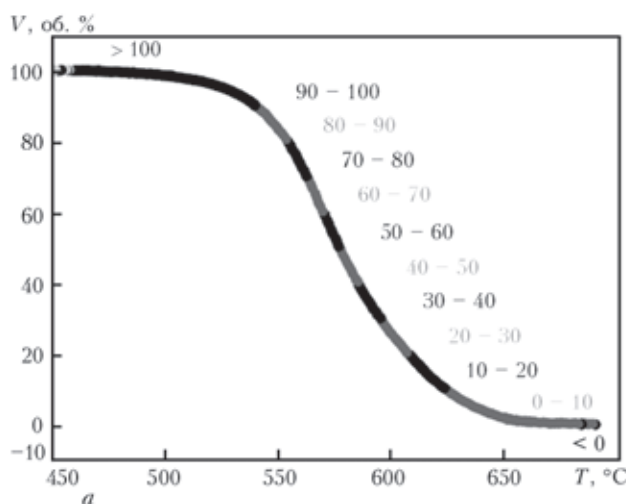


Рис. 6. Кинетика развития превращения в металле высокопрочных низколегированных сталей; V — объемная доля фазового превращения

Массив данных, представляющих собой зависимость объемной доли превращения от температуры, подразделяется на группы, соответствующие разным стадиям превращения. На рис. 8, а, указанные группы данных выделены контрастными цветами. Перенос цветового обозначения (или цветовой маски) объемной доли продуктов превращения на термокинетическую диаграмму распада переохлажденного аустенита (рис. 7, б) дает возможность более точно определить динамику превращения и температуры начала и конца образования фаз.

Использование данной методики позволило уточнить характерные температуры фазовых превращений (A_{c3} , B_s , M_s) (табл. 4) и установить взаимосвязь между температурными интервалами бейнитного и мартенситного превращения, количеством структурных составляющих (табл. 3) и типом используемого инокулятора.

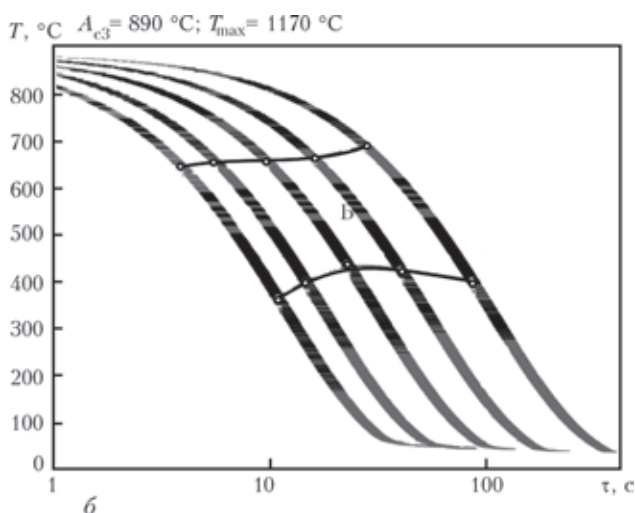


Рис. 7. Анализ кинетики распада аустенита (а) и термокинетической диаграммы слитка с частицами Al_2O_3 (б) с использованием метода цветовой маски



Таблица 4. Параметры диаграмм распада аустенита металла швов с различными типами инокуляторов

№ слитка	Тип НПИ	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	Температура, $^\circ\text{C}$						
			A_{c3}	B_s	B_f	ΔB	M_s	M_f	ΔM
НН-0	—	—	870	673,07	443,07	230,00	363,6	249,5	114,1
НН-6	TiC	3160	838	583,00	402,10	180,90	399,2	288,2	111,0
НН-7	TiN	2930	853	589,88	403,04	186,84	403,0	289,6	113,4
НН-9	SiC	2730	851	579,27	435,06	209,11	420,6	311,4	109,2
НН-12	VC	2923	840	565,00	410,00	155,00	407,0	296,6	110,4
НН-13	NbC	3497	893	612,01	431,07	180,94	406,3	295,8	110,5
НН-22	TiO ₂	1800	885	666,42	431,22	235,20	407,7	297,4	110,3
НН-23	Al ₂ O ₃	2050	890	656,52	437,26	219,26	396,0	284,7	111,3
НН-24	MgO	2800	873	680,36	457,18	223,18	420,5	311,2	109,3
НН-25	ZrO ₂	2670	867	687,36	458,07	229,29	421,2	311,9	109,3

Примечание. Здесь температура A_{c3} — начало распада аустенита; B_s — начало образования бейнита; B_f — конца образования бейнита; M_s — начало образования мартенсита; M_f — конец образования мартенсита.

На первый взгляд наибольшее влияние на структуру (табл. 3) и свойства (табл. 2) слитка должны были бы оказывать более тугоплавкие включения. Это связано с тем, что при сварке их большее количество должно было оставаться в литом металле шва и они должны больше влиять на процесс кристаллизации жидкого металла и перекристаллизации в твердом состоянии в процессе распада аустенита.

Однако, анализ полученных результатов (табл. 4) показал, что это не соответствует действительности, поскольку наибольшую температуру плавления из рассматриваемых НПИ имеет карбид ниобия NbC (3497 $^\circ\text{C}$), хотя он дает наименьшую прочность ($\sigma_{0,2} = 544$, $\sigma_B = 594$ МПа), пластичность ($\delta = 3$, $\psi = 5,75$ %) и ударную вязкость ($KCV_{-20} = 24$ Дж/см²), тогда, как оксид титана TiO₂ (1800 $^\circ\text{C}$) и циркония ZrO₂ (2670 $^\circ\text{C}$) обеспечивают высокие значения временного сопротивления (708 и 621 МПа) и ударной вязкости KCV_{-20} (60 и 72,9 Дж/см²) за счет формирования бейнитных (модифицирование TiO₂) или игольчатых (модифицирование ZrO₂) структур (табл. 3).

Таким образом, температура плавления порошков не является определяющим фактором, контролирующим структуру и свойства литого металла шва.

В настоящее время для прогнозирования температур фазовых превращений (A_{c1} , A_{c3} , B_s , M_s) используют ряд зависимостей [14], полученных путем обработки экспериментальных данных.

Анализ полученных результатов (табл. 4) показал, что частицы оказывают заметное влияние на значения температуры фазовых превращений. Температура начала образования бейнита B_s изменяется от 565,0 до 687,3 $^\circ\text{C}$, диапазон бейнитного превращения ΔB — от 155,0 до 235,2 $^\circ\text{C}$,

температура начала мартенситного превращения M_s — от 363,6 до 420,6 $^\circ\text{C}$. Таким образом, частицы изменяют кинетику фазовых превращений, в той или иной степени расширяя или сужая диапазон превращения и способствуя образованию соответствующего типа структуры — феррита, бейнита, мартенсита. Это хорошо согласуется с традиционно принятым в металлургии мнением о том, что инокуляторы являются своеобразными «холодильниками» (их нередко так и называют инокуляторы-холодильники), снижающими температуру жидкого металла и повышающими скорость охлаждения вблизи фронта кристаллизации. В отличие от крупных инокуляторов, применяемых при производстве стали, НПИ, имеющие значительно меньший размер, также влияют на скорость охлаждения вблизи фронта кристаллизации. Однако это происходит в ходе вторичной кристаллизации, связанной с распадом аустенита в твердом состоянии.

Мы считаем, что более весомое значение для формирования конечной структуры металла исследуемых слитков и их свойств имеет влияние инокуляторов на устойчивость аустенита к превращению.

Вопрос о том, являются ли эти частицы экзогенными, т.е. попавшими в расплав из сварочной проволоки, либо эндогенными, выделившимися из твердого раствора по механизму дисперсионного твердения, в данной работе не рассматривается.

Исходя из результатов работы [15], в которой определена растворимость частиц различного состава в аустенитной и ферритной матрице следует, что оксиды Al₂O₃, TiO₂, SiO₂ и MgO оказываются гораздо устойчивыми к растворению, чем карбиды и нитриды соответствующих элементов даже в области высоких температур (1100...1300 $^\circ\text{C}$).



Это и объясняет более высокие значения свойств литого металла, модифицированного оксидами TiO_2 и ZrO_2 , по сравнению со свойствами металла, модифицированного карбидами VC, NbC, TiN (табл. 2).

Таким образом, хотя такие модификаторы как TiN и TiC и особенно NbN обеспечивают относительно «долгое» время жизни частиц в сварочной ванне, являясь достаточно труднорастворимыми соединениями, впоследствии они оказываются менее устойчивыми, чем оксиды TiO_2 или ZrO_2 при растворении в твердом состоянии (в аустените).

Соединения VN, VC и ZrC хорошо растворимы в жидком металле сварочной ванны, поэтому они малоприспособны в качестве эффективных модификаторов структуры.

Для достижения большего модифицирующего эффекта от использования инокуляторов мелкодисперсные НПИ предпочтительнее вводить в металлургическую ванну максимально близко к моменту начала кристаллизации.

Выводы

Предложена методика физического моделирования металлургических процессов, протекающих в металлическом расплаве сварочной (микро-) ванны при введении частиц наноинокуляторов, результаты которой могут быть обобщены на «большую» металлургию.

Установлено, что введение в сварочную ванну НПИ, является эффективным способом воздействия на структуру и свойства слитков высокопрочных низколегированных сталей.

Предложена уточненная методика определения температур фазовых превращений с использованием метода цветовой маски, которая позволила установить взаимосвязь между температурными интервалами бейнитного и мартенситного превращения, количеством структурных составляющих и типом использованного инокулятора.

Показано, что использование частиц оксидов титана и циркония позволяет обеспечить высокие значения временного сопротивления (708 и 621 МПа) и ударной вязкости KCV_{-20} (60 и 72,9 Дж/см²) за счет формирования бейнитных (модифицирование TiO_2) или игольчатых (модифицирование ZrO_2) структур.

Установлено различие в литых структурах металла швов и реальных металлургических слитков, которое связано с меньшим размером зерен, более низкой дендритной и зональной ликвацией, отсутствием пор, формированием мелкоигольчатой структуры (игольчатого феррита) по сравне-

нию с крупнозернистой (феррито-перлитной) или крупноигольчатой (видманштеттовой) структурой реальных слитков.

1. *Сабуров В.П., Черепанов А.Н., Жуков М.Ф.* Плазмохимический синтез ультрадисперсных порошков и их применение для модифицирования металлов и сплавов. — Новосибирск: Наука, 1995. — 344 с.
2. *Костин В.А., Головкин В.В., Григоренко Г.М.* Влияние нановключений на формирование структуры металла швов феррито-бейнитных сталей (Обзор) // *Збірник наукових праць НУК.* — 2011. — № 4, электронное издание.
3. *Модифицирование сталей и сплавов дисперсными инокуляторами* / В.П. Сабуров, Е.Н. Еремин, А.Н. Черепанов, Г.Н. Миннеханов. — Омск: Изд-во ОмГТУ, 2002. — С. 2.
4. *Исследование влияния модификаторов с наноразмерами на кристаллизационный процесс в сплавах на основе железа* / Р. Гаврилова, М. Манчев, В. Манолов, А. Черепанов // *Научни известия (Химико-технологический и металлургический университет).* — София, Болгария, 2013. — № 2. — С. 313–315.
5. *Оришич А.М., Черепанов А.Н.* Исследование процесса сварки титановых сплавов BT5, BT6, BT20 с помощью непрерывного CO_2 -лазерного излучения с применением нанопорошковых инокуляторов (НПИ) // *Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН. Важнейшие науч. достижения за 2008 г.* // <http://www.itam.nsc.ru/about/vnr/vnr08.php>.
6. *Черепанов А.Н.* Исследование фундаментальных основ влияния наноразмерных модифицирующих материалов на свойства сварных соединений, получаемых лазерной сваркой // *Аннотация к отчету* // http://www.rfbr.ru/rffi/ru/project_search/o_55281.
7. *Технология модифицирования и рафинирования чугуна с применением порошковой проволоки* / И.К. Походня, В.Ф. Альтер, В.С. Шумихин, И.Г. Раздобарин // *Процессы литья.* — 1993. — № 1. — С. 3–8.
8. *Перспективные технологии повышения качества металлопродукции* / Е.В. Протопопов, В.П. Комшуков, Л.А. Ганзер, Д.Б. Фойгт // *Сб. тр. Всерос. науч.-практ. конф. «Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество»* (6–9 окт. 2009 г., Новокузнецк). — Новокузнецк, 2009. — С. 3–9.
9. *Physical simulation of thermomechanical treatment employing Gleeble 3800 simulator* / R. Kuziak // *15th Intern. Metallurg. & Material conf., METAL 2006* (23–25.05.2006, Červený zámek, Hradec nad Moravicí). — Hradec nad Moravicí, 2006. — P. 1–9.
10. *Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю.* Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей // *Автомат. сварка.* — 2008. — № 3. — С. 31–34.
11. *Черепин В.Т.* Экспериментальная техника в физическом металловедении. — Киев: Техніка, 1968. — 280 с.
12. *Влияние распределения и размеров частиц модификатора на эффективность его действия в расплаве* / А.И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // *Вісник приазов. держ. техн. ун-ту.* — Маріуполь, 2011. — Вип. 23. — С. 131–138.
13. *Модифицирование расплава дисперсными частицами с учетом их разброса по размерам* / А.И. Троцан, В.В. Каверинский, И.Л. Бродецкий, Я.П. Карликова // *Там само.* — Маріуполь, 2011. — Вип. 22. — С. 144–150.
14. *Григоренко Г.М., Костин В.А.* Прогнозирование температур фазовых превращений в высокопрочных низколе-



- гированных сталях // Современ. электрометаллургия. — 2013. — № 1. — С. 33–39.
15. *Kuh Xu*. Multiphase particle-size-grouping model of precipitation and its application to thermal processing of microalloyed steel // Dissertation for the degree of Doctor

of Philosophy in Mechanical Engineering in the Graduate College of the University of Illinois at Urbana-Champaign, 2012. — 224 p. // https://www.ideals.illinois.edu/bitstream/handle/2142/42236/Kun_Xu.pdf.

The paper presents the results of studying cast structure of high-strength low-alloyed steel 14KhGNDTs, at addition of nanopowder particles of inoculators of different compounds, namely oxides, carbides and nitrides (TiC , TiN , SiC , VC , NbC , TiO_2 , Al_2O_3 , MgO , ZrO_2) to its metal melt. Investigations were performed on a physical model, in which the metal was premelted by plasma of electric arc running in $\text{Ar} + \text{CO}_2$ shielding gases. Investigations showed the effectiveness of application of inoculators of titanium (TiO_2) and zirconium (ZrO_2) oxides, that provided high values of ultimate strength (708 and 621 MPa) and impact toughness KCV_{-20} (60 and 72.9 J/cm²) of ingot metal, as a result of formation of bainite and acicular structures. Gleeble 3800 system for thermal cycle simulation enables optimization of the procedure of determination of phase transformation temperatures with application of colour masking method and correlating the temperature ranges of bainite and martensite transformation, quantity of structural components and type of applied inoculator. 15 References, 4 Tables, 7 Figures.

Key words: *electric-arc welding; weld metal ingot; nanopowder inoculators; austenite decomposition diagram; microstructure*

Поступила 24.02.2015

ИЗДАТЕЛЬСКИЙ ДОМ «ПАТОН»

www.patonpublishinghouse.com

СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ / Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьянченко. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с. Мягкий переплет, 165x235 мм.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являются в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности. Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, занимающимися исследованиями в этой области.

Сборники в печатном и электронном виде можно заказать в редакции журнала «Современная электрометаллургия»





МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ГІДРОДИНАМІЧНИХ ТА ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ПРИ ВИРОЩУВАННІ КРИСТАЛІВ ІЗ РОЗПЛАВУ

В.Ф. Демченко¹, О.П. Федоров², І.В. Шуба¹, Ю.А. Асніс¹, А.Б. Лісний³

¹Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Інститут космічних досліджень НАН України та Державного космічного агентства України.

03680, м. Київ, просп. Академіка Глушкова, 40, корп. 4/1. E-mail: ikd@ikd.kiev.ua

³ISF – Welding and Joining Institute, RWTH – Aachen University.

52062, Aachen, Pontstr., 49. E-mail: office@isf.rwth.aachen.de

Запропонована математична модель теплових і гідродинамічних процесів при вирощуванні кристалів методом безтигельної електронно-променевої плавки та за схемою Бріджмена. В якості препаратів для формування кристалів розглядаються кремній (метод плаваючої зони) та прозора речовина суцїнонітрил (схема Бріджмена). Математична модель ґрунтується на повній системі рівнянь руху в'язкої нестисливої рідини та рівнянні конвективно-кондуктивного переносу енергії в осесиметричному наближенні. В моделі враховуються наступні силові фактори, що спричинюють рух розплаву: підйомна сила Архімеда; термокапілярна сила Маранґоні; вібрація елементів технологічного обладнання. Методом математичного моделювання проведено порівняльний аналіз гідродинамічних і теплових процесів при вирощуванні кристалів за схемою Бріджмена та методом зонної плавки. Вивчені особливості гідродинамічного стану розплаву при формуванні кристалів в земних умовах та в умовах мікрогравітації як за відсутності вібраційних збурень, так і при накладанні аксіальної вібрації по гармонічному закону. Показано, що технологічні процеси вирощування кристалів із розплаву є особливо чутливими до вібраційних збурень у тому разі, коли сумарне прискорення (фонове + вібраційне) змінює знак впродовж одного періоду вібрації. У такому випадку можлива релей-тейлорівська втрата стійкості руху рідкої фази, яка неминуче виникає при вирощуванні кристалу за схемою Бріджмена в умовах невагомості. Вібрація невисокої інтенсивності може слугувати знаряддям для пригнічення вторинних вихорів поблизу фронту кристалізації при вирощуванні кристалів в земних умовах як методом зонної плавки, так і методом Бріджмена. Результати розрахунків порівнюються з окремими експериментальними даними. Бібліогр. 13, табл. 1, іл. 8.

Ключові слова: вирощування кристалів; зонна плавка; схема Бріджмена; гідродинаміка; вібрація; мікрогравітація; математичне моделювання

Вступ. Гідродинамічні процеси, що перебігають в рідкій фазі при вирощуванні кристалів із розплавів, суттєво впливають на комплекс фізико-хімічних властивостей кристалічних матеріалів. Рух розплаву в різних технологічних схемах вирощування кристалів обумовлюється дією об'ємних і поверхневих сил. В якості об'ємної сили зазвичай виступає підйомна сила Архімеда, яка залежить від теплового стану рідкої фази та величини прискорення, що діє на розплав. До гравітаційного прискорення можуть додаватися також вібраційні прискорення, які виникають в результаті вібрації елементів технологічного обладнання або за рахунок створення примусових вібрацій, які використовуються як один із засобів керування процесом кристалізації. Особливий інтерес до проблеми впливу вібрації на гідродинаміку розплаву був викликаний експериментами по вирощуванню кристалів в умовах мікрогравітації, коли на фоні близької до нуля сили тяжіння вібраційні прискорення суттєво впливають на гідродинаміку рідкої фази [1–3].

Характерна відмінність вібраційних прискорень від фонового прискорення сили земного тяжіння полягає у тому, що вібраційні прискорення є різнополярними, тобто змінюють напрям на протязі одного періоду вібрації. Інтерес до проблеми впливу вібрації на формування кристалічних матеріалів не обмежується лише космічними додатками. Принципово важливим видається з'ясування умов ефективного використання вібраційного впливу як технологічного засобу управління процесом твердіння. У ряді робіт [4–7] теоретично і експериментально продемонстрована можливість управління процесами тепломасопереносу в розплаві шляхом накладення низькочастотних вібрацій на матеріал, що кристалізується. При вирощуванні кристалів методом безтигельної зонної плавки наряду із дією об'ємної сили гравітаційного чи вібраційного походження на вільній поверхні розплаву виникає термокапілярна поверхнева



сила Марангоні, яка в умовах невагомості може слугувати одним із визначальних силових факторів, що обумовлюють структуру і інтенсивність гідродинамічних потоків в рідкій фазі.

Предметом цього дослідження є порівняльний аналіз теплової і гідродинамічної обстановки при вирощуванні кристалів за схемою Бріджмена і методом зонної плавки в земних умовах і на борту космічного апарату за наявності вібраційного впливу на розплав і без нього. Застосовувалися методи математичного моделювання, результати порівнювали з експериментальними даними, отриманими авторами для прозорої модельної речовини — сукцінонітрилу (метод Бріджмена), а також кремнію (метод плаваючої зони).

Технологічні схеми цих процесів показані на рис. 1. При зонній плавці (рис. 1, а) в зразку 1 за допомогою нагрівача 2 формується розплавлена зона 3, яка, переміщуючись разом з нагрівачем вздовж твірної зразка, забезпечує плавлення заготовки та кристалізацію розплаву. У методі Бріджмена (рис. 1, б) плавлення і кристалізація розплаву 3 здійснюється за допомогою градієнтного пристрою, який складається з нагрівача 5, холодильника 8 і розташованого між ними теплоізолюючого шару 7. Нагрівач при зонній плавці і градієнтний пристрій у схемі Бріджмена переміщуються із заданою швидкістю v стосовно зразка так, як показано на рис. 1.

Математична модель. В осесиметричному наближенні сумісний конвективно-кондуктивний переніс енергії в системі кристал–розплав описується рівнянням

$$c\rho\left(\frac{\partial T}{\partial t} + V_r \frac{\partial T}{\partial r} + V_z \frac{\partial T}{\partial z}\right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \times \left(r\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial r}\right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda(T) \frac{\partial T}{\partial z}\right), \quad r, z \in \Omega, \quad (1)$$

де T — температура; $\vec{V} = \{V_r, V_z\}$ — вектор швидкості руху розплаву; c, ρ, λ — теплофізичні властивості матеріалу; $\{r, z\}$ — циліндричні координати. Рівняння (1) інтегрується в прямокутнику $\Omega = \{0 < r < L, 0 < z < R\}$, який охоплює розплав, кристал і заготовку. При моделюванні схеми Бріджмена в розрахункову область включається також стінка ампули. Сформулюємо граничні умови. При $r = 0$ має місце симетрія температурного поля

$$\left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=0} = 0, \quad (2)$$

а при $r = R$ — умова теплообміну кристалу з нагрівачем і навколишнім середовищем

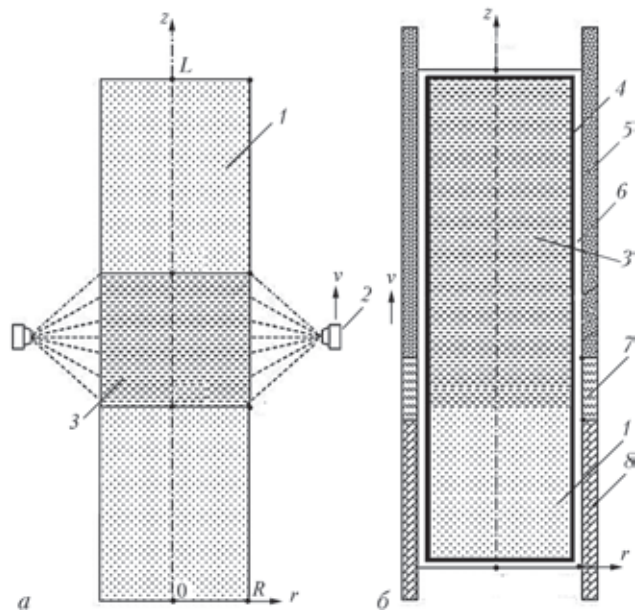


Рис 1. Схеми вирощування кристалів методом зонної плавки (а) і методом Бріджмена (б)

$$\lambda \left.\frac{\partial T}{\partial r}\right|_{r=R} = q(z, t) + \alpha(z, t) \times \left[T(R, z, t) - T_h(z, t)\right] - \varepsilon \sigma_0 (T^4(R, z, t) - T_c^4), \quad (3)$$

де $q(z, t)$ — щільність теплового потоку, який надходить до поверхні зразка від зовнішнього нагрівача (рис. 1, а); $\alpha(z, t)$ — коефіцієнт теплопередачі між стінкою ампули 4 і нагрівачем 5 (холодильником 8); $T_h(z, t)$ — температура нагрівача (холодильника); ε — ступінь чорноти; σ_0 — постійна Стефана–Больцмана; T_c — температура зовнішнього середовища. У схемі Бріджмена приймається до уваги лише теплопередача через газову щілину 6. Коефіцієнт теплопередачі α розраховувався як величина зворотна термічному опору газового зазору, а на границі з ізолятором коефіцієнт теплопередачі α покладался рівним нулю. Залежність характеристик T_h, q і α від часу t і аксіальної координати z обумовлена переміщенням нагрівача вздовж твірної зразка. При моделюванні процесів переносу енергії в схемі Бріджмена рівняння (1) інтегрується в прямокутнику $\Omega = \{0 < r < R, 0 < z < L\}$, який охоплює розплав, кристал і заготовку, що плавиться. В розрахункову область включається також стінка ампули. Останнє пов'язано з тим, що коефіцієнт теплопровідності скляної ампули є суттєво вищим за теплопровідність препарату сукцінонітрил, а тому тепловий потік через стінку ампули є вагомою складовою в енергетичному балансі градієнтного пристрою. Процес зонної плавки здійснюється у вакуумній камері. При цьому розплавлена зона утримується силами по-



верхнього натягу, а в якості джерела енергії використовується кільцевий електронно-променевий нагрівач. Вважається, що на торцевих поверхнях зразка теплообмін з навколишнім середовищем відсутній:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} = 0, \quad \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=L_z} = 0. \quad (4)$$

На фронтах кристалізації і плавлення формуються умови ідеального контакту між рідкою і твердою фазами, оскільки при швидкостях кристалізації 1...10 мкм/с виділенням прихованої теплоти можна знехтувати, порівнюючи із питомими тепловими потоками кондуктивного переносу енергії. При моделюванні схеми Бріджмена в початковий момент часу $t = 0$ задається початкове положення системи нагрівач–ізолятор–холодильник, а в схемі плаваючої зони — положення нагрівача відносно твірної зразка.

Гідродинамічні процеси в розплаві описуються системою рівнянь Нав'є–Стокса в наближенні Буссінеска:

$$\frac{\partial V_r}{\partial t} + V_r \frac{\partial V_r}{\partial r} + V_z \frac{\partial V_r}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial r} + \nu \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial V_r}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 V_r}{\partial z^2} - \frac{V_r}{r^2} \right); \quad (5)$$

$$\frac{\partial V_z}{\partial t} + V_r \frac{\partial V_z}{\partial r} + V_z \frac{\partial V_z}{\partial z} = -\frac{1}{\rho} \frac{\partial P}{\partial z} + \nu \left(\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial V_z}{\partial r} \right) + \frac{\partial^2 V_z}{\partial z^2} \right) + F_z; \quad (6)$$

$$\frac{\partial V_z}{\partial z} + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r V_r) = 0, \quad (7)$$

де P — тиск; ν — коефіцієнт кінематичної в'язкості; $F_z = g \beta_T T$ — підйомна сила Архімеда; $g = g(t)$ — прискорення; β_T — коефіцієнт об'ємного розширення розплаву. Рівняння (5)–(7) інтегруються в області, яка визначається поточною формою фронтів плавлення і кристалізації. На твердих границях області задаються умови прилипання і непроникнення, а при $r = 0$ — умова симетрії поля швидкостей. У схемі зонної плавки будемо вважати вільну поверхню такою, що не деформується і тоді граничні умови на цій поверхні можна записати у вигляді:

$$V_r|_{r=R} = 0; \quad \nu \left. \frac{\partial V_r}{\partial z} \right|_{r=R} = -\frac{1}{\rho} \beta_\sigma \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=R}, \quad (8)$$

де $\beta_\sigma = d\sigma/dT$, $\sigma = \sigma(T)$ — коефіцієнт поверхневого натягу. Прискорення $g = g(t)$ представимо у вигляді суми $g(t) = g_0 + g_v(t)$, де g_0 — фонове; $g_v(t)$ — вібраційне прискорення. Будемо вважати, що вібраційні коливання здійснюються уздовж осі ампуди і є гармонічними, так що $g_v(t) = -4A\pi^2\omega^2 \sin 2\pi\omega t$, де ω — частота; A — амплітуда коливань. Амплітуда вібраційного прискорення $g_v^{(A)}$ визначається наступним чином: $g_v^{(A)} = 4A\pi^2\omega^2$. Звідси випливає, що вібраційні прискорення прямо пропорційні амплітуді коливань і квадратично залежать від частоти вібрації. Ця закономірність справедлива для довільного закону періодичних коливань, які зумовлюють вібраційні прискорення. В залежності від амплітуди і частоти вібраційних коливань амплітуда вібраційних прискорень може бути як меншою, так і більшою за фонове прискорення g_0 . В останньому випадку сумарне прискорення $g(t)$ на протязі одного періоду вібрації двічі змінює знак. Остання обставина, на яку дослідники раніше не звертали уваги, є суттєвою, оскільки зміна знаку вібраційного прискорення може викликати нестійкість руху розплаву по типу релей-тейлоровської нестійкості. Тому в цій роботі при проведенні обчислювальних експериментів з впливу вібрації на гідродинаміку розплаву окремо розглядалися два діапазони віброприскорень, в яких відповідно: сумарне прискорення $g(t)$ залишається знакопостійним ($g_v^{(A)} < g_0$); $g(t)$ змінює знак ($g_v^{(A)} > g_0$) протягом одного циклу вібрації. Ведемо поняття коефіцієнта k вібраційного підсилення фонового прискорення, визначивши його наступним чином $k = \frac{g_v^{(A)}}{g_0}$. Згідно цього означення коефіцієнт k вказує у скільки разів амплітуда вібраційного прискорення перевищує фонове прискорення. Очевидно, що величина сумарного прискорення змінює знак при $k > 1$.

Виконаємо деякі числові оцінки. При фіксованій амплітуді A коливань платформи частота коливань, яка забезпечує задану величину коефіцієнта вібраційного підсилення, може бути розрахована за формулою $\omega = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{kg}{A}}$. Розрахункові дані стосовно частот вібрації ω_3 і ω_m , які відповідають різним значенням коефіцієнта k для двох величин амплітуд вібраційних коливань $A = 0,1$, $A = 0,05$ см та двох значень фонового прискорення ($g_0 = 9,8$ м/с² — прискорення земного тяжіння і $g_0 = 10^{-2}$ м/с² — прискорення мікрогравітації) наведені в таблиці.

Як випливає із таблиці, в земних умовах при частотах вібрації в діапазоні до 50 Гц можна досягти широкого спектру величин вібраційних при-



Залежність коефіцієнта вібраційного підсилення фонового прискорення від амплітуди та частоти вібрації

k	$A, \text{см}$			
	0,05		0,1	
	$\omega_3, \text{Гц}$	$\omega_m, \text{Гц}$	$\omega_3, \text{Гц}$	$\omega_m, \text{Гц}$
0,25	11,14652	0,356063	7,88178	0,251774
0,5	15,76356	0,503548	11,14652	0,356063
0,75	19,30634	0,616718	13,65164	0,436086
1,0	22,29304	0,712125	15,76356	0,503548
2,0	—	—	22,29304	—

скорень, у тому числі і таких, які суттєво перевищують фонове прискорення земної гравітації. Це відкриває експериментальну можливість імітації в земних умовах дії вібраційних збурень, подібних тим, які мають місце при орбітальному польоті.

Результати чисельних експериментів. Метод плаваючої зони. Теплові та гідродинамічні процеси при зонній плавці вивчалися при переплаві зразка кремнію зі швидкостями протяжки джерела електронно-променевого нагріву $v = 1 \dots 10$ мкм/с. Розподіл щільності теплового потоку на поверхні зразка задавався відповідно до експериментальних даних роботи [8], отриманих методом розрізного анода. Чисельний розв'язок задачі, описаний рівняннями (1)–(8), знаходився за допомогою сумісного лагранжево-ейлерового методу [9, 10]. Обчислювальними експериментами встановлено, що висота розплавленої зони визначається потужністю електронно-променевого нагріву і практично не залежить від швидкості v переміщення джерела нагріву у вказаному діапазоні. Останнє пояснюється малими значеннями теплового критерію Пекле, розрахованого за значеннями v . Висота розплавленої зони на боковій поверхні зразка становить 10 мм, що з точністю до 5 % збігається з висотою, виміряною експериментально. На рис. 2 показані температурні поля і поля швидкостей руху розплаву при вирощуванні монокристала кремнію методом плаваючої зони в земних умовах і в умовах малої гравітації $g_0 = 10^{-2} \text{ м/с}^2$.

У земних умовах рух розплаву формується переважно під впливом сили Архімеда (рис. 2, а). На вільній поверхні виникає висхідний потік, який поблизу фронту плавлення розвертається в радіальному напрямку, утворюючи тороїдальний вихор (схематично показаний великими стрілками на збільшеному фрагменті розплавленої зони), центр якого зміщений до фронту плавлення. У земних умовах найбільша швидкість течії $\max |\vec{V}| = 0,03 \text{ м/с}$ спостерігається на вільній поверхні в зоні максимального тепловиділення електронного променя.

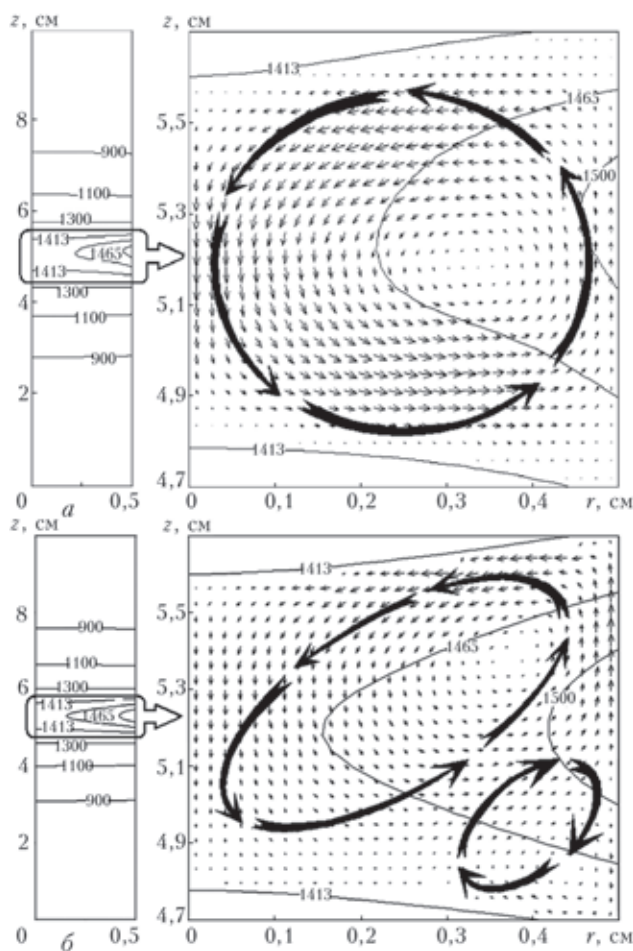


Рис. 2. Температурне поле і плин розплаву при формуванні монокристалу кремнію методом плаваючої зони: а — земні умови; б — мікрогравітація

Рух рідкого кремнію в умовах малої гравітації і відсутності вібрації формується за рахунок конкурентної взаємодії термогравітаційної і термокапілярної сил, внаслідок чого в розплавленій зоні поблизу фронту кристалізації утворюється вторинний вихор (рис. 2, б). В цьому випадку максимальна швидкість руху розплаву знижується на два порядки, висота розплавленої зони зменшується на 5 % і утворюється більш опуклий фронт кристалізації. Якщо нагрівач переміщувати у напрямку дії фонового прискорення, то вторинний вихор локалізується поблизу фронту плавлення, завдяки чому слід очікувати підвищену фізичну однорідність кристалу, що вирощується.

Під постійною часу гідродинамічного процесу будемо розуміти час, необхідний для перебудови течії з одного усталеного стану в інший. Для чисельної оцінки постійної часу величина фонового прискорення миттєво змінювалася з 10^{-2} до $5 \cdot 10^{-2} \text{ м/с}^2$. Розрахунками встановлено, що при зонній плавці постійна часу τ_g складає величину порядку 1 с. При частотах вібрації, для яких період τ одного циклу вібрації є порівнянним з τ_g , вібраційні збурення приводять до істотної зміни гідродинамічних по-

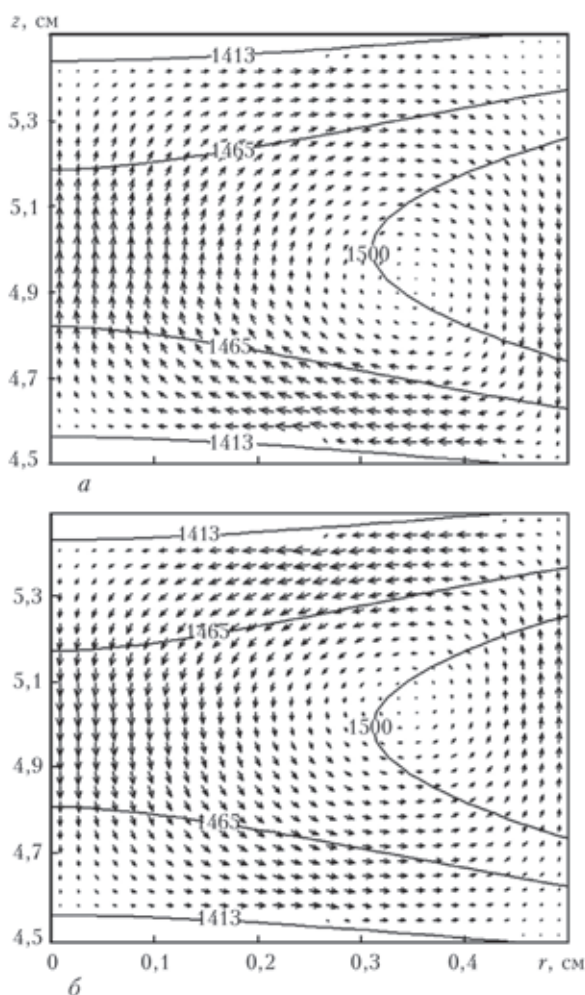


Рис. 3. Циркуляція розплаву кремнію в умовах малої гравітації: *а* — початок періоду вібрації; *б* — середина періоду

токів в розплавленій зоні. На рис. 3 наведені поля швидкостей руху розплаву кремнію при вирощуванні кристала методом плаваючої зони в умовах зниженої гравітації $g_0 = 10^{-2} \text{ м/с}^2$ при частоті вібрації $\omega = 0,2 \text{ Гц}$ і максимальній величині вібраційно-

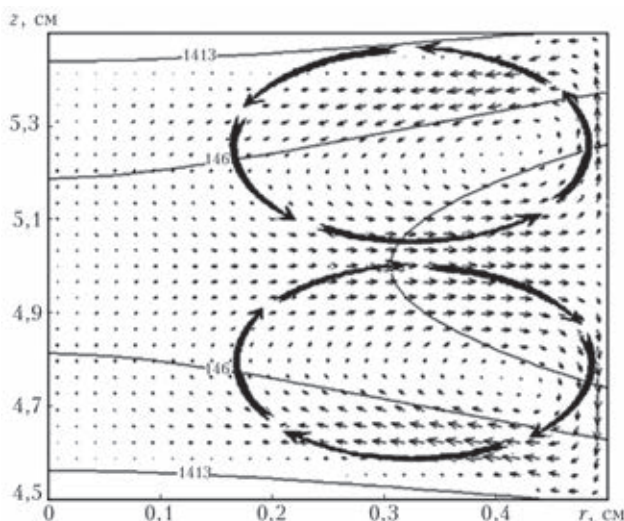


Рис. 4. Потоки розплаву при формуванні кристала кремнію методом зонної плавки в умовах мікрогравітації при частоті вібрації 10 Гц

го прискорення $0,04 \text{ м/с}^2$. При цій частоті $\tau \gg \tau_{g_0}$, внаслідок чого протягом одного періоду вібрації напрямок циркуляції вихору змінюється на протилежний. При більш високій частоті вібрації $\omega > 10 \text{ Гц}$ в умовах невагомості утворюється стаціонарний двоконтурний режим течії розплаву, аналогічний тому, який має місце за відсутності вібрації (рис. 4). Така структура потоків розплаву зумовлена дією поверхневої термогравітаційної сили Марангоні на вільній поверхні розплаву, яка направлена в протилежні сторони від її теплового центру.

Метод Бріджмена. Обрана схема методу Бріджмена (рис. 1, *б*) відповідає лабораторній установці, на якій виконувалися натурні експерименти. Числові значення параметрів, що входять в математичне описання, вибиралися наступними: $R = 7,5 \text{ мм}$, довжина нагрівача 100 мм, довжина ізолятора 10 мм, довжина холодильника 20 мм, температура нагрівача 85°C , температура холодильника 15°C . Термодинамічні і транспортні властивості сукцинонітрила вибиралися згідно даних робіт [11, 12].

Найбільший інтерес являють потоки розплаву поблизу фронту кристалізації, бо саме вони визначають стійкість росту кристалу і його морфологію. На рис. 5, *а* показані розрахункові лінії струму в

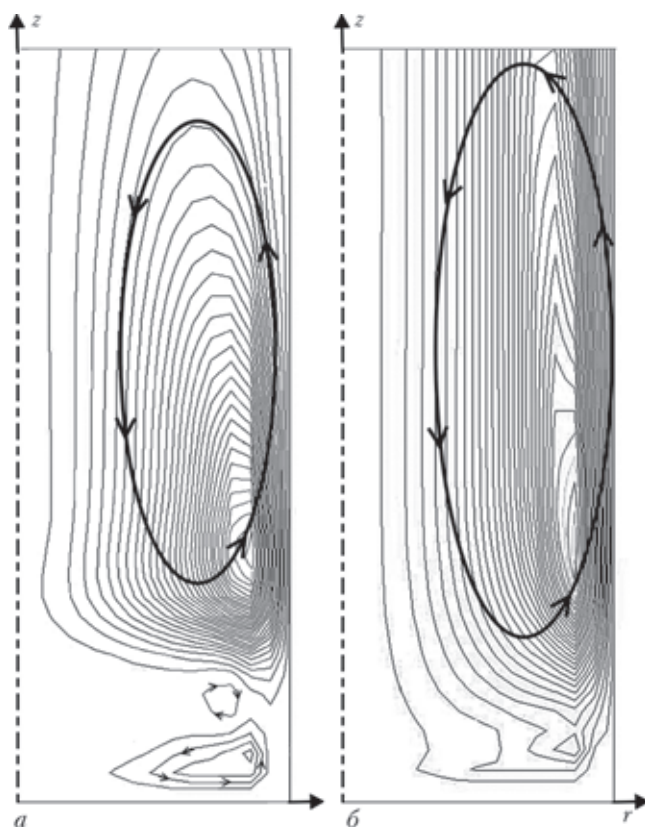


Рис. 5. Структура потоків розплаву в земних умовах вирощування кристалу сукцинонітрила методом Бріджмена: *а* — без вібрації; *б* — з вібрацією



розплаві до початку вібрації (земні умови вирощування), великими стрілками на цьому і наступних рисунках показано напрямок циркуляції вихорів. Внаслідок дії підйомної сили в рідкій фазі утворюється глобальна вихрова течія: поблизу стінки нагрівача розплав піднімається до верху ампули, а в осевій частині ампули формується низхідний потік, спрямований до фронту кристалізації. При гальмуванні потоку розплаву поблизу фронту кристалізації формуються нестійкі слабоінтенсивні вторинні вихори, які періодично руйнуються і виникають знову. Виявлені в розрахунках нестационарні вторинні вихори спостерігали в експериментальній установці Бріджмена. Для цього в розплав сукцінонітрила вводилися маркери — спори лікоподію, рух яких фіксувався відеокамерою, розташованою в торці ампули. Маркери, які переміщувалися в розплаві, можна розділити на дві групи. У першій із них частинки переміщувалися по усьому об'єму розплаву, що відповідає циркуляції розплаву в глобальному вихровому потоці. Інша група маркерів здійснювала коливальні рухи поблизу фронту кристалізації, що може свідчити про існування вторинних вихорів, виявлених чисельним моделюванням. Спрощена експериментальна схема з відеокамерою в торці ампули не дає можливості отримати кількісні дані про швидкості потоків, однак характер руху частинок поблизу фронту свідчить про нестационарний характер руху розплаву і існування кількох контурів циркуляції поблизу фронту кристалізації.

При накладенні вібрації з частотою 11 Гц при $A = 0,1$ см і $k = 0,5$ вже на першому вібраційному циклі вторинні вихори, що утворилися до початку вібрації, руйнуються і формується одноконтурна схема циркуляції розплаву, яка підтримується в процесі подальших циклів вібрації (рис. 5, б). При цьому центр глобального вихору зміщується ближче до стінки ампули, а швидкості потоків в осевій зоні розплаву істотно слабшають. З цією обставиною пов'язано зникнення осцилюючих вторинних вихорів поблизу фронту кристалізації. Таким чином, при певних параметрах примусова вібрація може слугувати як регуляризатор гідродинамічних потоків в розплаві.

Натурними і обчислювальними експериментами встановлено, що максимальна деформація фронту кристалізації внаслідок вібрації не перевищує 1 мм. Це обумовлено низькими значеннями коефіцієнта теплопровідності сукцінонітрилу і, відповідно, великою величиною постійної за часом процесу переносу тепла по кондуктивному механізму (3 хв), що на порядок перевершує період вібрації. Характерний розподіл темпера-

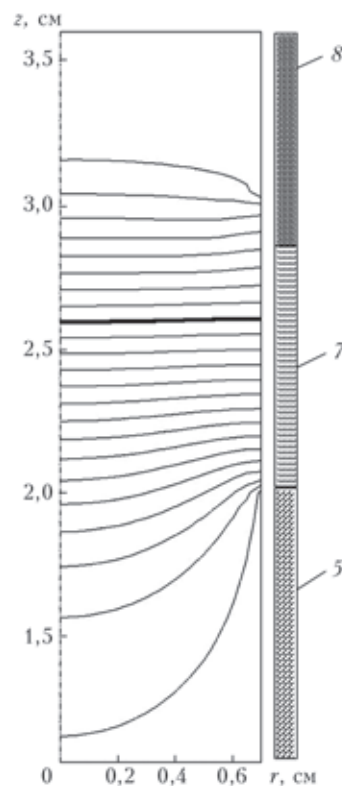


Рис. 6. Температурне поле в препараті, що кристалізується за схемою Бріджмена: 5, 7, 8 — див. на рис. 1, б

тури в препараті показано на рис. 6 де наведені ізотерми температурного поля з кроком в три градуси. Виділена лінія відповідає ізотермі кристалізації $T_{кр} = 85$ °C.

Якісно інша картина виникає при накладанні вібрації за відсутності гравітації. На рис. 7 представлені картини ліній струму в різні часи першого півперіоду вібраційного циклу при $\omega = 1$ Гц, $A = 0,1$ см. При зміні знаку віброприскорення в нижній частині розплаву зароджується вихор, що циркулює в напрямку протилежному напрямку обертання глобального вихору, який існував до зміни знаку віброприскорення. Новоутворений вихор поступово витісняє в верхню частину ампули первісний вихор аж до повного його зникнення. У другому півперіоді вібраційного циклу виникає аналогічний нестационарний плин рідкої фази, але з протилежним напрямом обертання новоутвореного вихору, який у такому випадку зароджується у верхній частині ампули. Досить кількох десятків циклів вібрації, щоб встановився періодичний режим течії розплаву. Описаний вплив вібрації на гідродинаміку розплаву є проявом квазістационарної релей-тейлорівської нестійкості руху рідкої фази в умовах неоднорідного розподілу температури і, відповідно, щільності розплаву в його об'ємі. Обчислювальним експериментом встановлено, що подібні гідродинамічні осциляції роз-

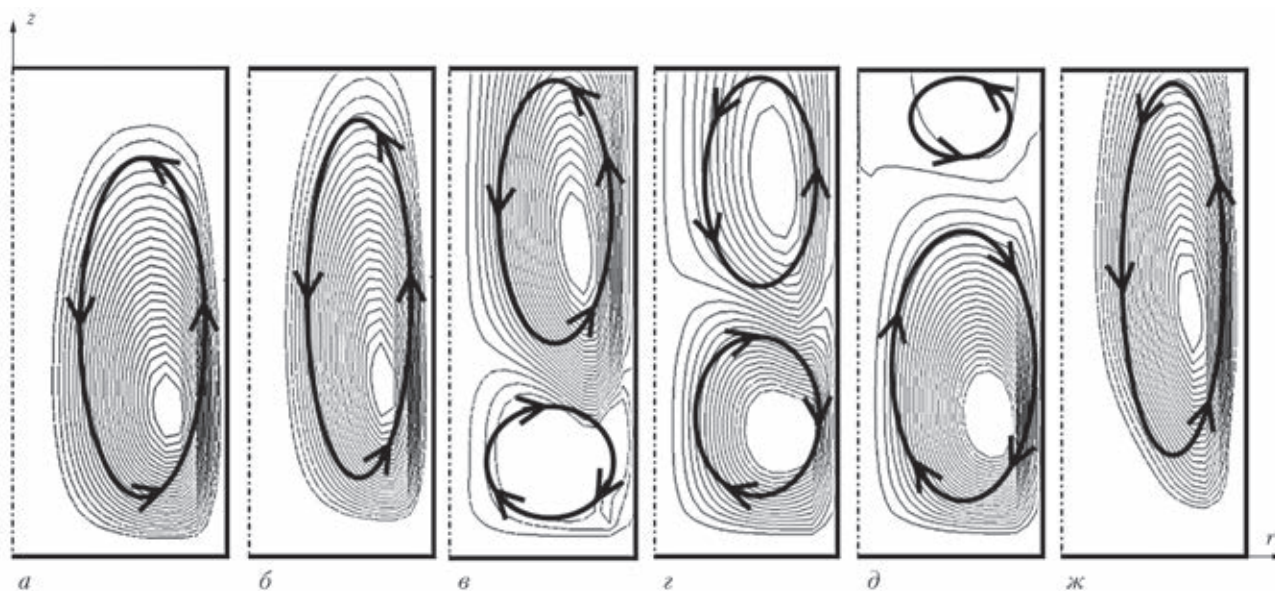


Рис. 7. Ізоліїні функції струму в різні моменти часу першого півперіоду вібраційного циклу при вирощуванні кристалу за схемою Бріджмена в умовах невагомості при частоті вібрації 1 Гц та величинах вібраційного прискорення g_v , $\text{см}/\text{с}^2$: а — 3,9; б — 1,4; в — -0,6; г — -1,6; д — -3,2; ж — -3,9

плаву продовжують підтримуватися в діапазоні частот вібрації до 20 Гц.

Інакше формуються нестационарні гідродинамічні структури при вирощуванні кристалу сульфатнітрилу за схемою Бріджмена в земних умовах за наявності вібрації з коефіцієнтом вібраційного підсилення прискорення земного тяжіння більшим за одиницю. При $A = 0,1$ см, $\omega = 22,29$ Гц згідно таблиці коефіцієнт вібраційного підсилен-

ня дорівнює 2. За таких параметрів вібрації максимальні і мінімальні значення сумарного прискорення відповідно складають $-g_0$ і $3g_0$ ($g_0 = 9,8$ м/с² — прискорення сили земного тяжіння), тобто сумарне прискорення змінює знак на протязі одного вібраційного циклу і створюються умови для виникнення релей-тейлорівської нестійкості течії розплаву. На рис. 8, а–д послідовно показані картини ліній струму в розплаві в різні часи одного

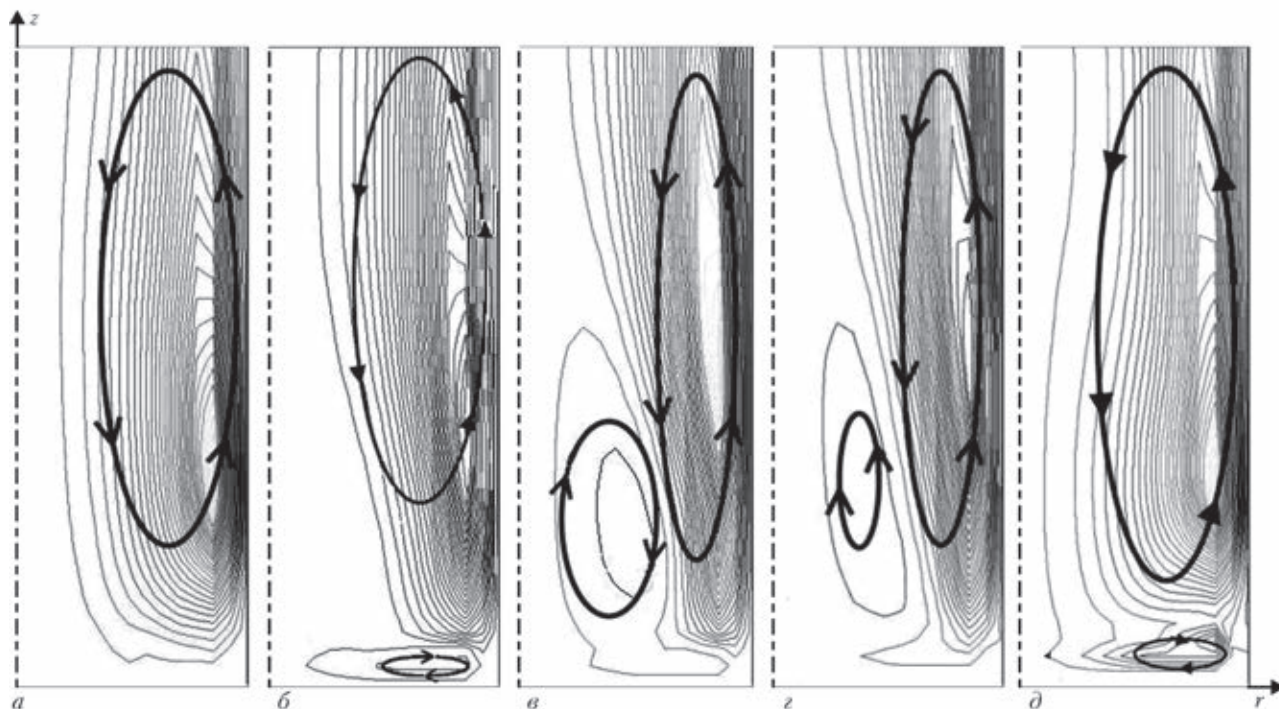


Рис. 8. Ізоліїні функції струму в різні моменти часу одного вібраційного циклу при вирощуванні кристалу за схемою Бріджмена в земних умовах при частоті вібрації 22,29 Гц: а — $t = 0$, $g_v^{(A)} = 0$; б — $t = 7,5$ мс, $g_v^{(A)} = -g_0$; в — $t = 15$ мс, $g_v^{(A)} = 0$; г — $t = 18,7$ мс, $g_v^{(A)} = g_0$; д — $t = 30$ мс, $g_v^{(A)} = 3g_0$



періоду вібрації (час відліковується від початку періоду). За відсутності вібраційного прискорення (рис. 8, а) картина ліній струму якісно така ж як на рис 4, б. При від'ємному сумарному прискоренні (рис. 8, б) в нижній частині розплаву утворюється вторинний вихор, який за інерцією продовжує існувати і при додатних величинах сумарного прискорення (рис. 8, в, г). Утворення вторинного вихору зумовлено релей-тейлорівською нестійкістю руху рідкої фази. Наведені результати обчислювальних експериментів можна інтерпретувати таким чином, що інтенсивні вібрація з коефіцієнтом вібраційного підсилення більшим за одиницю може негативно позначитися на фізичній і хімічній однорідності кристалу, що вирощується.

Обговорення результатів досліджень. У даній роботі співставлені гідродинамічні потоки при вирощуванні кристалів двома методами, які в даній час розглядаються як найбільш перспективні для орбітальних експериментів — метод Бріджмена і метод плаваючої зони. Порівняльний аналіз отриманих розрахункових даних показує, що принципові відмінності цих методів у формуванні потоків розплаву як за наявності вібраційних впливів, так і без них пов'язані з різною тепловою обстановкою в рідкій фазі. У схемі Бріджмена температура розплаву монотонно зростає вздовж аксіальної координати від температури кристалізації до температури нагрівача, зберігаючи незмінним знак температурного градієнта. Внаслідок цього при вирощуванні кристалу за схемою Бріджмена в умовах невагомості виникає нестійкість течії розплаву по типу релей-тейлорівської. Аналогічний, хоча і менш виражений ефект проявляється також і в земних умовах вирощування, якщо накласти вібрацію з $k > 1$ (рис. 8).

В методі зонної плавки тепловий центр розташований симетрично по відношенню до фронтів плавлення і кристалізації, які обмежують рідку ванну. Завдяки цьому за наявності вібраційних збурень циркуляція розплаву зберігає стійкість, а вплив вібрації на течію розплаву в умовах невагомості обмежується періодичною зміною напрямку обертання вихору. Таким чином, метод плаваючої зони є менш чутливим до вібраційних збурень.

Вкажемо ще на одну особливість дії вібрації на течію рідкої фази при вирощуванні кристалів із розплаву. В земних умовах вирощування сумарне прискорення $g(t)$ як функція часу є асиметричним відносно нуля, а середнє за один період вібрації сумарне прискорення співпадає із g_0 . Тому вплив вібраційних прискорень на циркуляцію розплаву є обмеженим навіть тоді, коли $k > 1$. В умовах

невагомості $g_0 = 0$, тому в схемі Бріджмена дія вібраційних прискорень неминуче призводить до релей-тейлорівської нестійкості руху рідкої фази при невисоких частотах вібрації. Навпаки, при високій частоті вібрації, за якої $\tau_g \gg \tau$, через інерцію гідродинамічних процесів рідка фаза не встигає реагувати на вібраційні збурення і течія розплаву стає близькою до тієї, яка має місце за відсутності вібрації (рис. 4). У цьому випадку рух розплаву при вирощуванні кристалу за схемою Бріджмена в умовах невагомості взагалі стає відсутнім, оскільки різнополярні вібраційні прискорення усереднюються до нуля. Важливою характеристикою, відповідальною за вібраційну чутливість методів вирощування кристалів із розплаву, є постійна за часом гідродинамічного процесу. Величина цього параметру залежить від фізичних властивостей розплаву і в першу чергу — від в'язкості, а також від лінійних розмірів рідкої фази і її теплового стану. Таким чином можна стверджувати, що чим менша постійна за часом гідродинамічного процесу, тим більш чутливою до вібраційних збурень стає гідродинаміка розплаву.

Розглянуті випадки накладання вібрації показують принципову можливість застосування вібрації для придушення нерегулярності потоків поблизу фронту кристалізації. Такого роду потоки впливають не тільки на макроскопічний розподіл домішок, а й на міросегрегаційну структуру. Відомо, що умисне втручання в розподіл домішок перед фронтом кристалізації є ефективним засобом управління структурою і структурно-чутливими властивостями кристалічного матеріалу [13]. Наступні кроки в цьому напрямку повинні враховувати варіативність напрямку вектора мікротяжіння, тривимірне моделювання та співставлення з реальною картиною твердіння на прозорих моделях.

Висновки

1. При аналізі чутливості гідродинамічних процесів в рідкій фазі до вібрації слід окремо розглядати два характерних випадки параметрів вібрації, при яких: сумарне прискорення (фонове + вібраційне) є знакопостійним; сумарне прискорення змінює знак протягом одного періоду вібрації. В останньому випадку можливе виникнення нестійкості течії розплаву по типу релей-тейлорівської, що є ймовірною причиною негативних результатів космічних експериментів з вирощування кристалів за схемою Бріджмена в умовах мікрогравітації.

2. Метод зонної плавки є менш чутливим до вібраційних збурень у порівнянні зі схемою Брідж-



жмена, що обумовлено аксіальною симетрією температурного поля розплаву при формуванні кристалу методом плаваючої зони.

3. При вирощуванні кристалів методом Бріджмена поблизу фронту кристалізації можливо утворення нестійких вторинних вихорів, які негативно впливають на фізичну і хімічну однорідність кристалічного матеріалу. В земних умовах вирощування примусова вібрація з коефіцієнтом вібраційного підсилення меншим за одиницю може слугувати засобом придушення вторинних вихорів.

1. *Плавление, кристаллизация и фазообразование в невесомости* / Л.И. Иванов, В.С. Земсков, В.Н. Кубасов и др. — М.: Наука, 1979. — 256 с.
2. *Земсков В.С., Раухман М.Р., Шалимов В.П.* Итоги экспериментов ИМЕТ РАН по выращиванию монокристаллов в условиях полетов космических аппаратов // Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН — 75 лет: Сб. науч. тр. под ред. акад. К.А. Солнцева. — М.: Интерконтакт Наука, 2013. — С. 383–407.
3. *Получение совершенных материалов в космосе* / Б.Е. Патон, Е.А. Аснис, С.П. Заболотин и др. // Космічна наука і технологія. — 2002. — 8, № 5/6. — С. 15–18.
4. *The influence of vibration on hydrodynamics and heat-mass transfer during crystal growth* / A. Fedyushkin, N. Bourago, V. Polezhaev, E. Zharikov // J. of Crystal Growth. — 2005. — 275. — P. 1557–1563.
5. *Подготовка космического эксперимента по выращиванию кристаллов методом направленной кристаллизации в условиях вибрационного воздействия на российском*

сегменте международной космической станции / Е.В. Жариков, И.Х. Аветисов, А.В. Скоренко и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. — 2001. — № 9. — С. 56–62.

6. *Reversing radial segregation and suppressing morphological instability during Bridgman crystal growth by angular vibration* / W.C. Yu, Z.B. Chen, W.T. Hsu et al. // J. of Crystal Growth. — 2004. — 271. — P. 474–480.
7. *Fedoseyev A.I., Alexander J.D.* Investigation of vibrational control of convective flows in Bridgeman melt growth configurations // Ibid. — 2000. — 211. — P. 34–42.
8. *Исследование распределенных характеристик электронного пучка, формируемого кольцевым катодом при электронно-лучевой бестигельной зонной плавке* / В.Ф. Демченко, Е.А. Аснис, А.Б. Лесной и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 3. — С. 20–23.
9. *Ляшко И.И., Демченко В.Ф., Вакуленко С.А.* Вариант метода расщепления уравнений динамики вязкой несжимаемой жидкости на лагранжево-эйлеровых сетках // Доклады АН УССР, серия А. — 1981. — № 7. — С. 43–47.
10. *Демченко В.Ф., Лесной А.Б.* Лагранжево-эйлеровый метод численного решения многомерных задач конвективной диффузии // Доповіді НАНУ. — 2000. — № 11. — С. 71–75.
11. *Chopra M.A., Glicksman M.E., Singh N.B.* Dendritic solidification of Binary alloys // Met. Trans. A. — 1988. — № 19. — P. 3087.
12. *Lee J.T.C., Brown R.A.* Experimental study of the planar to cellular transitions during thin — film directional solidification // Physical Review B. — 1993. — 47, № 9. — P. 4937–4952.
13. *Федоров О.П.* Процессы роста кристаллов: кинетика, формообразование, неоднородности. — Киев: Наук. думка, 2010. — 207 с.

A mathematical model of thermal and hydrodynamic processes at growing crystals by the method of crucibleless electron beam melting and by Bridgeman process was proposed. Silicon (floating zone method) and transparent substance — succinonytryl (Bridgeman process) are considered as preparations for crystal formation. The mathematical model is based on the total system of equations of motion of a viscous incompressible liquid and equation of convective-conductive energy transfer in axisymmetric approximation. The model allows for the following force factors that cause the melt motion: Archimedean lifting force; Marangoni thermocapillary force; vibration of process equipment elements. Mathematical modeling method was used for comparative analysis of hydrodynamic and thermal processes at crystal growth by Bridgeman process and by zone melting method. Peculiarities of the melt hydrodynamic condition at crystal forming on the ground and under microgravity conditions, both in the absence of vibrational disturbances and at superposition of axial vibration by the harmonic law, were studied. It is shown that the technological processes of crystal growing from the melt are especially sensitive to vibrational disturbances in the case, if the total acceleration (background and vibration) changes its sign within one period of vibration. In such a case Raleigh–Taylor instability of liquid phase motion is possible, which inevitably arises at crystal growing by Bridgeman process at zero gravity. Low intensity vibration can be the tool for inhibition of secondary vortices near the solidification front at crystal growing on the ground, both by zone melting, and by Bridgeman process. Calculation results are compared with some experimental data. 13 References, 1 Table, 8 Figures.

Key words: crystal growing; zone melting; Bridgeman process; hydrodynamics; microgravity; mathematical modeling

Надійшла 24.03.2015



УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ МЕТАЛЛА В ПРОЦЕССЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

В.А. Шаповалов, Г.М. Григоренко

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

Показано, что управление структурой металла при кристаллизации крупных слитков ограничено во всех существующих технологиях их получения. Предложен принципиально новый послыйный способ формирования слитков, который позволяет прецизионно управлять структурой и исключить неоднородность в донной и головной частях. Структура получаемого слитка не подвержена влиянию масштабного фактора. Лабораторными экспериментами подтверждена реальность предлагаемого способа. Выплавленный слиток в осевом и радиальном направлении имеет практически однородную структуру. Показана перспектива применения данного способа для получения слитков-заготовок ответственного назначения. Библиогр. 9, ил. 4.

Ключевые слова: *ликвация; кристаллизация; локальное время кристаллизации; скорость кристаллизации; локальная металлическая ванна; процессы специальной электрометаллургии*

Проблема управления структурой металла в процессе кристаллизации слитка всегда была и остается актуальной. Основная технология получения слитка – расплавление, доводка жидкого металла и заливка в изложницу. За последние пятьдесят лет она претерпела ряд нововведений: обогрев прибыльной части с помощью термических смесей и электронагрева; воздействие на кристаллизующийся металл звуковыми и электромагнитными полями; использование вакуума; введение инокуляторов и т.д. Тем не менее принципиально изменить структуру, особенно крупного слитка, оказалось невозможно [1, 2].

Сегодня для управления структурой слитка применяются ВДП, ПДП, ЭЛП и ЭШП [3–7]. Процессы отличаются способом нагрева и средой, в которой проходит рафинирование жидкого металла, а также типом источника нагрева — зависимым или независимым. К зависимым источникам нагрева относятся классические ВДП и ЭШП, к независимым — ПДП и ЭЛП. Сделать процесс ЭШП полузависимым или в некоторых случаях даже независимым позволяет двухконтурная схема [6].

К особенностям переплавных процессов также относят подпитку ванны жидким металлом. В последние годы это особенно характерно для ЭШП с приготовлением жидкого металла в отдельно существующем агрегате, а для процессов ЭЛП и ПДП — применение промежуточной емкости.

Подпитка металлической ванны жидким металлом позволяет поддерживать температуру на поверхности ванны значительно ниже, особенно при ЭШП, чем в случае подпитки путем расплавления расходного электрода. Периодическая (порционная) подпитка ванны позволяет уменьшать тепловой поток на поверхность ванны до такого уровня, что ванна начинает кристаллизоваться и с открытой поверхности. При этом перед подпиткой ванны жидким металлом закристаллизовавшаяся поверхность должна быть подплавлена во избежание несплавления жидкого металла с уже сформировавшимся слитком.

Тем не менее кристаллизационные процессы в упомянутых выше переплавных способах остались практически однотипными. Все управление процессом сводится к управлению скоростью перемещения и формой фронта кристаллизации, которые остаются все более взаимно зависимыми с увеличением диаметра выплаваемого слитка. Если рассматривать структуру слитков докритических диаметров, то она практически однотипна. В качестве примера можно привести структуру слитка, выплавленного с использованием расходного плазмотрона. Типичная структура слитка и схема классического ПДП расходного плазмотрона приведена на рис. 1.

На рис. 1, а представлена макроструктура металла слитка из стали X18H9T диаметром 100 мм. Как следует из рисунка на макрошлифе прослежи-

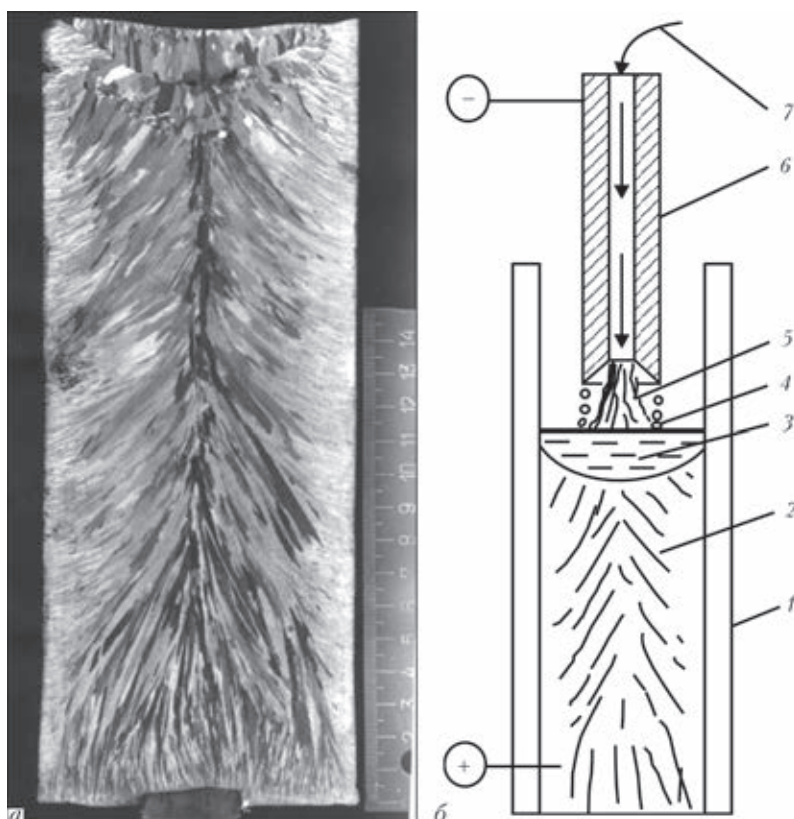


Рис. 1. Макроструктура слитка (а) и схема установки выплавки слитка в плазменно-дуговой печи с расходуемым плазмотроном (б): 1 — кристаллизатор; 2 — слиток; 3 — ванна; 4 — капля; 5 — плазменная дуга; 6 — расходуемый плазмотрон; 7 — плазмообразующий газ

ваются две зоны — зона мелких зерен толщиной 12...15 мм и зона крупных кристаллов. Формирование двух зон определяется различной скоростью кристаллизации. В зоне прилегания слитка к стенке кристаллизатора скорость кристаллизации достаточно высокая, что способствует образованию мелкозернистой структуры. Локальное время кристаллизации (ЛВК) [8] в этой зоне оказывается малым. Впоследствии по мере охлаждения закристаллизовавшегося металла происходит его усадка и между слитком и кристаллизатором

образуется зазор, что приводит к ухудшению теплоотдачи, ЛВК увеличивается и начинают формироваться крупные зерна. Если диаметр слитка достаточно большой, то в центральной части ЛВК становится более значительным, а ванна глубже. В результате образуется зона равноосных кристаллов, характерных для слитков, кристаллизующихся в условиях обычной разливки металла в изложницу. Ликвационные явления проявляются в полной мере и в слитке наблюдаются все дефекты, связанные с зональной ликвацией. Чтобы исключить зональную ликвацию и получить структуру практически однородную в любой части слитка необходимо управлять ЛВК, поддерживая его величину в заданных пределах [9].

В ходе лабораторных исследований, описанных в упомянутой работе, получили новые результаты. В качестве иллюстрационного материала на рис. 2 показан многогранный слиток с расстоянием между гранями 130 мм, полученный послойным формированием.

На рис. 3 представлен продольный макрошлиф этого слитка. Как следует из рис. 3, а макроструктура слитка однородная, мелкозернистая, однотипная в любой зоне слитка, что обеспечивается стабильностью скорости кристаллизации и, соответственно, малым ЛВК. Слиток не имеет уса-



Рис. 2. Внешний вид восьмигранного слитка, полученного послойным формированием

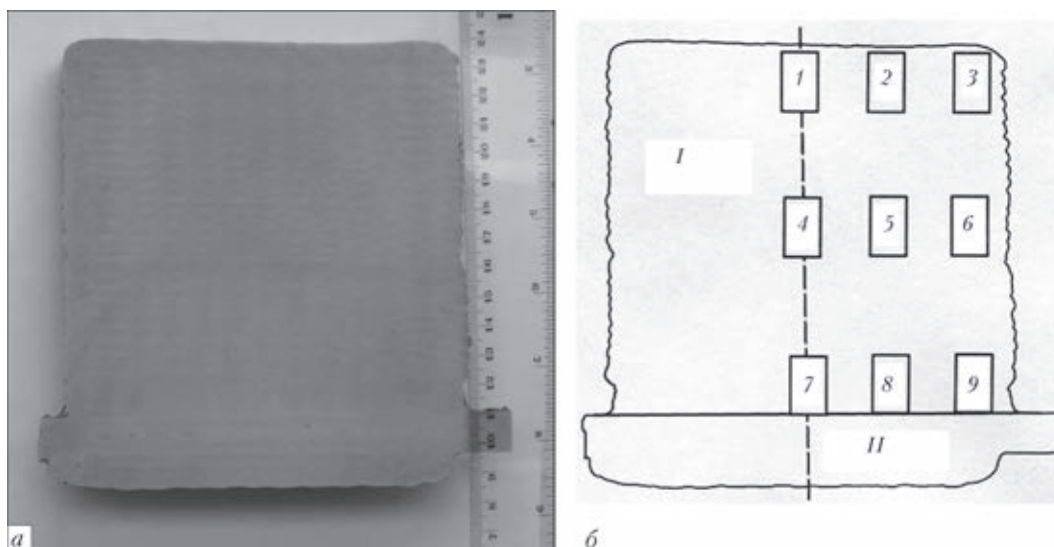


Рис. 3. Макроструктура (а) и схема расположения слитка I на поддоне II (затравке) (б): 1–9 — места отбора образцов для исследования микроструктуры

дочной раковины, а также каких-либо отклонений в формировании структуры в его донной части. Иными словами структура слитка не претерпевает изменений при его формировании от донной части к головной, а также не изменяется по радиусу.

Результаты микроструктурных исследований показали, что величина зерна во всех местах от-

бора образцов (рис. 3, б) оценивается на уровне 9 баллов (рис. 4). Наблюдается небольшое изменение величины зерна при перемещении по высоте слитка от слоя к слою. На границах между слоями она несколько больше и соответствует баллу 8.

Результаты показывают, что создание стабильных условий формирования слитка позволяет

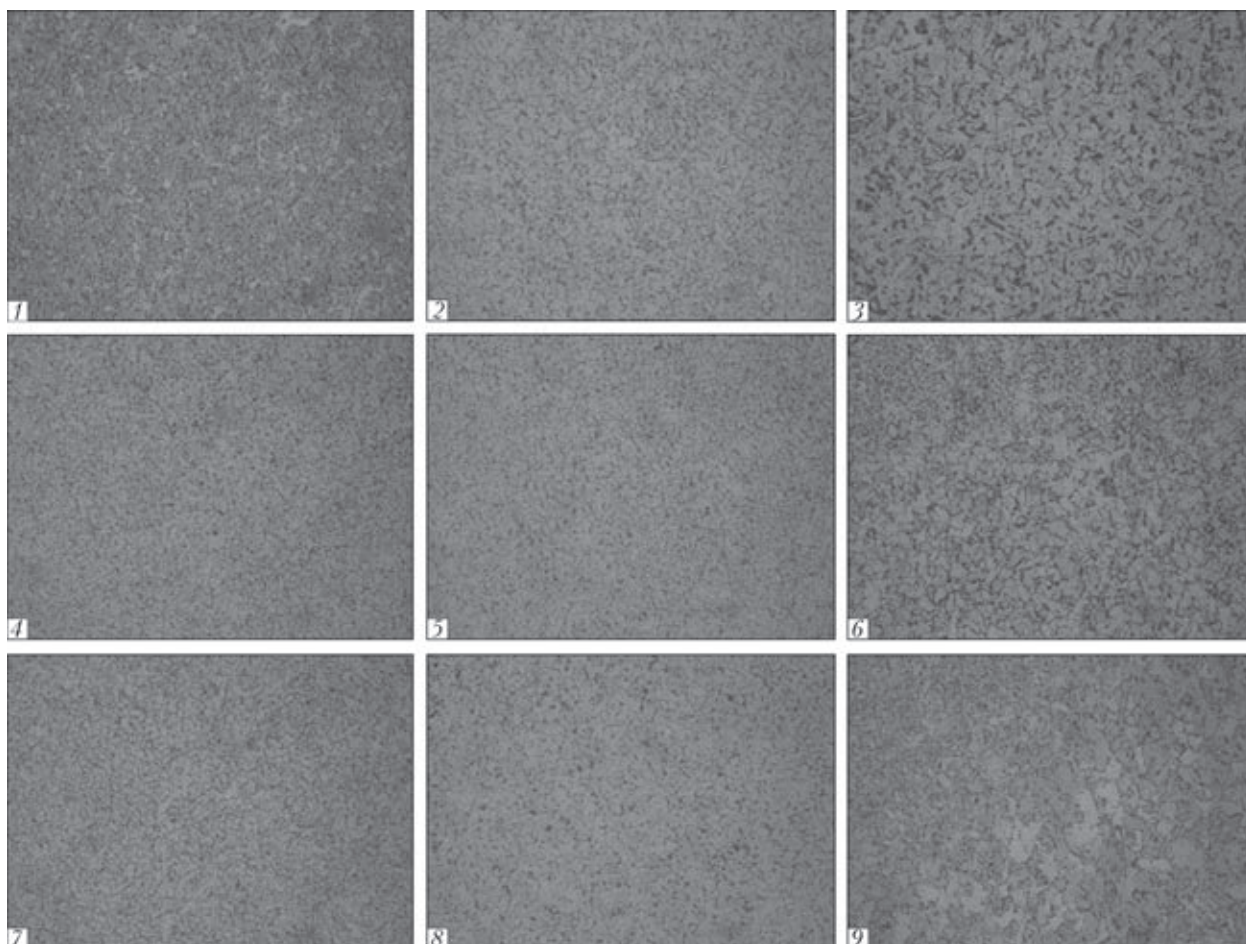


Рис. 4. Макроструктура образцов: 1–9 — $\times 200$. Порядок расположения фотографий соответствует схеме на рис. 3, б



исключить масштабный фактор и это распространяется практически на любые размеры слитков. Можно предположить, что при изготовлении особо крупных изделий реально уменьшение веса исходных слитков-заготовок как минимум на треть. Получаемый слиток может быть полностью использован без удаления головной и донной частей. Кроме того, вес особо крупных изделий может быть уменьшен при тех же нагрузочных характеристиках в связи с равенством единице коэффициента, учитывающего масштабный фактор, и повышением прочностных свойств в результате отсутствия зональной и снижении уровня дендритной ликваций.

Устранение зональной и снижение уровня дендритной ликваций будет приближать материал сплавов (например суперсплавов) к идеальному их составу на микроуровне, что особенно важно для изделий, работающих в экстремальных условиях. Для сложнолегированных сплавов предлагаемый подход — это путь к получению крупных слитков со структурой, которую невозможно получить по традиционной технологии. Особенно это касается изделий для энергетики, авиации и других отраслей, где некоторые изделия работают в сверхкритических условиях. Например, применение указанного способа при изготовлении дисков газотурбинных двигателей позволит отказаться от многослойной гранульной технологии, получить изделия с новыми более высокими характеристиками.

Перспективы развития нового подхода к управлению ликвационными процессами могут быть еще более впечатляющими после эксперименталь-

ного подтверждения предположений авторов при получении и испытании конкретных изделий.

Выводы

1. Показана несостоятельность традиционных технологий по управлению ликвационными процессами при кристаллизации слитков.

2. Подтверждена возможность получения однородной структуры по всему сечению слитка, в том числе в донной и головной частях.

3. Предложена перспектива применения разрабатываемого способа для выплавки слитков и заготовок деталей ответственного назначения.

1. Флемингс М. Процессы затвердевания. — М.: Изд-во «Мир», 1977. — 424 с.
2. Нехензи Ю.А. Стальное литье. — М.: ГИИТЛ по черной и цветной металлургии, 1948. — 766 с.
3. Электронно-лучевая плавка титана / Б.Е. Патон, Н.П. Тригуб, С.В. Ахонин, Г.В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
4. Лакомский В.И. Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
5. Медовар Б.И., Цыкуленко А.К., Медовар Л.Б. Электрошлаковые процессы без расходующихся электродов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 2. — С. 12–16.
6. Цыкуленко А.К., Лацман И.А., Медовар Л.Б. Двухконтурная схема электрошлакового переплава // Там же. — 2000. — № 3. — С. 16–20.
7. Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ / Б.Е. Патон, Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 3–7.
8. Митчел А., Бэлэнштайн А.С. Факторы, влияющие на температуру и кристаллизацию слитков при ЭШП // Электрошлаковый переплав. — 1985. — Вып. 6. — С. 192–198.
9. Шаповалов В.А., Григоренко Г.М. Подавление ликвационных процессов в крупных слитках // Современ. электрометаллургия. — 2015. — С. 26–30.

It is shown that metal structure control at solidification of large ingots is limited in all the currently available technologies of ingot production. A fundamentally new layer-by-layer method of forming the ingots is proposed, which enables precision control of the structure and eliminating inhomogeneity in the bottom and head parts. The produced ingot structure is not prone to the scale factor influence. Laboratory experiments confirmed the practicability of the proposed method. The produced ingot has practically homogeneous structure in the axial and radial direction. The prospects for this method application to produce ingots-billets for critical applications are shown. 9 References, 4 Figures.

Key words: *liquation; solidification; local solidification time; local metal pool; special electrometallurgy processes*

Поступила 25.05.2015



ХІІІ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТИТАН- 2015 В СНГ»

27–30 мая в г. Усть-Каменогорск (Казахстан) состоялась организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная Международная конференция «Титан-2015 в СНГ». Участники конференции вместе с металлургами Усть-Каменогорского титано-магниевого комбината приняли участие в юбилейных торжествах по случаю его 50-летия. АО «УКТМК» является одним из крупнейших мировых производителей титана, который поставляет сертифицированную титановую продукцию для авиакосмической промышленности. На протяжении последних 5 лет комбинат инвестировал более 150 млн. дол. США в создание цеха вакуумно-дугового переплава слитков титановых сплавов, завода электронно-лучевого переплава слябов нелегированного титана массой до 20 т, совместного французско-казахстанского предприятия по изготовлению поковок для нужд самолетостроения и других отраслей промышленности.

В конференции приняли участие более 140 участников из России, Казахстана, Украины, Японии, Германии, 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» ГНЦ РФ, КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ОАО «Калужский турбинный завод», ОАО «Русполимет», Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, ГП «Антонов» (Украина), ОАО «УКТМК», Advanced Materials Japan Corporation (Япония), Seco/Warwick Rus (Польша), SGL Carbon GmbH (Германия) и др. Всего было представлено 35 пленарных и стендовых докладов.

Руководство АО «УКТМК» проинформировало об инновационном развитии своего предприятия и создании на его базе вертикально-интегрированной компании, которая объединяет всю технологическую цепочку производства титана — от добычи руды до выпуска конечных изделий для авиакосмической индустрии.

Делегация специалистов ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» представила большое количество докладов по созданию новых и совершенствованию существующих титановых сплавов, определению их эксплуатационных характеристик, изучению влияния деформационной и термической обработки на структуру и свойства титановых сплавов. Особый интерес вызвал доклад зам. директора Леонова В.П. о перспективах приме-

нения титановых сплавов в морской технике и атомной энергетике. Доклад специалистов МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского был посвящен проблемам применения титана в медицине. Ведущие научные сотрудники ФГУП «ВИАМ» представили свои последние разработки в области создания интерметаллидных сплавов титан-алюминий.

Руководитель Института металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины в своем докладе, который будет представлен на 13-й Международной конференции по титану (16–20 августа 2015 г., г. Сан-Диего, Калифорния, США), подвел итог развития титановой индустрии и науки в СНГ за последние четыре года. Ученые ИЭС им. Е.О. Патона представили доклады о производстве полуфабрикатов из слитков титановых сплавов, полученных методом электронно-лучевой плавки; структуре и свойствах сварных соединений высокопрочных титановых сплавов, полученных аргонодуговой сваркой; влиянии бора на структуру и свойства титана. Специалисты Института металлофизики им. Г.В. Курдюмова и ГП «Антонов» в своем совместном докладе рассказали о технологии изготовления высокопрочных титановых болтов.

В 2014 г. мировой рынок титана характеризовался стагнацией спроса в отраслях промышленного применения при росте объемов заказов на титановую продукцию в авиастроении и смежных отраслях. При этом доля титановых полуфабрикатов аэрокосмического назначения составила около 60 % от всего рынка. Это обусловлено общим ростом выпуска самолетов, увеличением применения титана в гражданских и военных самолетах нового поколения. В самолетах Boeing 787 и AERBUS 350 доля титановых полуфабрикатов в общей массе планера и двигателей увеличилась до 15 %, а доля титановых сплавов в перспективном истребителе пятого поколения T50 составила 19 %. Следует также отметить продолжающийся рост применения титана в медицине, архитектуре и на потребительские товары. Так, например, в 2014 г. потребление титана при изготовлении имплантов различного назначения увеличилось на 7 %.

После завершения заседаний участники конференции посетили на АО «УКТМК» цех вакуумно-дугового переплава слитков титановых сплавов и завод электронно-лучевого переплава слябов нелегированного титана.

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. Александра.

С.В. Ахонин



VIII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «WRTYS-2015. СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

20–22 мая 2015 г. на базе санатория «Ворзель» НАН Украины состоялась VIII Международная конференция молодых ученых и специалистов «WRTYS-2015. Сварка и родственные технологии», которая проводилась в рамках Фестиваля науки-2015 и посвящена памяти доктора технических наук Леонида Сергеевича Киреева — известного ученого материаловеда, который приложил много усилий для обеспечения плодотворной работы молодых ученых в области сварки и родственных технологий.

Организатором конференции выступил Совет молодых ученых Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины при поддержке дирекции института, Национальной академии наук Украины и в сотрудничестве с Представительством «Польская академия наук» в г. Киеве. Конференцию поддержали ГП «Научно-производственный центр «Титан», ГП «Опытное конструкторско-технологическое бюро ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины», ООО «Технологии высоких энергий», профком ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

Конференцию открыл заместитель директора Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины академик НАН Украины И.В. Кривцун. Игорь Витальевич подчеркнул необходимость проведения таких мероприятий с целью обмена опытом и налаживания научных и дружественных контактов между участниками конферен-

ции. На церемонии открытия с приветственным словом выступили директор Представительства «Польская академия наук» в г. Киеве профессор Г. Собчук и декан сварочного факультета НТУУ «КПИ» д.т.н. С.К. Фомичев, которые отметили актуальность обмена знаниями, опытом и новыми открытиями между молодыми учеными Украины и их сотрудничество с иностранными коллегами. В рамках работы секций с лекциями выступили ведущие ученые в области сварки и родственных технологий, среди которых чл.-к. НАН Украины В.М. Нестеренков, д.т.н., профессор Л.Б. Медовар, д.т.н., профессор В.В. Квасницкий и д.т.н. В.Ю. Хаскин.

На конференции обсуждали результаты исследований молодых ученых по 13 направлениям. Среди них: прогрессивные технологии соединения материалов, нанотехнологии, процессы современной электрометаллургии, новые материалы и способы их получения, техническая диагностика и неразрушающий контроль качества и надежности конструкций, современное оборудование и источники питания для сварки и родственных технологий и многие другие актуальные направления.

Для участия в конференции было заявлено около 300 тезисов докладов из 14 стран (Украина, Армения, Беларусь, Германия, Грузия, Индия, Канада, Китай, Литва, Мексика, Польша, Россия, Сербия, Узбекистан) и более чем 60 организаций, которые представляли ведущие академические ин-





ституты, государственные научные центры, вузы, частные организации и промышленные предприятия. Среди них ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, НТУУ «КПИ», ИПМ им. И.М. Францевича НАН Украины, ИСМ им. В.М. Бакуля НАН Украины, Национальный университет «Львовская политехника», Институт сварки в Гливице (Польша), Университет в Белграде (Сербия), ОАО «Мотор Сич», ГП «Антонов» и многие другие. Непосредственно в работе конференции приняли участие около 150 специалистов из разных регионов Украины, Польши и Сербии. Всего за три рабочих дня конференции заслушаны более 80 докладов (около трети докладов — на английском языке).

От ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ представлено более 40 докладов. По направлению металлургия и материаловедение следует отметить следующие: «Физическое моделирование процесса ЭШП в условиях действия внешних электромагнитных полей» В.Б. Порохонько, И.В. Протокилова; «Физико-химические процессы, которые происходят в композиции $\text{NiCr-Cr}_3\text{C}_2$ при формировании покрытий методом ПДН» Е.П. Титкова, А.Ю. Туник; «Свойства, применение и технологические особенности получения быстрозакаленных сплавов» Д.А. Калашника, Ю.А. Никитенко; «Упрочняющая термическая обработка титанового сплава ВТ22» С.Л. Шваба, В.П. Прилуцкого, С.В. Ахонина, И.К. Петриченко; «Физико-химическая модель электрошлакового переплава в защитной атмосфере относительно производства крупного слитка из суперсплавов» Я.В. Гусева; «О выборе материала для водоохлаждаемых кристаллизаторов МНЛЗ и ЭШП» Е.А. Педченко, Е.А. Волченкова; «Электрошлаковый переплав отходов прецизионных сплавов» Д.А. Петрова, И.В. Протокилова, В.Б. Порохонько, Л.М. Бабич; «Локальная скорость затвердевания и ее влияние на механические и технологические свойства сталей и сплавов» Е.А. Волченкова; «Получение наноразмерных металлических структур в жидких полимерных матрицах с помощью электронно-лучевого осаждения» А.В. Горностая; «Свойства пористого титана, полученного методом электронно-лучевого осаждения» К.В. Ляпиной, А.И. Устинова, Т.В. Мельниченко; «Влияние скорости выплавки модельных слитков ЭШП на по-

ведение неметаллических включений и структуру литого и деформированного металла рельсовой стали» А.А. Полишко, П.Н. Кайды, А.Ю. Туник, С.Н. Степанюк; «Быстрозакаленные сплавы на основе Nd-Fe-B для производства супермагнитов, Ю.А. Никитенко, Д.А. Калашника; «О возможности применения TIG-метода для сварки двухфазных титановых сплавов с дисперсионным упрочнением» О.М. Задорожнюк, И.Н. Клочкова, Р.В. Селина; «Влияние структурных характеристик нанослойных фольг на их реакционную способность» М.В. Кравчука.

Доклады молодых ученых отличались высоким научно-техническим уровнем. Среди лучших отмечены следующие: «Технологические свойства сверхлегких пористых материалов» М. Хохлова (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), «Finite element modeling of friction stir welding — thermomechanical analysis» J. Picula (Институт сварки в Гливице, Польша) и «Моделирование влияния тугоплавких неметаллических инокулянтов на развитие первичной структуры металла шва ВМНЛ сталей» Д. Ермоленко (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины).

В рамках конференции проведено заседание межинститутского совета молодых ученых отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины.

По результатам конференции принято решение о подготовке к публикации сборника докладов молодых ученых и специалистов под редакцией академика НАН Украины И.В. Кривцуна и проведении следующей IX Международной конференции молодых ученых и специалистов «WRTYS-2017. Сварка и родственные технологии» в мае 2017 года.

Необходимо отметить высокий уровень организации конференции. Создавшаяся рабочая обстановка способствовала развитию и сохранению творческих связей и установлению деловых контактов между учеными разных стран.

Подводя итоги хотелось бы отметить доброжелательное отношение, гостеприимство и всестороннюю помощь в проведении конференции сотрудников кардиологического санатория «Ворзель» НАН Украины и лично директора А.С. Сырых. Выразить благодарность академику НАН Украины И.В. Кривцуну и членам оргкомитета.

А.А. Полишко, А.В. Бернацкий



IX ВСЕУКРАИНСКИЙ ФЕСТИВАЛЬ НАУКИ



19–21 мая 2015 г. состоялся IX Всеукраинский фестиваль науки, который впервые был проведен в 2007 г.

Ежегодно Национальная академия наук Украины совместно с Министерством образования и науки Украины, Малой академией наук Украины, отраслевыми академиями наук Украины, Киевским национальным университетом им. Тараса Шевченко, Национальным техническим университетом Украины «КПИ» проводят ряд разнообразных по форме и содержанию и рассчитанных на разные категории участников мероприятия — дни открытых дверей, выступления ведущих отечественных и иностранных ученых с популярными лекциями, экскурсии в лаборатории и музеи, заседания круглых столов, презентации инновационных разработок, выставки, стендовые доклады, видеолектории, демонстрации научно-популярных фильмов и т.п.

Главной целью проведения Фестиваля науки является популяризация научных знаний в обществе, формирование позитивного отношения об-

щественности к науке и привлечение талантливой молодежи к научной деятельности.

К организации и проведению Фестиваля постоянно привлекаются общественные организации и дипломатические представительства иностранных государств. В этом году уже традиционно главными партнерами были посольство Франции в Украине, Французский институт в Украине и Французский культурный центр. При их поддержке в рамках Фестиваля были проведены конференции, посвященные квантовой физике, научным реформам, охране окружающей среды, а также представлены серии документальных и мультипликационных фильмов.

Еще одним партнером фестиваля стал фонд «Открытая политика», совместно с которым были проведены познавательные мастер-классы народных умельцев и зеленые лаборатории молодых ученых. Всего в рамках IX Всеукраинского фестиваля науки состоялось более 1000 мероприятий по всей Украине.

Торжественное открытие Фестиваля состоялось 19 мая 2015 г. в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. Открывая ме-



Слева направо: Министр молодежи и спорта Украины И.А. Жданов; первый вице-президент НАН Украины академик А.Г. Наумовец; президент НАН Украины академик Б.Е. Патон; главный ученый секретарь НАН Украины академик В.Л. Богданов; посол Франции в Украине господин Ален Реми



Вице-президент НАН Украины академик А.Г. Загородний знакомится с достижениями юных изобретателей



У стенда издательского дома «Патон»



Молодой исследователь демонстрирует свою разработку Министру молодежи и спорта И.А. Жданову

роприятие, президент Национальной академии наук Украины академик Б.Е. Патон отметил, что Фестиваль с каждым годом приобретает все большую популярность, расширяет границы участников, сплачивает вокруг себя все больше заинтересованных лиц и успешное проведение Фестиваля в этом году станет, без сомнения, весомым вкладом в очень важное дело — популяризацию науки в нашей стране.

Сегодня перед отечественными учеными возникают ответственные задачи научного обеспечения экономического, социального и культурного развития Украины, ее надежной обороноспособности. Б.Е. Патон отметил, что именно наука должна стать локомотивом будущего нашего государства, его инновационного развития и процветания.

С приветствиями также выступили Министр молодежи и спорта Украины И.А. Жданов и посол Франции в Украине господин Ален Реми.

Открытие Фестиваля началось с научно-популярных лекций члена-корреспондента НАН Украины В.М. Сорокина, который рассказал о проблемах и перспективах светодиодного освещения, и И. Доценко — члена исследовательской группы лауреата



Прибор «Тренар» на стенде Института кибернетики им. В.М. Глушкова НАНУ

Нобелевской премии в области физики в 2012 г. Сержа Ароша на тему «Как приручить фотон?».

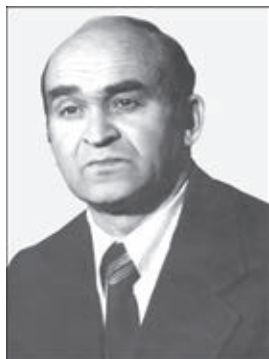
В рамках Фестиваля действовала выставка-презентация научных разработок учреждений НАН Украины. Около 50 организаций представили свои научные достижения в области здравоохранения, информационных технологий, машиностроения, жилищно-коммунального хозяйства, энергетики, сельского хозяйства, оборонной промышленности и т.д. Посетители имели возможность ознакомиться с конкурентоспособными научно-техническими разработками, которые уже внедрены или могут быть внедрены в производство для обеспечения замещения импортной продукции отечественной, не уступают зарубежным аналогам, или даже превышают их по основным качественным показателям.

Большое внимание посетителей мероприятия привлекла презентация научно-исследовательских работ учащихся Малой академии наук Украины и средних учебных учреждений г. Киева. Юные изобретатели представили свои приборы и технологии для использования в различных сферах общества.

По материалам пресс-службы НАН Украины



А.Г. БОГАЧЕНКО – 75



21 апреля 2015 г. исполнилось 75 лет со дня рождения известного ученого в области специальной электрометаллургии, доктора технических наук, главного научного сотрудника Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины Алексея Георгиевича Богаченко.

В 1963 году А.Г. Богаченко окончил Киевский институт инженеров гражданской авиации, получил диплом инже-

нера-механика по технической эксплуатации самолетов и двигателей. Свою трудовую деятельность он начал в этом же институте и проработал 2 года на кафедре аэродинамики.

В 1965 году А.Г. Богаченко поступил на работу в Институт электросварки им. Е.О. Патона в отдел физико-металлургических проблем электрошлаковых технологий. Он работал на разных инженерных должностях, был заведующим отраслевым отделом АН УССР и Минсудпрома СССР. В 1987 г. по рекомендации академика Бориса Израилевича Медовара Алексея Георгиевича назначили на должность руководителя отдела № 9, которым он успешно руководил на протяжении 9 лет.

В 1996 г. на базе ряда научных и конструкторско-технологических отделов Института организовали Научно-инженерный центр электрошлаковых технологий при ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины (НИЦ ЭШТ), в котором А.Г. Богаченко трудился на должности ведущего научного сотрудника. В настоящее время он работает в отделе сварочных материалов, где занимается разработкой новых экономнолегированных сталей для производства эффективного литого бурового инструмента, а также руководит перспективным направлением в электрометаллургии по созданию композитных графитированных электродов.

В 1971 году А.Г. Богаченко защитил кандидатскую диссертацию, в 1984 — докторскую. Он является ав-

тором более 400 научных работ, среди которых монографии, авторские свидетельства и патенты на изобретения в области электрошлаковых технологий. Им подготовлено четыре кандидата технических наук.

Основные научные и технологические изыскания А.Г. Богаченко посвящены проблемам получения и передела крупнотоннажных (до 40 т) листовых слитков высокопрочных легированных сталей ЭШП для производства широкоформатного толстолистового проката, используемого в судостроительной и других отраслях промышленности. Эти работы оказали большое влияние на дальнейшее развитие важнейших направлений отечественного и мирового ЭШП.

А.Г. Богаченко знают и уважают как высококлассного специалиста на многих металлургических и машиностроительных заводах Украины, где при его непосредственном участии реализовывали новые высокоэффективные разработки в области ЭШП. Алексея Георгиевича всегда отличали самоотверженный труд и высокий профессионализм при решении многочисленных сложных научно-технических проблем.

А.Г. Богаченко достойно представлял ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины и нашу страну за рубежом (в Швеции, Франции, Японии, США и др.) при пусках различного оборудования, на международных симпозиумах, конференциях и в деловых поездках.

Многие выполненные А.Г. Богаченко научные разработки широко применяемые в промышленности, способствующие становлению военно-промышленного потенциала страны, получили высокую государственную оценку. Он является кавалером ордена Трудового Красного Знамени (1987), лауреатом государственных премий УССР (1977), СССР (1984), премии Совета Министров СССР (1987) и премии им. А.Ф. Трегубенко (2010).

Дирекция, коллектив сотрудников ИЭС, редколлегия журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют Алексея Георгиевича с юбилеем, желают ему крепкого здоровья, счастья и дальнейших успехов в труде.

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Тараненко В.Н. *Влияние микроструктуры металлических вакуумных конденсатов на их диссипативные свойства.* — На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 «Материаловедение». — Институт электросварки им. Е.О. Патона

НАН Украины, г. Киев, 2015. — Дата защиты 21 апреля 2015 г.

В работе на примере вакуумных конденсатов ГЦК-металлов (медь, никель) и ОЦК-железа проведено исследование взаимосвязи между характеристиками микро- и субструктуры и механическими свойствами материалов при их статических и динамических нагрузках. Впервые показано, что диссипативные свойства этих металлов определяются не только величиной зерна, но и типом и размером характерных элементов субструктуры: для наноструктурированных металлов, в частности с полидоменной субструктурой, характеристики рассеяния механической энергии качественно





отличаются от соответствующих характеристик рассеяния крупнозернистыми (монокристаллическими) металлами с дислокационной субструктурой. Это проявляется в изменении типа кривых амплитудной зависимости логарифмического декремента колебаний (ЛДК) с параболического на слабо растущую линейную зависимость, а также равномерном повышении значений ЛДК в широком интервале амплитуд деформации при нагревании конденсата и их устойчивостью к циклическим нагрузкам. Рост уровня демпфирования металлов при уменьшении размера характерных элементов их микроструктуры сопровождается ростом их прочности. Такое сочетание прочности и высокой демпфирующей способности (ДС) в наноструктурированных металлах обусловлено масштабным фактором и термически активированными процессами атомной перестройки на гра-

ницах зерен и субзерен. На этом основании обоснована возможность создания твердых высокодемпфирующих материалов на основе нанокompозитов, которые сочетают высокую твердость и высокую ДС. Исследована устойчивость к усталостному разрушению титановых подложек с покрытиями на основе наноструктурированных материалов при знакопеременных деформациях. Впервые предложена двухслойная структура покрытия для тонкостенных титановых деталей (лопатки компрессора газотурбинного двигателя), которая состоит из внутреннего (нижнего) слоя на основе нанодвойниковой меди и внешнего твердого слоя на основе высокодемпфирующего сплава Al-Cr-Fe , и обеспечивает лопаткам высокие твердость поверхности и ДС, не нарушая устойчивость лопатки к усталостному разрушению при циклической деформации.

Стельмах Я.А. *Структура и свойства наноструктурных материалов на основе Al_2O_3 , полученных электронно-лучевым осаждением.* — На правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 «Материаловедение». — Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев, 2015. — Дата защиты 21 апреля 2015 г.

Диссертационная работа посвящена исследованию структуры и свойств наноструктурных материалов на основе оксида алюминия, полученных электронно-лучевым осаждением, в зависимости от температуры конденсации ($100\ldots 1100\text{ }^\circ\text{C}$) и концентрации металлических добавок. Рассмотрены технологические приемы ионизации и конденсации в парах реиспаряемых добавок.

В работе представлены результаты исследований структуры толстых конденсатов оксида алюминия на нано- и микроуровне в зависимости от температуры конденсации, полученные с помощью сканирующей, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Определены граничные температуры характерных областей формирования неравновесной нанопористой структуры, наноразмерного $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ и $\gamma\text{-} + \alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Установлено, что использование реиспаряемых добавок позволяет варьировать морфологию, размер и ориентацию структурных элементов оксида алюминия, определены наиболее эффективные добавки — NaCl и In .

Показано, что наноструктурный оксид алюминия является пористым, сорбционно-активным по отноше-

нию к ионам металлов и неметаллов и перспективным материалом для очистки воды. Сорбция ионов стронция в модельных средах составляет 95 %. Введение малых добавок серебра дополняет сорбционные характеристики оксида алюминия бактерицидными свойствами.

Установлены закономерности формирования нанокompозитов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Co}$ в зависимости от температуры конденсации. Показано, что размер металлических наночастиц контролируется технологически от 2...4 до 20 нм в интервале температур конденсации $100\ldots 950\text{ }^\circ\text{C}$. Представлены электрические и магнитные характеристики ферромагнитных нанокompозитов $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Co}$. Экспериментально определен порог перколяции электрических свойств при 70 мас. % Co . Отмечается, что высокие значения отрицательного магнетосопротивления перколяционных ферромагнитных нанокompозитов позволяют создавать сенсоры слабых магнитных полей.

На основании выполненных исследований микротвердости керамико-металлических нанокompозитов с различными концентрациями Mo , Nb , Al , Ti , Zr , Co определены наиболее эффективные добавки и режимы получения твердых ($HV = 20\ldots 22\text{ ГПа}$) нанокompозитов ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Nb}$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-Mo}$).





ПАМ'ЯТИ В.Я. САЕНКО



17 квітня 2015 г. за три дні до 77-ліття оборвалася життя замечательного чоловіка, известного ученого в області спеціальної електрометалургії, головного наукового співробітника Інститута електросварки ім. Е.О. Патона, доктора технічних наук, лауреата Государ-

ственной премії України, заслуженого винахідника України, автора семи монографій, більше 320 наукових статей і понад 380 винаходів і патентів Володимира Яковлевича Саєнко.

Син свого часу він сумів вибрати все краще, що супроводжувало життя його народу, його країни, прийняв всією душою ідеали будівництва нового суспільства і во багато відповідав їм сам. Він любив життя во всіх її проявленнях. Особим було його ставлення до роботи.

Володимир Яковлевич один из ярких представителей второго поколения Патоновской школы. Свою трудовую деятельность в Институте электросварки Володимир Яковлевич начал в 1960 г.

после окончания Киевского политехнического института. В.Я. Саєнко пройшов шлях від інженера-новачка до доктора технічних наук, ведучого наукового співробітника відділу № 9, в якому працював 55 років до останніх днів своєї життя. Вся його творча діяльність була в руслі основних напрямків робіт Інститута — біметалли, труби, броневі сталі і, конечно, електрошлаковий процес з його всіма можливими технологічними рішеннями.

В.Я. Саєнко був любимим і, в свою чергу, преданим учеником академіка Б.І. Медовара, його надійним соратником в пошуках нового, реалізації різних ідей і наукових напрямків.

Наш дорогий друг був чесний з колегами і рідними, чесний в наукових дослідженнях і моральних переконаннях. Особливо вирізнявся постійним прагненням дізнатися щось нове: прочитати нову книгу, побачити новий фільм або побувати в незнайомому місті і, перш за все, отримати позитивний результат своєї роботи.

Пам'ять про незауважну особистість і добросовісний труд Володимира Яковлевича Саєнко завжди залишиться в душах його близьких, колег і учнів.

ПАМ'ЯТІ Д.Ф. ЧЕРНЕГИ



18 травня 2015 р. пішов з життя видатний педагог та вчений, учасник Великої Вітчизняної війни, член-кореспондент НАН України, заслужений працівник вищої школи України, заслужений професор НТУУ «КПІ», декан інженерно-фізичного факультету 1972–1988 років,

перший завідувач кафедри фізико-хімічних основ технології металів Чернега Дмитро Федорович.

Чернега Д.Ф. — людина зі світовим ім'ям, якого любили і глибоко поважали студенти, аспіран-

ти, колеги за високі людські якості — порядність, принциповість, скромність, доброзичливість, захопленість справою.

Все життя Дмитра Федоровича пройшло в стінах Київського політехнічного інституту — від студента до доктора технічних наук, відомого вченого, засновника і керівника кафедри, заслуженого професора НТУУ «КПІ».

Життєвий шлях Чернеги Д.Ф. був і завжди буде прикладом відданості науці, наполегливості, творчої цілеспрямованості, великої працездатності, патріотизму та служіння Батьківщині.

Коллектив НТУУ «КПІ» виражає співчуття рідним та близьким покійного.



ПРАВИЛА ДЛЯ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

«Современная электрометаллургия»*

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

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

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

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

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

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

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

Упомянутую в статье литературу следует оформлять в следующем порядке:

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

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

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

для интернет-ссылок — название ресурса, режим доступа.

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

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

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

Публикация статей в журнале бесплатная, гонорар не выплачивается.

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

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

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

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

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

**ПОДПИСКА – 201 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
240 грн	480 грн	1800 руб.	3600 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» (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

В 2015 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2013 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 25.06.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отг. 8,1. Уч.-изд. л. 9,3

Печать ООО «Альфа Реклама». 03600, г. Киев, ул. Красноармейская, 139.