

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

Адрес редакции:

Украина, 03680, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 528 34 84,
529 26 23
Тел.: (38044) 271 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

В. И. Котляр
Электронная верстка:
Д. М. Дяченко,
Л. Н. Герасименко

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

При перепечатке материалов
ссылка на журнал обязательна.
За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

СОДЕРЖАНИЕ

<i>Борис Патон — лауреат Международной энергетической премии «Глобальная энергия»</i>	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Стовпченко А. П., Цыгуленко А. К., Шевченко Н. Т., Журавель В. М., Полишко А. А., Федоровский Б. Б., Нощенко Г. В., Лебедь В. А. Электрошлаковые технологии получения крупных кузнечных слитков	5
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Березос В. А., Крыжановский В. А., Северин А. Ю. Производство крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана способом электронно-лучевой плавки	11
Березос В. А. Проверка адекватности математической модели процесса кристаллизации титанового слитка ЭЛПЕ	14
Мушегян В. О., Карапетян Г. Х., Туренков Н. М. Технология получения труб из слитков молибдена электронно-лучевой плавки	18
Устинов А. И., Фесюн Е. В., Мельниченко Т. В., Некрасов А. А. Влияние добавок железа на суб- и микроструктуру вакуумных конденсаторов меди	21
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Бурнашев В. Р. Поведение азота при выплавке специальных сталей в плазменно-дуговой печи переменного тока с керамическим подом	27
Никитенко Ю. А. Получение быстрозакаленных сплавов при плазменно-дуговом плавлении	33
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Куренкова В. В. Особенности микроструктуры поверхности «елочного» замка монокристаллических рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ	38
Лакомский В. В., Григоренко Г. М., Чубов Л. Н. Подход к оценке шлакового расплава в системе газ-шлак-металл. Сообщение 2	47
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Максимова С. В., Хорунов В. Ф. Структура соединений жаропрочного никелевого сплава инконель 718, полученных способом высокотемпературной вакуумной пайки	49
РЕЦЕНЗИИ И НАУЧНЫЕ ДИСКУССИИ	
Медовар Л. Б. Рецензия на комплекс підручників «Теорія і технологія металургійного виробництва металів і сплавів», авторів Д. Ф. Чернеги, В. С. Богушевського, Ю. Я. Готвянського, В. С. Терещенка, Б. М. Бойченка, П. С. Харлашина, В. А. Гладких, представлений на здобуття Державної премії України в галузі науки і техніки за 2010 рік	56
ИНФОРМАЦИЯ	
Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук	57
С. И. Кучуку-Яценко — 80	58
Л. М. Лобанову — 70	60
Степан Иванович Тельный (К 120-летию со дня рождения и 85-летию создания кафедры электрометаллургии)	61
Памяти В. Н. Бернадского	63

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ

КП «Запорожский титано-магний комбинат»

ГП «Научно-производственный центр «ТИТАН»

ООО «Международная компания «АНТАРЕС»

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

**№ 3 (100)
2010**

Published since January, 1985

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. Paton

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

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

Address:

The E. O. Paton Electric
Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11, Bozhenko str., 03680,
Kyiv, Ukraine
Tel./fax: (38044) 528 34 84,
529 26 23
Tel.: (38044) 271 22 07
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

V. I. Kotlyar
Electron galley:
D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko

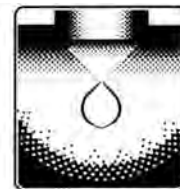
State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

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

Boris Paton — the laureate of International Energy Prize «Global Energy».....	3
ELECTROSLAG TECHNOLOGY	
Medovar L. B., Saenko V. Ya., Stovpchenko A. P., Tsykulyenko A. K., Shevchenko N. T., Zhuravel V. M., Polishko A. A., Fedorovsky B. B., Noshchenko G. V., Lebed V. A. Electroslag technologies of producing large forge ingots.....	5
ELECTRON BEAM PROCESSES	
Paton B. E., Trigub N. P., Berezos V. A., Kryzhanovskiy V. A., Severin A. Yu. Producing of large-size ingots of heat-resistant alloys on titanium base using the method of electron beam melting	11
Berezos V. A. Verification of adequacy of mathematical model of process of crystallization of EBCHM ingot	14
Musheghyan V. O., Karapetyan G. Ch, Turenkov N. M. Technology of producing pipes of molybdenum ingots of electron beam melting	18
Ustinov A. I., Fesyun E. V., Melnichenko T. V., Nekrasov A. A. Effect of iron additions on sub-and microstructure of vacuum condensates of copper	21
PLASMA-ARC TECHNOLOGY	
Burnashev V. R. Behavior of nitrogen in melting special steels in a.c. plasma-arc furnace with ceramic hearth	27
Nikitenko Yu. A. Producing of rapidly-hardened alloys in plasma-arc melting	33
GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY	
Kurenkova V. V. Peculiarities of microstructure of surface of fir-tree locking piece of single-crystal blades of ZhS36V alloy	38
Lakomsky V. V., Grigorenko G. M., Chubov L. N. Approach to evaluation of slag melt in gas-slag-metal system. Information 2	47
NEW MATERIALS	
Maksimova S. V., Khorunov V. F. Structure of joints of heat-resistant nickel alloy Inconel 718, made by high-temperature vacuum brazing	49
REVIEWS AND SCIENTIFIC DISCUSSIONS	
Medovar L. B. Review of complex of manuals «Theory and technology of metallurgical production of metals and alloys» by D. F. Chernega, V. S. Bogushevsky, Yu. Ya. Gotvyansky, V. S. Tereshchenko, B. M. Bojchenko, P. S. Kharlashin, V. S. Gladkikh, nominated for award of the State Prize of Ukraine in the field of science of technology for 2010	56
INFORMATION	
Session of the Scientific Council on new materials at the Committee on natural sciences of the International Association of Academies of Sciences.....	57
S. I. Kuchuk-Yatsenko is 80	58
L. M. Lobanov is 70	60
Telny Stepan Ivanovich (Towards the 120 birthday anniversary and 85 anniversary of foundation of Chair of Electrometallurgy).....	61
In memory of V. N. Bernadsky.....	63

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing



УДК 669.187.56.001.1

ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ КРУПНЫХ КУЗНЕЧНЫХ СЛИТКОВ

**Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. П. Стовпченко,
А. К. Цыкуленко, Н. Т. Шевченко, В. М. Журавель,
А. А. Полишко, Б. Б. Федоровский, Г. В. Нощенко, В. А. Лебедь**

Обсуждены возможности применения различных электрошлаковых технологий для получения крупных кузнечных слитков. Показана перспективность двух новых электрошлаковых технологий — электрошлакового переплава по двухконтурной схеме и электрошлаковой наплавки жидким металлом для повышения качества кузнечных слитков из высоколегированных сталей и сплавов. Предложена новая концепция электрошлаковой печи для получения слитков и заготовок массой вплоть до 300 т.

Possibilities of application of different electroslag technologies for producing large forge ingots are discussed. The challenge of two new electroslag technologies: electroslag remelting using a two-circuit diagram and electroslag cladding using a liquid metal to improve the quality of forge ingots of high-alloy steels and alloys, is shown. New conception of electroslag furnace for producing ingots and billets of mass up to 300 t has been offered.

Ключевые слова: кузнечный слиток; электрошлаковый переплав; электрошлаковая наплавка жидким металлом; полый слиток; прокатный валок; электрошлаковая печь

Задача получения качественного крупного слитка из высоколегированных сталей и сплавов не имеет полного решения. С каждым витком повышения требований потребителей к свойствам толстых плит и поковок и соответственного усложнения системы легирования сталей и сплавов эта проблема обостряется, в частности при производстве некоторых видов так называемых суперсплавов на никелевой основе сегодня вынуждены применять трехступенчатую (ВИП + ЭШП + ВДП) технологию получения слитков массой всего до 20 т и диаметром около 1000 мм.

В последние годы в связи с развитием энергетики и энергетического машиностроения возобновился интерес к возможностям электрошлаковых технологий повышения качества кузнечных слитков. Так, до последнего времени в мире работали всего три печи ЭШП, обеспечивавшие получение слитка массой 100 т и выше (Shanghai Heavy Machinery — 200 т; Saarschmidt — 165 т; Japan Steel Works — 110 т).

Имеются сведения о строительстве в мире не менее семи печей ЭШП для получения слитков массой от 100 до 450 (!) т [1–3]. Есть основания пола-

гать, что в ближайшее время в энергетическом машиностроении СНГ, прежде всего России и Украины, также обострится проблема получения качественного тяжелого кузнечного слитка. В этой связи и проводятся работы по изысканию новых возможностей применения различных электрошлаковых технологий для получения качественных кузнечных слитков из жаропрочных сплавов и высоколегированных сталей, в первую очередь для энергетического машиностроения.

На рис. 1 схематически объединены по родственному технологическому признаку электрошлаковые технологии, применяющиеся для производства кузнечных слитков. Помимо разновидностей классического ЭШП, сегодня в промышленности для производства кузнечных слитков используют только электрошлаковую подпитку, позволяющую повысить плотность и уменьшить химическую неоднородность стали в осевых объемах слитка при сведении к минимуму головной обрезки. Этот процесс, усовершенствованный специалистами австрийской фирмы «Белер», получил название BEST, а итальянской фирмы «Терни» — TREST. Принципиальное различие между ними состоит в том, что в первом применяют водоохлаждаемую

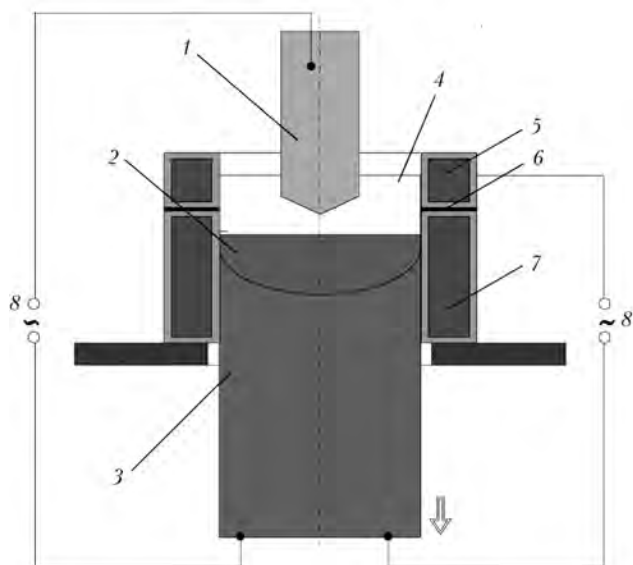


Рис. 2. Схема ЭШП ДС: 1 — расходный электрод; 2 — жидкометаллическая ванна; 3 — слиток; 4 — шлаковая ванна; 5 — токоведущая секция кристаллизатора; 6 — разделительная секция; 7 — формирующая секция кристаллизатора; 8 — источники питания

роятно, основной областью применения ЭШП ДС будет переплав жаропрочных сплавов, склонных к пятнистой ликвации. А для этих сплавов слитки пока имеют примерно вдвое меньшую массу. Более того, применение ЭШП ДС, возможно, позволит отказаться от трехступенчатого передела и ограничиться двойным, например ВИП + ЭШП ДС или АОД + ЭШП ДС.

Принципиально иной подход к повышению качества реализуется при укрупнении слитка. Попытки получить большой слиток из нескольких маленьких предпринимались в металлургии давно, в том числе за счет использования в промышленности двух электрошлаковых технологий — электрошлаковой сварки и заплавления центральной части трепанированного слитка, так называемый процесс МХКВ [6, 7].

Разрабатываемая в последнее время идея ЭШН ЖМ для получения тяжелого кузнечного слитка основана на трех принципиальных особенностях, определяющих ее серьезные перспективы [8–10]: во-первых, это электрошлаковая технология без расходных электродов; во-вторых, при ЭШН ЖМ возможно получение полых слитков; в третьих, при ЭШН ЖМ реализована возможность получения слитков переменного химического состава.

Технология ЭШН ЖМ под руководством академика Б. И. Медовара создана для производства композитных прокатных валков [11, 12]. В общем виде процесс ЭШН ЖМ происходит следующим образом. В отдельном сталеплавильном агрегате, которым может служить, например, индукционная печь или ДСП, выплавляют металл для формирования рабочего слоя валка требуемого химического состава.

Одновременно в шлакоплавильной печи выплавляют шлак типа АНФ-29, АНФ-32, АНФ-94 или другого состава. Затем жидкий шлак подают на установку и заливают в зазор между формирующей секцией токоведущего кристаллизатора и наплав-

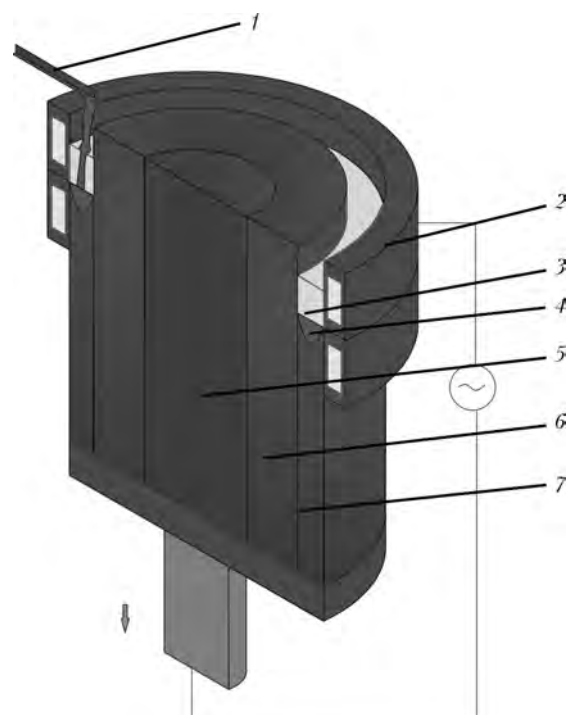


Рис. 3. Принципиальная схема ЭШН ЖМ; 1 — заливочное устройство для подачи жидкого металла в кристаллизатор; 2 — токоподводящий кристаллизатор; 3, 4 — соответственно шлаковая и металлическая ванна; 5 — центральный слиток; 6, 7 — слои металла соответственно после одно- и двукратной наплавки

ляемой заготовкой прокатного валка. Такой заготовкой может быть отработавший валок при восстановительной наплавке, литая или кованая заготовка с размерами, близкими к таковым прокатного валка при изготовительной наплавке. Данную заготовку следует предварительно обработать механически «как чисто».

Возможно также применение заготовок в литом или кованом виде без специальной обработки поверхности, но с предварительной зацентровкой. Как только жидкий шлак коснется токоведущей секции кристаллизатора, замкнется электрическая цепь источник питания — наплавляемая заготовка — жидкий шлак — токоведущий кристаллизатор — источник питания и начнется электрошлаковый процесс в шлаковой ванне. После этого можно подавать предварительно выплавленный металл. В промышленных условиях в качестве заливочного устройства могут использоваться индукционные печи специальной конструкции, например индукционная, дозирующая порции металла наклоном, либо индукционная канального типа и др.

Жидкий металл, заливаемый в кристаллизатор, не должен касаться токоведущей секции, ибо это приводит к короткому замыканию. Поэтому система управления процессом учитывает, контролирует и управляет не только электрическими и массо-геометрическими параметрами процесса и наплавляемой заготовки во времени, но и постоянно корректирует уровень границы раздела шлак–металл. Для этого применяют специальный индуктивный датчик уровня, измеряющий разницу электрических параметров шлака и металла.

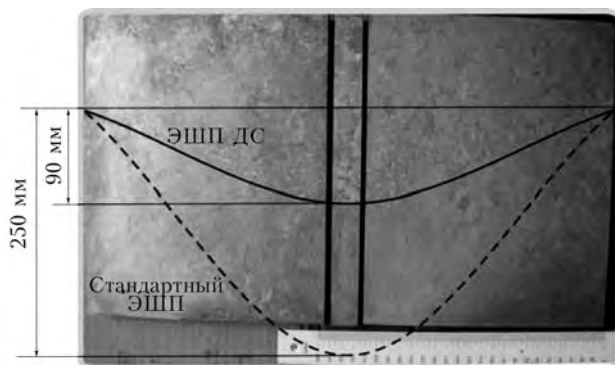


Рис. 4. Глубина металлической ванны в слитке ЭШП и ЭШП ДС диаметром 500 мм

При повышении указанного уровня по сигналу датчика подается команда на вытяжку наплавляемой заготовки из кристаллизатора, а при понижении уровня до определяемого технологией минимума — команда на заливку очередной порции наплавляемого металла.

Принципиально важно, что применение в качестве нерасходуемого электрода собственно кристаллизатора позволяет максимально «симметризовать» токоподвод к шлаку и в результате избежать проблем с неравномерным проплавлением наплавляемой заготовки. На практике проплавление контролируется с точностью до 5 мм.

При ЭШН ЖМ могут применяться различные сочетания материалов наплавки. Наплавляемый металл может быть более или менее тугоплавким по сравнению с осью, на которую осуществляют наплавку, или иметь ту же температуру плавления. Для производства валков это означает, что в качестве оси могут быть использованы и чугуны, и стали, а также отработавшие валки.

Технология ЭШН ЖМ реализована на Новокраматорском машиностроительном заводе, где работают две специализированные установки, позволяющие наплавлять заготовки рабочих и опорных валков непрерывных широкополосных станов диаметром более 1500 мм и массой практически до 50 т (рис. 5).



Рис. 5. Установка ЭШН ЖМ на Новокраматорском машиностроительном заводе

Нами предложена концепция многопрофильной печи для получения заготовок особо крупных прокатных валков толстолистовых станов 5000 и 5500, масса которых достигает 240...250 т, а также сплошных и полых кузнечных слитков массой до 300 т.

Печь ЭШН/ЭШП ЖМ-300 имеет две независимые плавильные позиции, объединенные общей рабочей платформой и отличающиеся производительностью и массой выпускаемой продукции. Первая позиция предназначена для выплавки слитков и заготовок диаметром до 1800 мм (массой до 80 т); вторая — слитков и заготовок диаметром от 1400 до 3200 мм (массой до 300 т).

Печь оснащена комплектом токоподводящих кристаллизаторов, а также дорнов (для выплавки полых слитков) и общим для двух позиций кантователем флюса.

Техническая характеристика комплекса печи ЭШН/ЭШП ЖМ-300

	Первая плавильная позиция	Вторая плавильная позиция
Максимальная масса слитка, т.....	80	300
Производительность установки, т/год до	20 000	45 000
Коэффициент сменности оборудования не менее	2,7	2,7
Режим работы позиции, ч/сут.	24	24
Толщина слоя наплавляемого металла, мм:		
при укрупнении слитка.....	—	до 500
при наплавке валка	до 200	до 200
Вертикальное перемещение подъемного стола, мм.....	до 9000	до 9500
Мощность источников силового питания, МВ·А.....	5	10
Количество источников питания устройства		
вращения шлаковой ванны, шт.	1	1(из двух блоков)
Рабочая скорость вытягивания слитка		
(заготовки), мм/мин.....	1...100	1...100
Грузоподъемность подъемного стола, кг.....	80 000	300 000
Максимальная расчетная температура, обеспечиваемая установкой сопутствующего		
нагрева, °С.....	850	850



Токоподводящий кристаллизатор для выплавки сплошных слитков имеет дополнительную секцию охлаждения, что удлинит его, по сравнению с кристаллизаторами для наплавки валков и выплавки полых слитков, примерно вдвое.

Каждая позиция снабжена электродо-(дорно-)держателем, обеспечивающим токоподвод, крепление и центровку сменных консолей с малоплавящимися электродами или дорнами, которые используют при выплавке слитков соответственно сплошного сечения и полых.

Для подачи металла в кристаллизатор предусмотрены по две на каждую позицию заливочные установки с полезным объемом жидкого металла до 10 т. Для организации жидкого старта на печи предусмотрена отдельно стоящая шлакоплавильная установка с набором тигель-ковшей различной емкости.

С целью корректировки состава шлака и необходимости его раскисления применяется система дозированной подачи свежего шлака, чистого флюорита и раскислителей в шлаковую ванну.

Для поддержания и выравнивания температуры слитков и заготовок большой массы, медленно вытягиваемых из кристаллизатора, используется система сопутствующего подогрева.

Система электропитания комплекса ЭШП ЖМ предусматривает применение специальных трехфазных источников питания низкой частоты (трансформатор и тиристорный преобразователь) 50 Гц, 10000 В, примерно 0,1...10 Гц, 120 В. Для предотвращения опасности резонанса оборудования преобразователи имеют функцию регулирования частоты под нагрузкой. Выбор в пользу низкочастотных источников питания сделан с целью уменьшения влияния на внешние сети и снижения реактивных потерь в короткой сети печи. Мощность основных источников питания составляет 5 и 10 МВ·А соответственно для первой и второй позиции.

Помимо основного источника, каждая плавильная позиция оснащена источником питания для организации управления вращением шлака, который представляет собой трехфазный трансформатор с преобразователем частоты, значение которой должно быть строго синхронизировано с основным источником тока. Этот низковольтный и сильноточный трансформатор вращения шлака подключается к прорези в разделительной секции токоподводящего кристаллизатора и создает в ней круговой ток.

Вращение шлаковой ванны способствует исчезновению видимых электродуг на границе шлак-кристаллизатор, предотвращению быстрого локального износа последнего, а также выравниванию температуры по всему периметру токоподводящей секции и распределению жидкого металла каждой порции по сечению слитка (сплошного, полого или наплавке валка), что в свою очередь обеспечивает равномерное температурное поле ванны жидкого металла.

Для обеспечения бесперебойной работы установки питание каждой плавильной позиции комп-

лекса организуется от двух независимых вводов (рабочего и резервного) с автоматическим включением резерва.

Печь ЭШН/ЭШП ЖМ-300 предусматривает работу с использованием современной системы управления, представляющей собой трехуровневую распределительную компьютеризированную систему сбора данных и управления технологическими процессами ЭШП, уровни которой представлены следующим образом:

«0» — сенсоры и исполнительные элементы;

«1» — PAC (Programmable Automation Controller), пульты местного управления устройствами, локальный пульт ручного управления ИП и локальный пульт ручного управления процессом ЭШП на платформе кристаллизатора;

«2» — рабочая станция SCADA.

Система управления включает в себя несколько подсистем, выполняющих следующие функции:

централизованную визуализацию и контроль технологических параметров;

анализ производственной ситуации, отслеживание граничных значений параметров процесса, обработка аварийных ситуаций;

расчет и выдача рекомендаций оператору;

непосредственное управление ЭШП процессом в автоматическом режиме;

расчет и выдача значений уставок (заданий) регуляторам локальных систем автоматизации.

Отличительной особенностью системы управления является глубокое резервирование и наличие нескольких степеней защиты, что необходимо для «спасения» крупного слитка. Предусмотрена и возможность завершения плавки в режиме ручного управления.

Система управления снабжена программой инженерного расчета ESSR LModcal©, позволяющей моделировать затвердевание слитка (заготовки), что делает систему управления способной к самообучению и привлечению реальных значений замеров температурного поля, электрических показателей и других данных.

Возможности комплекса печи характеризует сортмент планируемой к выпуску следующей продукции:

кузнечные слитки, изготавливаемые двумя основными технологическими процессами — ЭШН ЖМ и ЭШП ЖМ. Максимальная масса кузнечного слитка должна быть 300 т, минимальная — 60 т (для слитка сплошного сечения). Максимальный диаметр кузнечного слитка, получаемого способом укрупнения предварительно выплавленных сплошных слитков, составляет примерно 2600 мм, минимальный — 1400 мм;

заготовки опорных прокатных валков толстолистовых станков с диаметром и длиной бочки соответственно до 2400, 6400, общей длиной до 11500 мм и опорных валков полосовых станков с диаметром и длиной бочки соответственно свыше 1800, и 2400 мм, общей длиной свыше 7000 мм,



наплавленные ЭШН ЖМ с толщиной наплавки до 200 мм всеми современными материалами, применяемыми для прокатных валков;

полые слитки, которые изготавливаются при использовании основного технологического процесса ЭШП ЖМ. Габариты и масса полых слитков/заготовок ограничены следующими параметрами: максимальная масса — 300 т, минимальная — 20 т; максимальный наружный диаметр 3200 мм, минимальный — 1400 мм, максимальная толщина стенки полого слитка — 700 мм.

1. *New plant concepts and further developments for the production of large sized ESR ingots* / H. Holzgruber, M. Ramprecht, B. Ofner et al. // Proc. of the China International Forgemasters meeting (May 24-27, 2010. Cheng du, China). — Cheng du, 2010. — P. 94-102.
2. Prof. Zhouhua Jiang, private communication, 2010.
3. Aoya Exhibition Co., Ltd. // <http://www.forging-expo.cn/english/project6/index.asp>
4. *ESR with two power sources and process control* / L. Medovar, V. Petrenko, A. Tsykulenko et al. // Proc. LMPC-2005, TMS, Santa-Fe, New Mexico, Sept. 11-14, 2005 (electronic).
5. *Вдовин К. Н.* Прокатные валки. — Магнитогорск: МГТУ, 2005. — 543 с.
6. *Новый способ сварки заготовок сверхкрупных сечений: электрошлаковая сварка неподвижным электродом с добавкой кусковых материалов (ЭШС КПМ)* / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. П. Андреев и др. // Проблемы элект-

рошлаковой технологии. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 40-47.

7. *Аустель В., Хейман Г., Майдорн Х.* Производство крупных МХКВ-поковок и их свойства // Электрошлаковый переплав. — 1983. — Вып. 6. — С. 301-306.
8. *Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я.* Новый технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 1. — С. 3-7.
9. *New possibility to utilize ESR for the ingot segregation reduction* / L. B. Medovar, V. I. Makhnenko, V. Ya. Saenko, T. V. Korolyova // A collection of theses for communication. Third Baosteel biennial academic conf. — BAC 2008. (26-28 Sept. 2009, Shanghai). — Shanghai, 2008. — V. 2. — P. 33-38.
10. *New Method of Low Segregation ESR forging ingots production (computer simulation of the ESR ingot enlargement)* / V. Makhnenko, L. Medovar, V. Saenko, T. Korolyova // Proc. of the Intern. Forgemasters Meeting, IFM-17, 2008, Santander, Spain, 3-7 Nov., 2008 (electronic).
11. *Medovar B. I., Saenko V. Ya., Medovar L. B.* Electroslag Technologies in the XXI century // Proc. of the ASIA steel international conference — 2000 (September 26-29, 2000, Beijing, China). V.C. — Benijing, 2000. — V. C: Steelmaking. — P. 40-43.
12. *Патон Б. Е., Медовар Б. И., Медовар Л. Б.* 40 лет ЭШП: есть ли перспектива? // Сталь. — 1998. — № 11. — С. 24-28.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Инжиниринговая фирма «Элмет-Рол», Киев

Поступила 16.08.2010

МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА

19-22 октября 2010 года в г. Ижевске состоится IX Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия. Металлообработка».

Организаторами выставок являются: Правительство Удмуртской Республики, Администрация города Ижевска, Удмуртская торгово-промышленная палата, выставочный центр «Удмуртия».

Основная цель проведения выставки — демонстрация достижений и возможностей предприятий Удмуртии, регионов России и стран зарубежья, чья продукция выпускается для промышленного и топливно-энергетического комплекса. В выставке примут участие около 100 ведущих российских и зарубежных предприятий. Они представят на суд специалистов и гостей новые технологии, оборудование и материалы для нефте-газодобывающей, химической промышленности, машиностроения, металлургической и металлообрабатывающей отраслей, литейного производства, энергетики, энергосберегающее оборудование и технологии, применяемые в промышленности и многое другое.

В дни работы выставок пройдет «Биржа субконтрактов», представляющая собой переговоры уполномоченных представителей предприятий-заказчиков с потенциальными поставщиками по вопросам изготовления и поставки изделий.

Помимо этого, ведущие вузы республики проведут ряд круглых столов, семинаров, совещаний. Также пройдет молодежный форум инновационных проектов.

В деловую программу выставки включена Биржа деловых контактов, которая позволит участникам максимально эффективно организовать работу на выставке, узнать заранее о компаниях, желающих посетить стенд, ознакомиться с пожеланиями посетителей (формат, тема встречи, участники встречи), провести встречи на удобной площадке специально оборудованной деловой зоны. Также в рамках выставок пройдет День молодого специалиста.

Информационную поддержку выставки осуществляют более 100 изданий и интернет-ресурсов России и ближнего зарубежья.

E-mail: metal@vcudmurtia.ru



УДК 669.187.526:51.001.57

ПРОИЗВОДСТВО КРУПНОГАБАРИТНЫХ СЛИТКОВ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, В. А. Березос,
В. А. Крыжановский, А. Ю. Северин

Показаны возможности получения слитков жаропрочных титановых сплавов способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Исследовано качество полуфабрикатов, изготовленных из крупногабаритных слитков жаропрочных титановых сплавов.

Possibilities of producing ingots of heat-resistant titanium alloys using a method of electron beam cold hearth melting at the E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine are shown. The quality of semi-products manufactured of large-sized ingots of heat-resistant titanium alloys was investigated.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; слиток; жаропрочный титановый сплав; полуфабрикаты

Мировые тенденции развития технологии производства слитков жаропрочных титановых сплавов и полуфабрикатов из них для изготовления деталей являются практически общими для ведущих авиационных предприятий, т. е. технология их получения является важным звеном в обеспечении стабильности и необходимого уровня эксплуатационных свойств.

Одним из прогрессивных направлений металлургического производства жаропрочных титановых сплавов является электронно-лучевая плавка (ЭЛП), позволяющая не только более глубоко очищать эти материалы от газовых и летучих металлических примесей, но и существенно упрощать процесс металлургического передела, получать изделия с качественно новыми физико-химическими и механическими свойствами.

Электронно-лучевая плавка также обеспечивает возможность изготовления слитков из сложнелегированных титановых сплавов путем переплава первичной шихты в виде губчатого титана и лигатуры [1].

В условиях установившейся технологической схемы производства жаропрочных титановых сплавов особое значение приобретает исследование процесса кристаллизации слитков различного диаметра.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены комплексные исследовательские работы по из-

готовлению слитков жаропрочных сплавов способом ЭЛП [2]. При определении технологических параметров плавки использовались режимы нагрева поверхности слитка в кристаллизаторе, определенные методами математического моделирования. Выполнены эксперименты по изготовлению слитков жаропрочных титановых сплавов ВТ8 диаметром 200 мм, а также ВТЗ-1 диаметрами 400 и 500 мм.

С целью оптимизации процесса плавки и получения слитков с гарантированным химическим сос-

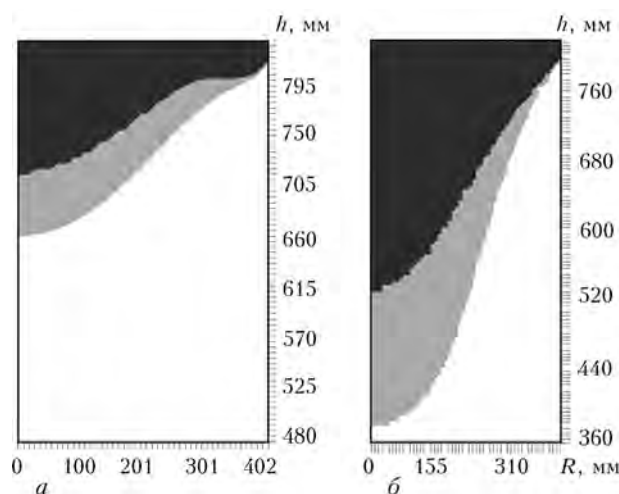


Рис. 1. Температурное поле слитка диаметром 840 мм при производительности плавки, кг/ч: а — 225; б — 600; R — радиус; h — высота слитка

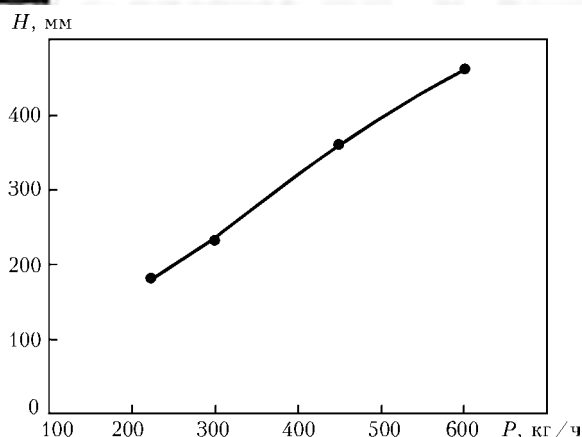


Рис. 2. Зависимость глубины H жидкой ванны от производительности P плавки для слитков диаметром 840 мм

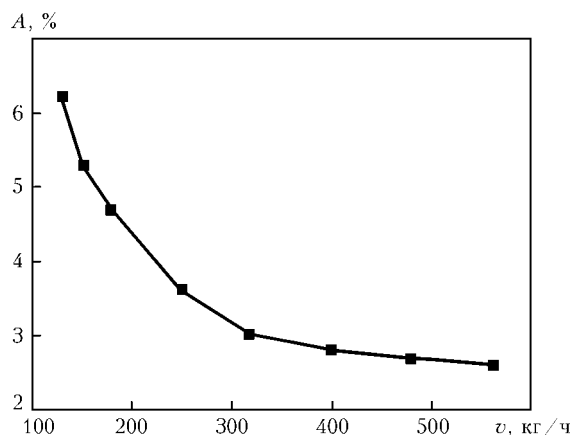


Рис. 3. Общие потери A металла на испарение в зависимости от скорости v плавки слитка диаметром 840 мм

тавом, а также минимизации потерь легирующих элементов при ЭЛП крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов титана осуществлены математические расчеты технологических параметров плавки для слитков диаметром 840 мм [3]. В результате расчетов в рамках математической модели



Рис. 4. Слиток жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1 диаметром 840 мм, длиной 4000 мм

получены поля температур в слитке диаметром 840 мм жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1 для электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) разной производительности (рис. 1).

Исследовали зависимость теплового состояния слитка при ЭЛПЕ от производительности плавки. Установили зависимость глубины жидкой ванны и общих потерь металла на испарение от производительности процесса плавки (рис. 2, 3).

Показано, что глубина жидкой ванны при ряде рабочих значений производительности процесса плавки не превышает половины диаметра слитка, что с точки зрения теории кристаллизации является удовлетворительным результатом [2].

Производили слитки на промышленной электронно-лучевой установке УЭ5810 [4]. Установка отличалась высокой технологичностью при проведении некоторых процессов, достигаемой путем несложной замены одной оснастки другой, что позволило производить плавку слитков круглого сечения диаметром до 1200 мм, слитков прямоугольного сечения — до 420×1300 и длиной до 4000 мм.

Таблица 1. Распределение легирующих элементов и примесей по длине в слитке диаметром 840 мм из жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1, полученного способом ЭЛПЕ

Часть слитка	Место отбора пробы	Массовая доля элементов, %							
		Al	Mo	Cr	Fe	Si	H	O	N
Верхняя	О	6,25	2,28	1,72	0,29	0,32	0,001	0,09	0,011
	С	6,30	2,40	1,83	0,30	0,33			
	П	6,15	2,35	1,63	0,30	0,33			
Средняя	О	6,20	2,27	1,73	0,29	0,33	0,001	0,11	0,009
	С	6,27	2,38	1,70	0,29	0,35			
	П	6,18	2,36	0,70	0,30	0,30			
Нижняя	О	6,25	2,43	1,88	0,28	0,36	0,001	0,09	0,011
	С	6,26	2,50	1,95	0,28	0,35			
	П	6,14	2,44	1,90	0,26	0,30			
ГОСТ 19807–91		5,5... 7,0	2,0... 3,0	0,8... 2,0	0,2... 0,7	0,15... 0,40	<0,015	<0,15	< 0,05

Примечание. О — вблизи оси слитка; С — около середины радиуса; П — в периферийной зоне (10 мм от поверхности слитка).



Рис. 5. Кованый диск диаметром 1600 мм из жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1

Комплекс теоретических и экспериментальных исследований процесса ЭЛПЕ слитков диаметром

Таблица 2. Механические свойства поковок жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1

№ поковки	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	HV
Ц812	1150... 1160	10	23	35	360
Ц815	1100... 1110	12	26	40	320
X479	1090... 1100	13	25	38	316
Ц819	1120... 1130	11	24	37	358
X490	1060... 1065	12	26	40	332
Ц836	1160... 1170	10	24	36	361
Ц840	1180... 1190	9	22	32	363
X466	1060... 1070	12	25	35	330
И255.105.091-87	950... 1200	≥9	≥22	≥30	269... 363



Рис. 6. Полуфабрикаты из жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1: а — поковки; б — прутки

200... 500 мм дал возможность разработать технологию получения высококачественных слитков жаропрочных сплавов титана диаметром 840 мм, свободных от включений высокой и низкой плотности. Впервые в мировой практике на электронно-лучевой установке УЭ5810 из первичной шихты получили крупногабаритные слитки жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1 диаметром 840 мм (рис. 4).

В выплавленных способом ЭЛПЕ слитках жаропрочного титанового сплава отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером более 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений. Структура их металла плотная, кристаллическая неоднородность и зональная ликвация в слитках отсутствуют. Распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное, а содержание примесных элементов находится в пределах требований ГОСТ 19807-91 (табл. 1).

Из слитков диаметром 840 мм изготовлены полуфабрикаты в виде поковок и прутков (рис. 5, 6).

Макроструктуру кованых прутков диаметром 45 мм из жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1 определяли на продольных и поперечных темплетях. Установили ее соответствие баллу 4 по 10-балльной шкале ВИАМ 1054-76 (рис. 7), что полностью отвечает требованиям стандартов. В макроструктуре прутков отсутствуют трещины, расслоения, пусто-

ты, плены, металлические и неметаллические включения, обнаруживаемые визуально.

Исследования показали, что свойства полуфабрикатов, изготовленных из слитков, выплавленных по разработанной технологии ЭЛПЕ, отвечают всем требованиям, предъявляемым промышленностью к качеству жаропрочных титановых сплавов (табл. 2).

Технологические процессы ЭЛП, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона, дают возможность получать высококачественные слитки титана и его сплавов с однородной бездефектной структурой. Установленное в ГП «НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ оборудование позволяет выпускать промышленные

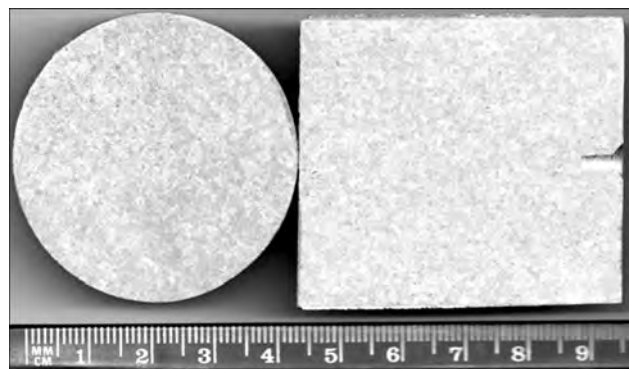


Рис. 7. Макроструктура кованого прутка диаметром 45 мм из жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1



партии титановых слитков различных типоразмеров при объеме годового производства до 5000 т.

Разработанная технология дает возможность в результате использования более дешевого исходного сырья и увеличения сквозного выхода годного металла снизить себестоимость титановых полуфабрикатов, а следовательно, повысить конкурентоспособность и расширить области применения титана в различных отраслях промышленности.

Таким образом, благодаря созданию технологий ЭЛП жаропрочных сплавов титана и оборудования для получения высококачественных слитков появилась возможность организовать в Украине конкурентоспособное на мировых рынках производство высококачественных слитков жаропрочных титановых сплавов.

Выводы

1. Впервые в мире способом ЭЛПЕ получены слитки жаропрочного титанового сплава ВТЗ-1 диаметром 840 мм.

2. Комплексные исследовательские работы показали, что свойства полуфабрикатов, изготовлен-

ных из слитков выплавленных способом ЭЛПЕ, отвечают всем требованиям, предъявляемым промышленностью к качеству жаропрочных титановых сплавов.

3. Разработана технология ЭЛП слитков жаропрочных сплавов титана, а также создано специализированное оборудование для реализации указанной технологии, что позволило организовать в Украине конкурентоспособное производство высококачественных слитков титановых сплавов.

1. Тригуб Н. П., Жук Г. В. Разработка прогрессивных технологических схем производства титановой продукции в ИЭС им. Е. О. Патона // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 4. — С. 7–9.
2. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 250 с.
3. Развитие электронно-лучевой плавки титана в ИЭС им. Е. О. Патона / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. А. Березос // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 3. — С. 22–24.
4. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 30.06.2010

УДК 669.187.526.001.57

ПРОВЕРКА АДЕКВАТНОСТИ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТИТАНОВОГО СЛИТКА ЭЛПЕ

В. А. Березос

Исследованы процессы формирования жидкой ванны в слитках титана при выплавке в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью. Проведено сравнение экспериментальных результатов с данными математического моделирования. Показано, что модель с достаточной точностью отражает тенденцию изменения глубины формирования жидкой ванны с изменением мощности нагрева слитка.

Processes of formation of molten pool in titanium ingots during melting in electron beam cold hearth furnaces are investigated. Comparison of experimental results with data of mathematic modeling was made. It is shown that the model demonstrates at a sufficient precision the tendency of a change in depth of molten pool formation with a change in ingot heating capacity.

Ключевые слова: математическое моделирование; электронно-лучевая плавка; слиток; жидкая ванна металла

Затвердевание металла сопровождается сложными и быстротекущими физическими процессами переноса тепла, гидродинамического течения, излуче-

ния. На практике зачастую не представляется возможным измерить значения параметров этих процессов, тем более с достаточной точностью.

Кроме того, в металлургии натурные эксперименты сопряжены с большими материальными затратами, связанными с размерами и стоимостью слитков.

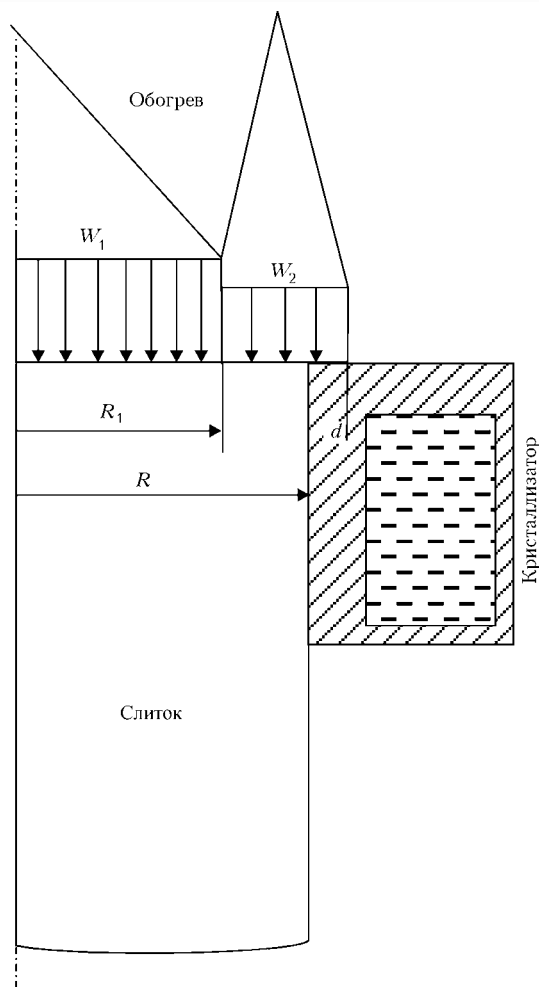


Рис. 1. Схема моделирования процесса формирования цилиндрического слитка при ЭЛПЕ

Большое значение имеют численные эксперименты с применением методов математического моделирования и расчетов на ЭВМ, позволяющие при сравнительно малых затратах и минимальном количестве экспериментальных данных составить качественную и количественную картину явлений, происходящих в металлургических процессах.

Преимущество численных методов состоит в том, что они дают возможность учитывать не только средние показатели физических величин, но и задавать их распределение в пространстве и времени, максимально приближенное к реальным процессам.

Целью моделирования является отказ от дорогостоящего натурного эксперимента путем вычисления распределения требуемого параметра в любой момент времени с заданной точностью.

На практике же обычно достигают сокращения количества экспериментов путем вычисления характера распределения и тенденции изменения требуемого параметра. Однако экспериментальная проверка таких математических расчетов все же необходима, поскольку она дает реальную картину протекания процессов в слитке.

Основные принципы моделирования теплофизических процессов в слитках, получаемых способами специальной электрометаллургии, сформули-

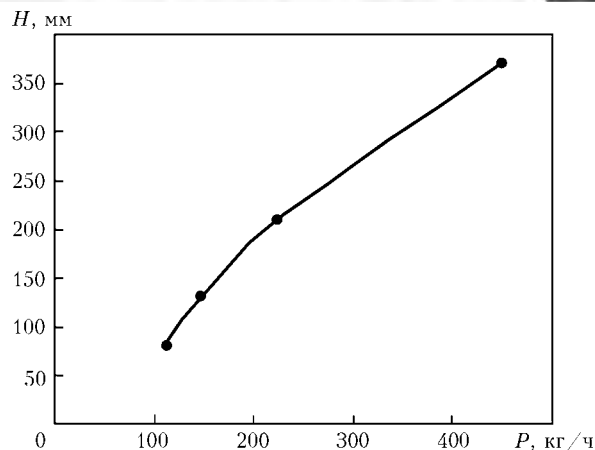


Рис. 2. Влияние производительности плавки P на глубину ванны H для слитков диаметром 600 мм

рованы в работах [1, 2]. В последние годы создано несколько математических моделей, описывающих различные стадии ЭЛПЕ: плавление исходной шихты, перемешивание и испарение металла и примесей в промежуточной емкости, формирование слитка в кристаллизаторе (в том числе выведение усадочной раковины), остывание слитка [3–6].

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана, а затем усовершенствована математическая модель кристаллизации цилиндрических слитков при ЭЛПЕ, позволяющая получать распределение температур в цилиндрическом слитке в любой момент времени, а следовательно, и конфигурацию жидкой ванны и зоны твердо-жидкого состояния металла в зависимости от технологических параметров электронно-лучевой плавки (производительности процесса, периодичности заливки расплава в кристаллизатор и мощности электронно-лучевого нагрева) [3].

Однако до настоящего времени подтверждение адекватности данной модели проводилось лишь косвенно. Так, в работе [7] показано влияние глубины жидкой ванны, зависящей от мощности электронно-лучевого нагрева и производительности плавки, на формируемую структуру слитков титана.

Задача данной работы состояла в экспериментальной проверке адекватности модели протекания теплофизических процессов в кристаллизаторе.

В данной модели жидкий металл сливали в кристаллизатор порциями, а слиток из него вытягивали периодически. Поверхность слитка обогревалась двумя электронными лучами, причем мощность w_1 одного из них равномерно распределялась в центральной зоне, а другого w_2 — сконцентрирована в периферийной зоне (рис. 1).

В математической модели контролируемые технологическими параметрами являются мощности лучей w_1 , w_2 , периодичность заливки t , высота одновременно сливаемой в кристаллизатор порции h , смещение периферийного луча от центра на стенку кристаллизатора d .

Формальным критерием глубины жидкой ванны выбран радиус слитка R , общепринятый при оценке условий кристаллизации [3]. По данным графика (рис. 2) видно, что глубина жидкой ванны не пре-

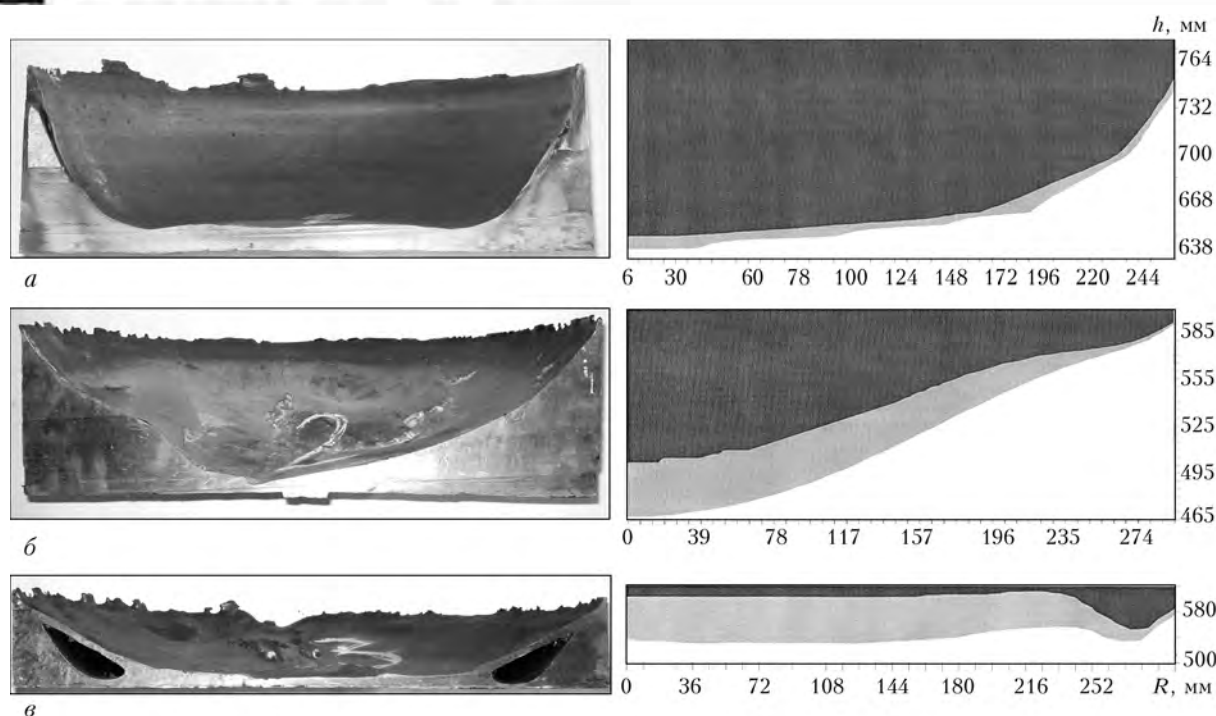


Рис. 3. Экспериментальная и расчетная жидкие ванны в слитке титана BT1-0 диаметром 600 мм при различных режимах плавки: а – 1; б – 2; в – 3 (таблица)

выпадает радиуса слитка (для диаметра слитка 600 мм) при значении производительности плавки 350 кг/ч [8]. Поэтому для проведения эксперимента выбрана скорость плавки 300 кг/ч.

С помощью математической модели [3] смоделированы три режима плавки слитков диаметром 600 мм титанового сплава BT1-0. Задачу решали численно с помощью метода конечных разностей. В качестве неизменяемых технологических параметров приняты следующие: $t = 180$ с; $h = 0,012$ м; $d = 0,006$ м. Путем изменения значения энергии, сообщаемой электронными лучами свободной поверхности слитка, смоделированы три режима плавки (таблица).

В результате расчетов получены температурные поля слитка для различных режимов электронно-лучевого нагрева поверхности металла в кристаллизаторе при ЭЛПЕ (рис. 3).

Процессы формирования жидкой ванны в слитках титана при выплавке в электронно-лучевых печах с промежуточной емкостью были также исследованы экспериментально.

Режимы электронно-лучевого нагрева поверхности слитка BT1-0 диаметром 600 мм в кристаллизаторе

№ режима	Мощность, кВт		Глубина жидкой ванны, мм		Отклонение расчета от эксперимента, %
	Центр	Периферия	расчет H_p	эксперимент H_s	
1	200	120	142	150	5,3
2	160	80	131	139	5,7
3	100	110	89	80	11,2

С использованием расчетных режимов электронно-лучевого нагрева цилиндрического слитка в кристаллизаторе на электронно-лучевой установке УЭ-5812 [9] проведены экспериментальные плавки слитков титана BT1-0 диаметром 600 мм.

Слитки выплавляли по технологии ЭЛПЕ с горизонтальной подачей расходуемой заготовки, накоплением металла в промежуточной емкости и его сливом в кристаллизатор с формированием слитка.

Обогрев верхнего торца слитка осуществлялся двумя аксиальными электронными пушками, распределение энергии которых представляло собой концентрические круги.

Мощность первого луча была равномерно распределена в центральной области, а второго — на периферии со смещением на стенки медного водоохлаждаемого кристаллизатора.

Изменялась как общая мощность $w_1 + w_2$, так и распределение мощности между пушками (таблица). Металл в кристаллизатор подавался порциями.

Установлено, что глубина и объем жидкой металлической ванны постоянно увеличиваются в начале плавки до достижения постоянного уровня, свидетельствующего об установлении квазистационарного режима в верхней части слитка, на который не влияет изменение теплового режима [3].

После установления квазистационарного режима для данной скорости плавки и достижения высоты слитка 1000 мм производили слив жидкого расплава со всего объема металлической ванны путем проплавления корочки металла на периферии слитка. Полученные слитки были разрезаны на две части вдоль оси симметрии (рис. 3).

Изучение полученных заготовок показало, что они с достаточной точностью повторяют форму рас-

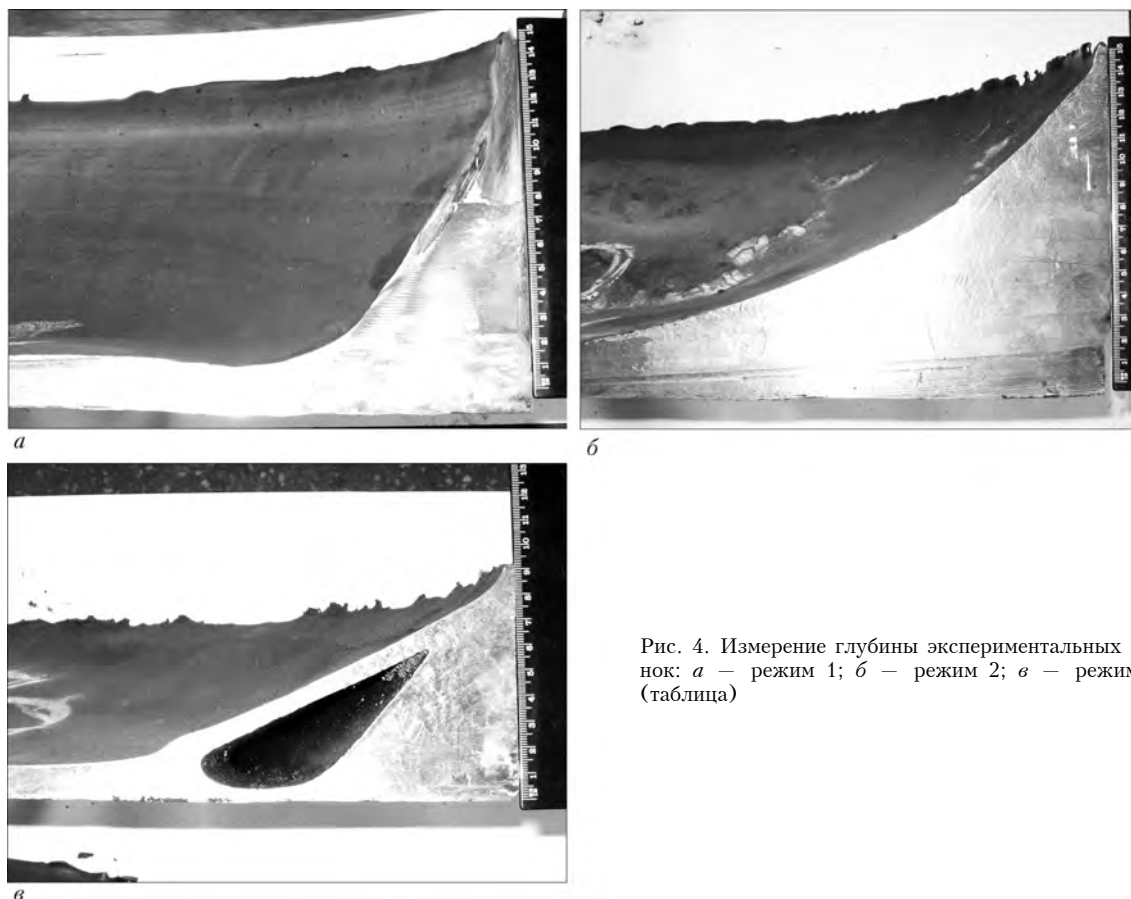


Рис. 4. Измерение глубины экспериментальных лунок: *а* — режим 1; *б* — режим 2; *в* — режим 3 (таблица)

считанных температурных полей. Глубину измеряли от крайней кромки головной части слитка до самой нижней точки образовавшейся лунки (рис. 4). Данные измерений приведены в таблице.

Отклонение расчетных данных от экспериментальных определяли по следующей формуле:

$$D = (H_э - H_p) \cdot 100 / H_p,$$

где D — отклонение данных расчета от экспериментальных, %; $H_э$ — глубина жидкой ванны экспериментальная, мм; H_p — глубина жидкой ванны рассчитанная, мм.

Сравнение экспериментальных результатов с данными математического моделирования показало, что модель в целом реально отражает физическое явление формирования жидкой ванны в слитках. Рассчитанные значения глубины жидких ванн совпадают с экспериментально измеренными в пределах 5...12 %. Проведенный эксперимент позволяет сделать вывод о том, что в целом модель с достаточной точностью отражает тенденцию изменения глубины формирования жидкой ванны с изменением мощности нагрева слитка.

1. Математическое моделирование процесса электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью и его применение

для производства титана / Ж.-П. Белло, Е. Флори, Е. Эсс, Д. Аблизер // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1996. — № 4. — С. 27–37.

2. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
3. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 250 с.
4. Лесной А. Б., Демченко В. Ф., Жадкевич М. Л. Моделирование гидродинамики и теплообмена при кристаллизации слитков электронно-лучевого переплава // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2001. — № 2. — С. 17–21.
5. Калинюк А. Н., Жук Г. В., Тригуб Н. П. Моделирование режимов вывода усадочной раковины в цилиндрических слитках ЭЛПЕ // Там же. — 2002. — № 1. — С. 23–25.
6. Жук Г. В., Ахонина Л. В., Тригуб Н. П. Математическое моделирование процессов кристаллизации титанового сплава Ti-6Al-4V при ЭЛПЕ // Там же. — 1998. — № 2. — С. 21–25.
7. Жук Г. В., Тригуб Н. П., Калинюк А. Н. Влияние скорости охлаждения на структуру цилиндрических слитков ЭЛПЕ титанового сплава Ti-6Al-4V // Процессы литья. — 2003. — № 4. — С. 79–82.
8. Жук Г. В. О влиянии распределения мощности нагрева металла в кристаллизаторе в процессе ЭЛПЕ на структуру титановых слитков // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 2. — С. 17–20.
9. Промышленная электронно-лучевая установка УЭ-5812 / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, В. Д. Корнейчук и др. // Там же. — 2007. — № 1. — С. 11–14.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 30.06.2010



ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ТРУБ ИЗ СЛИТКОВ МОЛИБДЕНА ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

В. О. Мушегян, Г. Х. Карапетян, Н. М. Туренков

Проведена серия исследований по производству опытно-промышленной партии молибденовых труб из слитков электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью. На основании данных о структуре и пороге хладноломкости металла создана технологическая карта получения молибденовых труб. Показана возможность создания в Украине технологической цепочки производства проката тугоплавких металлов — от выплавки слитка до теплой прокатки труб.

A series of investigations was carried out on production of pilot-industrial batch of pipes of ingots of electron beam cold hearth melting. Basing on data about structure and brittleness threshold of metal, the technological chart of producing molybdenum pipes was made. The feasibility of creation in Ukraine of the technological chain of production of rolled metal of refractory metals starting from ingot melting up to hot rolling of pipes is shown.

Ключевые слова: молибден; слиток; электронно-лучевой переплав; промежуточная емкость; горячее прессование; порог хладноломкости; раскатка труб

Производство металлопродукции из тугоплавких металлов (ТМ), в том числе и молибдена, является обязательным фактором развития научно-технического прогресса в таких отраслях, как атомная энергетика, ракетостроение, космическое машиностроение, сверхзвуковая авиация (в агрегатах, работающих при температурах выше 1200 °С) [1, 2]. Поэтому совершенствование технологии изготовления проката из ТМ, в частности труб, с целью улучшения их качества, ужесточения точности геометрических размеров и свойств, весьма актуально.

Немаловажным аспектом при использовании труб из ТМ является снижение их себестоимости. В СССР, когда такая эксклюзивная продукция, как трубы из ТМ, выпускалась всего на нескольких предприятиях, вопрос о их себестоимости практически не поднимался. Изготовление этих труб полностью контролировалось государством.

В связи с тем, что Украина все больше интегрируется в мировую экономику с рыночными отношениями и жесточайшей конкуренцией, необходимость в разработке конкурентоспособной технологии производства труб из ТМ, в том числе из молибдена, является своевременной.

Технология производства труб из молибдена включает обязательный горячий передел (экструзию) слитка в гильзу, ее механическую и химическую обработку, а также последующий теплый передел, аналогично холодному, придающий трубам требуемые свойства и геометрические размеры.

Ввиду характерной для металлов VIa группы хрупкости молибдена при комнатной температуре его деформацию осуществляют в нагретом состоянии при температурах выше температуры хрупко-вязкого перехода T_x . Этот так называемый порог хладноломкости в значительной степени зависит от обработки металла, его структуры, качества поверхности и обычно составляет 350... 500 °С [3].

Вследствие указанных особенностей теплый передел молибденовых труб является трудо- и энергоемким многоцикловым процессом, требующим создания специальных условий деформирования, использования теплостойкого инструмента, сложных химических обработок, длительных вакуумных термообработок, применения дорогостоящих смазок и покрытий, постоянного научного сопровождения технологии с отбором и исследованием образцов по всей технологической цепочке.

Поскольку процесс изготовления труб из молибдена является весьма сложным и дорогостоящим, в настоящей статье авторы рассматривают сквозную (комплексную) технологию изготовления труб из литых тугоплавких металлов и их сплавов (молибдена марки МЧВП), снижающую затраты на их производство, в том числе вследствие полной реализации на предприятиях Украины.

Любое производство металлопродукции из литых металлов начинается с выплавки слитка. Среди способов получения молибденовых слитков [4] с точки зрения чистоты металла электронно-лучевая плавка является преимущественной, поскольку в глубоком вакууме (остаточное давление газов менее $1 \cdot 10^{-2}$ Па) плавящийся металл очищается от вредных примесей внедрения (кислорода, азота и водо-



рода), а также сопутствующих легкоплавких металлов, таких как железо, медь, никель и кобальт. Чистота металла при этом достигает 99,99 %.

Однако металл слитков прямого электронно-лучевого переплава характеризуется значительной крупнозернистостью, что отрицательно сказывается на его пластичности за счет малоразвитой поверхности границ и повышенной удельной концентрации примесей по границам зерен (рис. 1, а).

В ходе эксперимента по созданию кооперации производства труб из ТМ между НТЦ «Патон-Армения» и ГП НИТИ им. Я. Е. Осады получена опытно-промышленная партия молибденовых труб из слитков электронно-лучевой плавки. В НТЦ способом ЭЛПЕ изготовлены экспериментальные слитки молибдена чистого вакуумного переплава (МЧВП) [5] с равноосной и относительно мелкозернистой структурой (рис. 1, б).

Механические свойства металла слитков, определенные при комнатной температуре, приведены в табл. 1. Вследствие указанного эффекта хладноломкости свойства литого металла далеки от требуемых для эксплуатации изделий из молибдена.

Дальнейшего улучшения свойств литых тугоплавких металлов обычно достигают путем горячей деформации —ковки, прессования или прокатки в валках. Согласно имеющемуся опыту производства труб из молибдена выбрали прессование.

Высокотемпературное прессование литого малопластичного металла, в том числе и молибдена, является преимущественным, по сравнению с горячей ковкой или косо́й прокаткой, поскольку при первом (экструзии) соблюдается наиболее благоприятная схема деформации — схема всестороннего неравномерного сжатия. Слитки молибдена деформировать при помощиковки даже при температурах 1350... 1450 °С не удавалось из-за образования трещин по границам зерен [1, 3].

Горячую деформацию молибденовых полых заготовок осуществляли на горизонтальном гидравлическом прессе усилием 16 МН из втулки контейнера диаметром 120 мм. Скорость пуансона при прессовании составляла 230... 320 мм/с, температура нагрева слитков перед прессованием равнялась 1350... 1450 °С. В качестве технологического инструмента пресса использовали матрицы с рабочим диаметром 52 мм из стали 3Х2В8Ф и иглы диаметром 30 мм из стали 5ХЗВЗМФС. Нагрев заготовок производили в вертикальном индукторе до температуры 1350... 1450 °С в проточном аргоне.

Горячепрессованные трубные заготовки имели размер 52Х11Х1730 мм. Визуальный осмотр полученных трубных заготовок показал отсутствие на их поверхности видимых трещин и разрывов. Ка-

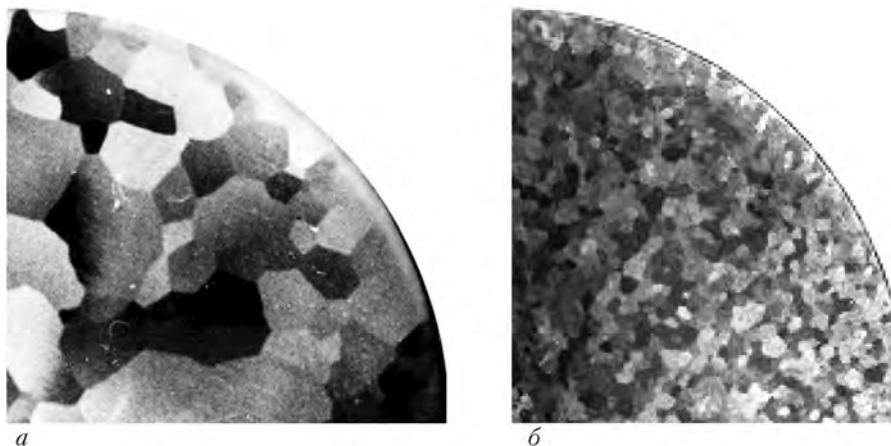


Рис. 1. Макроструктура слитков молибдена МЧВП диаметром 120 мм электронно-лучевой плавки (1/4 поперечного сечения): а — прямой переплав; б — электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ)

чество поверхности заготовок соответствует качеству обычных горячедеформированных труб. Анализ микроструктуры металла труб показал, что на фоне зерен, вытянутых вдоль оси, имеются новые рекристаллизованные зерна правильной формы. Степень рекристаллизации достигала примерно 30... 50 % в поле зрения микроскопа.

Механические свойства прессованных труб, определенные при комнатной температуре с помощью растяжения образцов (табл. 1), свидетельствуют о достаточной пластичности металла для последующей деформации. Это обусловлено весьма точно выбранной температурой прессования — выше температуры рекристаллизации деформированного металла T_p . Кроме того, полученная микроструктура металла труб и их механические свойства позволили исключить перед последующим теплым переделом сложные дорогостоящие операции химической и вакуумной термической обработки. В результате механической обработки заготовки под теплый передел приобрели размер 48Х8Х(300... 600) мм.

Теплую прокатку подготовленных молибденовых заготовок сечением 48Х8 мм и последующих переделных труб осуществляли в клетях станов соответственно ХПТ-32 и ХПТР 8-15, оборудованных устройствами для нагрева как прокатываемых труб, так и технологического инструмента в виде калибров, роликов и оправок [6]. Весь инструмент изготовлен из теплостойких сталей типа Р18 и 3Х2В8.

Необходимость проведения теплой прокатки заключается в регламентировании упрочнения металла труб, обеспечиваемого путем постепенного увеличения степени деформации по проходам пе-

Таблица 1. Механические свойства молибдена

Состояние металла	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Слиток	310... 350	270... 320	2... 8	3... 16
Трубная заготовка	500... 540	400... 470	17... 25	23... 30

Таблица 2. Технологический маршрут изготовления труб из молибдена ЭЛПЕ

Размер труб (диаметр×толщина), мм	Вид деформации	Вытяжка за проход, кратная	Относительная деформация, %	Температура нагрева, °С	
				труб	инструмента
35×5	ХПТ-32	2,13	53	450... 500	200... 250
26,0×2,0	ХПТ-32	2,55	60	450... 500	200... 250
21,6×1,0	ХПТР 8-15	2,85	64	350... 400	250... 300
14×1	ХПТ-32	4,5	77	350... 400	300... 350
12,0×0,7	ХПТР 8-15	1,60	40	350... 400	300... 350
10,0×0,5	ХПТР 8-15	1,66	40	300... 350	300... 350

Примечания: 1. Исследовали заготовки 48×8 мм. 2. Для всех труб проведены холодная и термическая обработки.



Рис. 2. Трубы различного диаметра из молибдена ЭЛПЕ

редельных труб в процессе их переката на меньший размер при соблюдении максимально благоприятных температурно-деформационных условий [6]. С учетом особенностей металлов VIa группы, т. е. наличия температурного перехода из хрупкого в вязкое состояние T_x (порога хладноломкости), важным фактором являлась необходимость обоснованного выбора температуры дальнейшей тепловой прокатки горячедеформированных передельных труб. С этой целью определяли T_x по результатам испытания на ударный изгиб образцов типа менаже, отобранных от прессованных труб и имеющих частично рекристаллизованную структуру. Образцы испытывали в интервале температур 50... 450 °С.

Анализ полученных экспериментальных данных показал, что температура перехода молибдена из хрупкого в пластичное состояние находится на уровне 200... 300 °С. Однако, учитывая длительный контакт прокатываемого металла с технологическим инструментом в клетях трубопрокатных станов, где происходит существенный отвод тепла, для тепловой прокатки молибденовых труб рекомендована температура нагрева труб на 150... 200 °С выше порога хладноломкости. Ориентируясь на данные, полученные в работах [7, 8], авторы разработали маршрут изготовления труб и режимы их термической обработки (табл. 2), где каждая последующая позиция маршрута отражает размерную часть трубы готового размера.

По разработанному маршруту изготовили молибденовые трубы диаметром 10... 26 мм и толщиной стенки 0,5... 2,0 мм (рис. 2). Данный сортимент труб может представлять интерес для потенциальных потребителей молибденовой продукции как наиболее востребованный.

Выводы

1. В результате производственной кооперации отечественных предприятий создана технологическая цепочка производства молибденовых труб.

2. Доказана принципиальная возможность создания в Украине полного производственного цикла получения проката тугоплавких металлов на основе слитков ЭЛПЕ.

3. Металл молибденовых слитков ЭЛПЕ по своим свойствам (содержание примесей, структура, порог хладноломкости) полностью отвечает требованиям к заготовке для производства труб.

1. *Технология и оборудование для обработки тугоплавких порошковых и композиционных материалов* / А. П. Коликов, А. В. Крупин, П. И. Полухин и др. — М.: Металлургия, 1989. — 384 с.
2. *Отрошенко В.* В ракете и лазере, в реакторе и пушке // *Металл.* — 2005. — № 4. — С. 82–94.
3. *Моргунова Н. Н., Клытин Б. А., Бояришинов В. А.* Сплавы молибдена. — М.: Металлургия, 1975. — 392 с.
4. *Зеликман А. Н.* Молибден. — М.: Металлургия, 1970. — 440 с.
5. *Мушегян В. О.* Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена // *Современ. электрометаллургия.* — 2009. — № 4. — С. 26–28.
6. *Устройство для газового нагрева очага деформации и технологического инструмента при тепловой прокатке тонкостенных труб из хрупких тугоплавких металлов и сплавов* / Н. М. Туренков, М. В. Потапов, М. Н. Туренков и др. // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* — 2007. — № 6. — С. 53–55.
7. *Тенденции развития технологии производства труб из тугоплавких металлов (ТМ) в Украине* / Н. М. Туренков, В. О. Мушегян, В. П. Блощинский и др. // *Материалы конф. «Трубы-Украина-2007»* (Днепропетровск, 23–26 сент. 2007 г.). — Днепропетровск, 2007. — С. 23–26.
8. *Крупин А. В., Соловьев В. Я.* Пластическая деформация тугоплавких металлов. — М.: Металлургия, 1971. — 352 с.

НТЦ «Патон-Армения»

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев,

ОАО «Завод чистого железа», Ереван,

ГП НИТИ им. Я. Е. Осады, Днепропетровск

Поступила 04.06.2010



УДК 669.187.826

ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК ЖЕЛЕЗА НА СУБ- И МИКРОСТРУКТУРУ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ МЕДИ

А. И. Устинов, Е. В. Фесюн,
Т. В. Мельниченко, А. А. Некрасов

На примере системы Cu-Fe изучено влияние нерастворимых добавок (железа) на характеристики микроструктуры вакуумных конденсатов нанодвойникованной меди, которая характеризуется повышенными прочностными свойствами. Показано, что введение железа в медь в небольших количествах (до 1,7 мас. %) существенно уменьшает толщину двойниковых прослоек, характерных для чистой меди. Такие изменения микроструктуры сопровождаются значительным повышением ее прочности.

On the example of Cu-Fe system the effect of insoluble additions (iron) on characteristics of microstructure of vacuum condensates of nano-twinning copper, which is characterized by increased strength properties, was studied. It is shown that adding of iron into copper in small amounts (up to 1.7 wt. %) decreases greatly the thickness of twinned interlayers typical for a pure copper. These changes of microstructure are accompanied by a large increase in its strength.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение (ЕВ-PVD); просвечивающая электронная микроскопия; нанодвойники; микротвердость

Введение. При определенных условиях электронно-лучевого осаждения меди образуются конденсаты, зерна которых имеют двойниковую субструктуру [1]. Толщина двойниковых доменов при изменении условий осаждения может достигать наномасштабных значений. При такой нанодвойниковой субструктуре предел текучести вакуумных конденсатов меди может составлять примерно 1500 МПа. Повышение уровня прочности меди не сопровождается снижением ее пластичности и, в отличие от материалов с нанозеренной структурой, нанодвойникованная медь сохраняет пластичность перед разрушением на уровне 10...12 % [2-5].

Указанные свойства нанодвойникованной меди позволяют рассматривать ее в качестве перспективного конструкционного материала, сочетающего высокие значения прочности, пластичности, тепло- и электропроводности, свойственные отожженной меди [2].

Условия формирования двойниковой субструктуры вакуумных конденсатов ГЦК-металлов и факторы, которые могут оказывать влияние на толщину двойниковых прослоек (плотность двойниковых границ), рассмотрены в работах [6-7]. Экспериментальные исследования и термодинамический анализ процесса роста кристалла из паровой фазы показали, что температура подложки и энергия дефек-

тов упаковки по плотноупакованным плоскостям {111} существенно влияют на плотность двойниковых границ [7]. При этом двойниковые границы преимущественно зафиксированы в кристаллах, вытянутых в направлении $\langle 111 \rangle$, т. е. перпендикулярно направлению их роста.

Такая ориентация границ двойников позволяет полагать, что двойниково ориентированные домены образуются в результате возникновения ошибок в последовательности укладки атомных слоев {111} ГЦК-решетки меди в процессе роста зерен. Указанные ошибки на фронте роста кристаллитов могут возникать из-за малой разницы свободных энергий зарождающихся островков с правильной и неправильной укладкой атомов относительно поверхности кристалла [7].

Поскольку зарождение двойниково ориентированных доменов происходит на фронте роста кристаллита, то формирование двойниковой субструктуры возможно только в том случае, когда рост зерен происходит в кристаллографическом направлении $\langle 111 \rangle$. В случае изменения по тем или иным причинам кристаллографического направления роста кристаллитов формирование двойников роста будет затруднено.

С учетом этого предположили, что на вероятность формирования зародышей с неправильной укладкой атомов по отношению к атомному слою, на котором он формируется, может оказывать влияние наряду с другими факторами и появление на по-

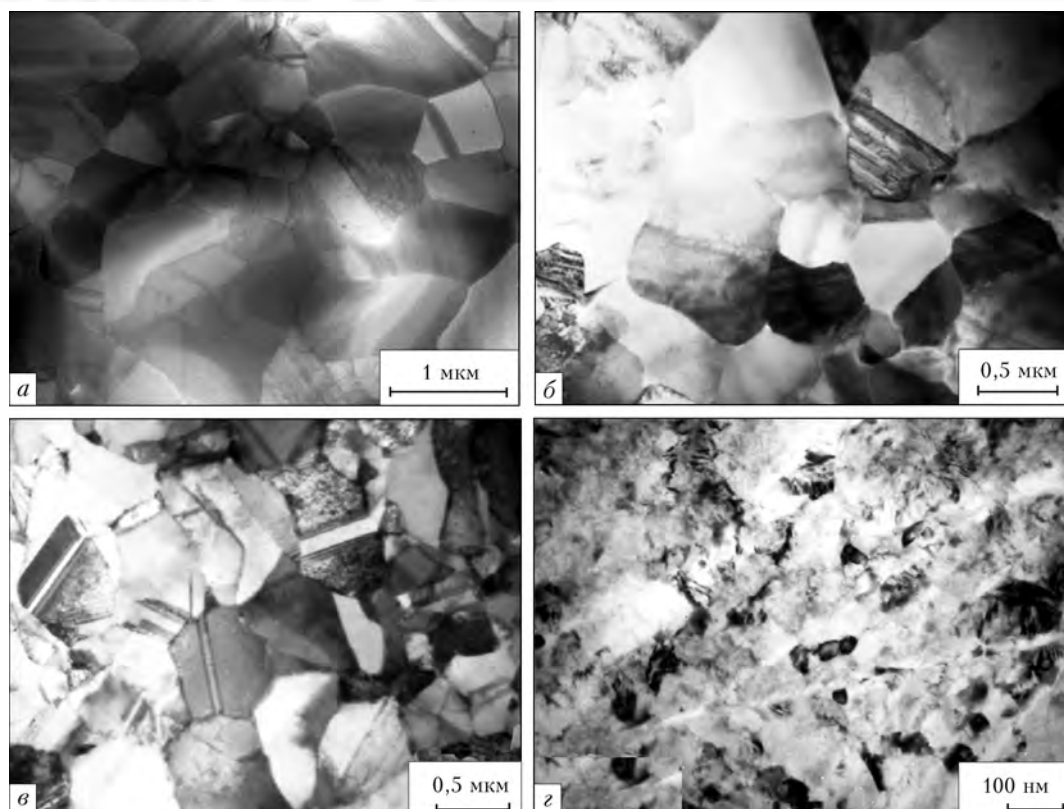


Рис. 1. Микроструктура планарного сечения конденсатов Cu (а), Cu–1,7 % Fe (б), Cu–4,2 % Fe (в) и Cu–7 % Fe (г)

верхности кристаллов атомов примеси. С этой точки зрения наибольший интерес могут представлять атомы компонентов, нерастворимые в меди. С учетом изложенного, в настоящей работе изучено влияние введения атомов железа в паровой поток меди на характеристики суб- и микроструктуры ее вакуумных конденсатов. Исходя из равновесной диаграммы состояния Cu–Fe, растворимость железа в меди при $T = 20^\circ\text{C}$ составляет 0,1 ат. % [8].

Получение образцов и способы исследования. Конденсаты меди с содержанием железа 1,7; 4,2 и 7,0 мас. % толщиной 40... 55 мкм получали способом электронно-лучевого испарения в вакууме компонентов с последующим совместным осаждением паровых потоков на подложку [9]. В процессе осаждения использовали испарение из двух независимых источников — слитков меди и железа чистотой соответственно 99,6 и 99,8 %. Все конденсаты осаждались при одинаковых технологических условиях, обеспечивавших формирование нанодвойниковой субструктуры в медных конденсатах (температура подложки 260°C ; скорость осаждения конденсатов $2\text{ мкм}\cdot\text{мин}^{-1}$ ($30\text{ нм}\cdot\text{с}^{-1}$); давление остаточных газов в камере не превышало $1\cdot 10^{-3}\text{Па}$; расстояние подложка–мишень равнялось 300 мм).

Для проведения исследований структуры и механических свойств конденсатов образцы препарировали в виде тонкой фольги и покрытий. Для отделения конденсатов от подложки на ее поверхность предварительно осаждали тонкий слой хлористого натрия.

Характеристики микроструктуры конденсатов и их химический состав изучали с помощью сканирующего микроскопа (CamScan-4), оснащенного энергодисперсионным анализатором (Energy 200), и просвечивающего электронного микроскопа (HITACHI 800). Фазовое состояние и текстуру определяли методами рентгеновской дифрактометрии (дифрактометр DRON-4 с текстурной приставкой) в $\text{CoK}\alpha$ -излучении.

Микротвердость конденсатов измеряли на поперечных шлифах образцов с использованием оптического микроскопа Polivar Met, оснащенного приставкой для измерения твердости при постоянной нагрузке на индентор 0,098 Н длительностью 10 с. При этом точность измерения составляла $\pm 10\%$.

Экспериментальные результаты и их обсуждение.

Структура конденсатов. Влияние содержания железа в конденсатах на состояние их структуры отражено на рис. 1 и 2. Конденсаты чистой меди характеризуются столбчатой формой зерен диаметром около 0,8 мкм, полностью фрагментированных прослойками из двойниковых доменов, средняя толщина которых составляет около 80 нм (рис. 1, а, 2, а). Согласно микродифракционной картине, их плоскости двойникования перпендикулярны направлению роста кристаллитов, т. е. атомным плоскостям {111}.

В конденсатах Cu–1,7 % Fe большая доля кристаллитов имеет столбчатое строение и также полностью фрагментирована двойниками, ориентированными перпендикулярно направлению их роста $\langle 111 \rangle$ (рис. 2, б). Однако средняя толщина кристал-

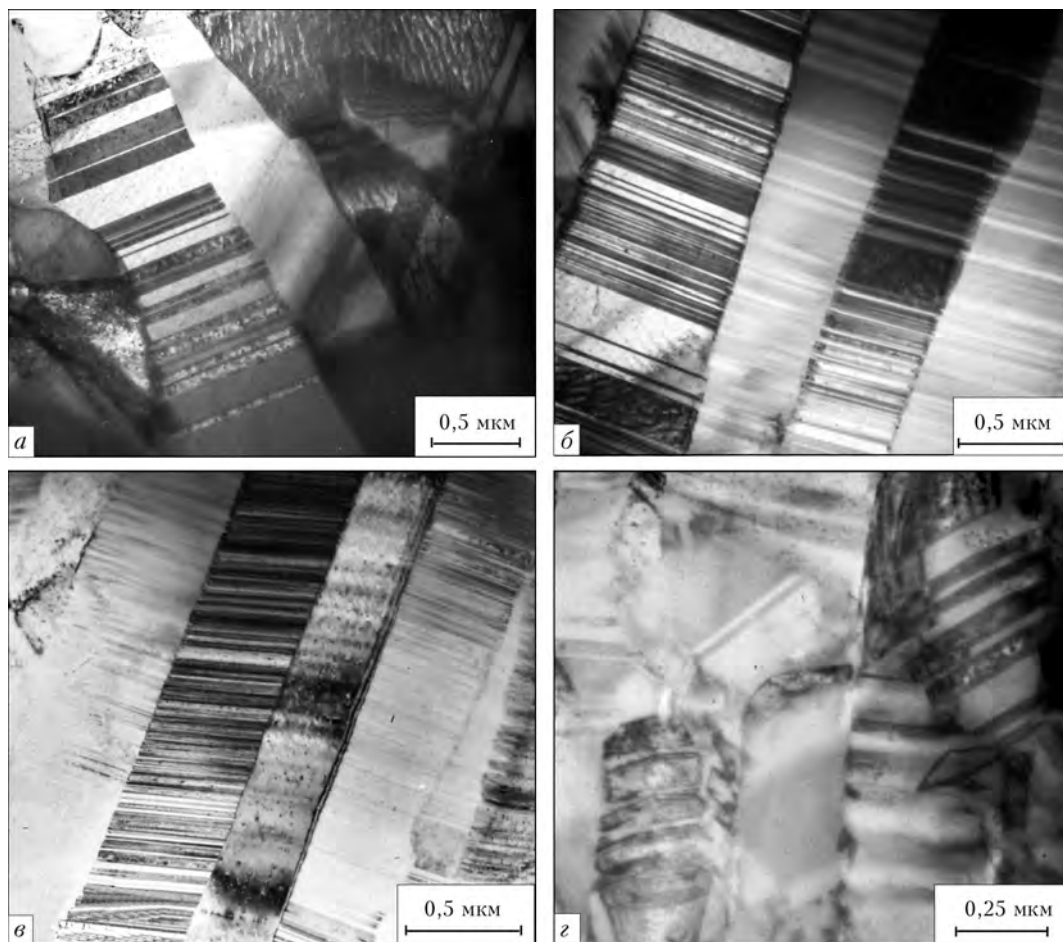


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения конденсатов Cu (а), Cu–1,7 % Fe (б), Cu–4, 2 % Fe (в) и Cu–7 % Fe (з)

литов в конденсатах Cu–1,7 % Fe уменьшается до 0,5 мкм (рис. 1, б), а двойников — до 30 нм, что примерно в 2,5 раза меньше, чем в конденсатах из чистой меди.

С увеличением содержания железа в меди до 4,2 мас. % средняя толщина кристаллитов и двойников остается приблизительно такой же, как и в конденсатах Cu–1,7 % Fe (рис. 1, в); однако доля таких кристаллитов с нанодвойниковой субструктурой уменьшается приблизительно в два раза (рис. 3). Дальнейшее увеличение содержания железа до 7,0 мас. % приводит к формированию нанозеренной структуры, а также к существенному уменьшению доли кристаллитов с нанодвойниковой субструктурой (рис. 1, з).

Исследование текстуры конденсатов с различной массовой долей железа позволило выявить следующую закономерность. Для конденсатов чистой меди характерен остро выраженный максимум плотности полюсов плоскостей (111), расположенный вблизи центра полюсной фигуры, и достаточно узкое радиальное распределение плотности полюсов плоскостей (100) и (110), проявляющееся в виде сплошных колец (рис. 4, а), расположенных на угловых расстояниях соответственно 55 и 35°. Такая конфигурация плотности полюсов соответствует текстуре «волокна» типа $\langle 111 \rangle$; это свидетельствует о том, что формирование конденсатов меди осуществ-

ляется вследствие роста их зерен преимущественно в кристаллографическом направлении $\langle 111 \rangle$.

Введение железа в медь приводит к вырождению волокнистой текстуры $\langle 111 \rangle$. По мере увеличения содержания железа максимум полюсной плотности (111) в центре полюсной фигуры заметно уширяется и ослабевает. При этом зафиксировано сильное размытие распределения плотности полюсов (100) и (110) и появление максимума полюсной плотности вблизи центра полюсной фигуры (рис. 4, б, в). Такое их распределение соответствует формирова-

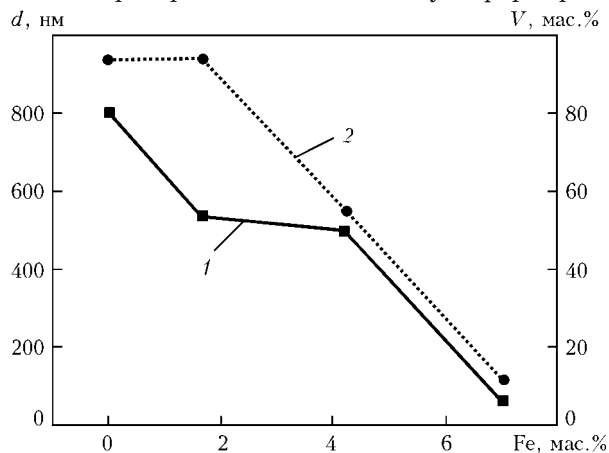


Рис. 3. Зависимость среднего размера d зерна (1) и объемной доли кристаллитов V (2) с нанодвойниковой субструктурой от содержания железа в конденсатах меди

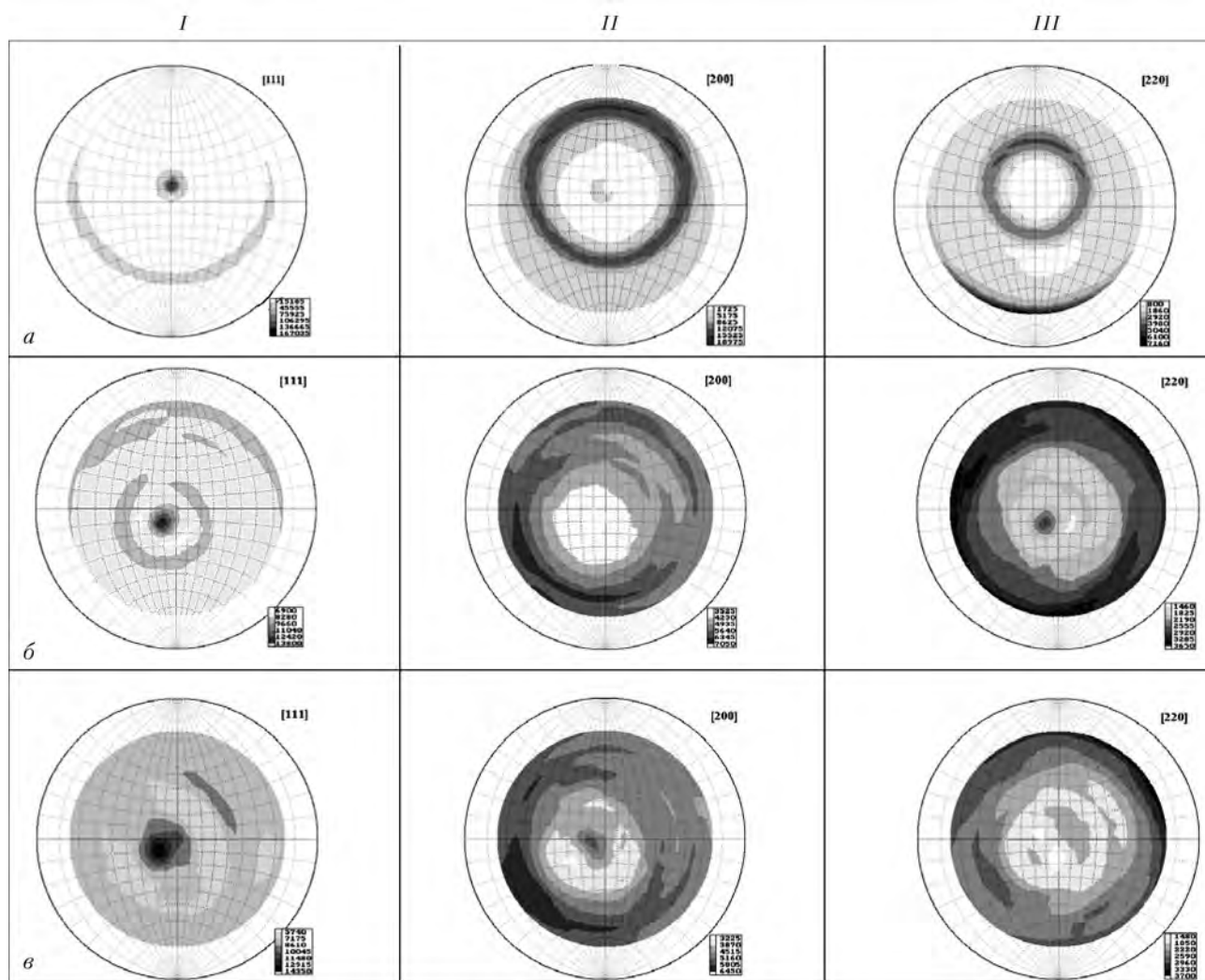


Рис. 4. Распределение плотности полюсов плоскостей (111), (100) и (110) (колонки I–III) для конденсатов Cu, Cu–4 % Fe, Cu–7 % Fe (ряды а–в)

нию в конденсате волокнистой многокомпонентной текстуры типа $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 110 \rangle$.

Поскольку волокнистая текстура конденсатов формируется в результате направленного роста зерен столбчатой формы, то на основе анализа распределения полюсной плотности можно предположить, что в случае чистой меди рост зерен осуществляется в направлении $\langle 111 \rangle$, а при введении в медь атомов железа направление роста зерен может совпадать с направлением как $\langle 111 \rangle$, так и $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$.

Из экспериментальных данных видно, что влияние железа на характеристики структуры конденсатов немонотонно: при введении в медь небольшого количества атомов примесей кристаллографическая ориентация столбчатых зерен сохраняется такой же, как и у чистой меди, в направлении $\langle 111 \rangle$, а плотность двойниковых границ таких кристаллитов резко увеличивается.

При увеличении концентрации железа выше некоторого критического значения (примерно 4 мас. %) обнаружено существенное уменьшение доли столбчатых кристаллитов, ориентированных вдоль направления $\langle 111 \rangle$. При этом зафиксировано появление зерен без нанодвойниковой субструктуры, т. е.

микроструктура вакуумного конденсата становится бимодальной.

Из полученных результатов следует, что появление атомов примеси железа на фронте роста кристаллитов способствует возникновению дефектов упаковки, параллельных атомным слоям (111). В результате плотность двойниковых границ возрастает.

С ростом концентрации железа плотность двойниковых границ должна была бы увеличиваться и при большем содержании железа в меди, и условии, что ее введение не влияет на процесс роста столбчатых кристаллитов. Однако при легировании материалов соотношение между поверхностными энергиями различных кристаллографических граней кристаллитов может измениться [10].

Таким образом, можно предположить, что при некоторой критической концентрации железа в меди соотношение поверхностных энергий граней кристалла с малыми кристаллографическими индексами претерпевает качественные изменения — исчезает явно выраженная анизотропия, свойственная кристаллам чистой меди. В результате этого значения скорости роста кристаллитов в направлениях $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ становятся близкими.



Как видно из текстурного анализа, при увеличении концентрации железа однокомпонентная аксиальная текстура $\langle 111 \rangle$ вырождается тем больше, чем выше концентрация железа, становится возможным формирование столбчатых кристаллитов с иными, чем $\langle 111 \rangle$, кристаллографическими направлениями роста.

Поскольку для формирования двойниковой субструктуры необходимо, чтобы плоскость двойникового разламывания располагалась параллельно фронту его роста, рост кристаллитов по иным, чем $\langle 111 \rangle$, кристаллографическим направлениям, приводит практически к полному исчезновению в них двойниковой субструктуры. В результате этого доля кристаллитов с двойниковой субструктурой при увеличении концентрации железа будет уменьшаться.

Таким образом, увеличение содержания железа в конденсатах меди приводит к качественным изменениям характеристик их микроструктуры и субструктуры. Конденсаты с содержанием железа до 4 мас. % характеризуются столбчатыми кристаллитами субмикронного размера и полидоменной двойниковой субструктурой; тогда как при повышении содержания железа в меди доля кристаллитов с двойниковой субструктурой постепенно уменьшается. При содержании железа в конденсатах меди 7 мас. % формируется нанозернистая структура, преимущественно с монодоменной субструктурой.

Микротвердость конденсатов. Результаты исследования характеристик микроструктуры конденсатов меди с различным содержанием железа дают основания предположить, что механические свойства конденсатов будут различаться. Действительно, введение в медь 1,7 мас. % железа приводит к резкому, почти двукратному, возрастанию микротвердости конденсатов, однако ее значение не изменяется в пределах погрешности измерения при дальнейшем повышении содержания железа (рис. 5). Это обстоятельство и отсутствие частиц ОЦК-железа в матричной меди в конденсатах Cu-Fe позволяют исключить фактор их дисперсного упрочнения.

Можно также полагать, что двукратное увеличение микротвердости конденсатов Cu-1,7 % Fe, по сравнению с конденсатами меди, является слишком большим и не характерным для твердорастворного упрочнения металлов элементами замещения, особенно если принять во внимание почти одинаковые атомные радиусы меди и железа, т. е. прочностные свойства исследуемых конденсатов Cu-Fe определяются не столько состоянием твердого раствора железа в ГЦК-меди, сколько характеристиками их микроструктуры.

Определяющее воздействие нанодвойниковой субструктуры на увеличение микротвердости вакуумных конденсатов меди показано в работах [1–5, 7], в частности для конденсатов, осаждаемых из паровой фазы [1]: с уменьшением толщины двойников до 50 нм их микротвердость увеличивалась до 1,9 ГПа. Упрочнение материалов с нанодвойниковой субструкту-

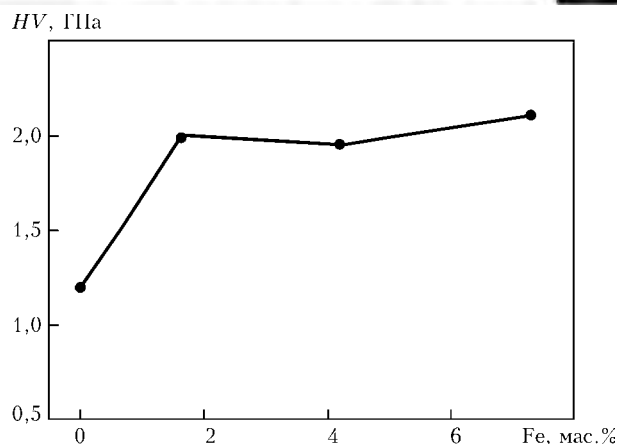


Рис. 5. Зависимость микротвердости HV конденсатов меди от содержания железа

рой связывают в основном с тем, что границы двойников являются эффективными барьерами для перемещения дислокаций в теле зерна [7, 11].

В исследуемых конденсатах Cu-1,7 % Fe толщина двойников в 2,5 раза меньше, чем в конденсатах меди; причем доля таких кристаллитов является доминирующей, т. е. можно предположить, что прочностные свойства этих конденсатов определяются главным образом их двойниковой субструктурой.

С увеличением содержания железа соотношение количества кристаллитов с поли- и монодоменной субструктурой резко изменяется, и в конденсатах Cu-7 % Fe формируется преимущественно монодоменное зерно размером около 60 нм.

Прочностные свойства материала с такими размерами зерен должны были быть выше, по сравнению с конденсатами, у которых размер зерен имеет субмикронный масштаб. Однако, как следует из полученных результатов, прочностные свойства указанных конденсатов остаются практически такими же, как и для конденсатов Cu-1,7 % Fe. Причиной этого может быть то, что механизмы деформации материалов с нанодвойниковой субструктурой и нанозернистой монодоменной микроструктурой будут отличаться, что должно сказаться и на их механических свойствах.

Таким образом, предполагаемое повышение прочности конденсатов Cu-7 % Fe за счет уменьшения размера зерна существенно ограничивается факторами, связанными с уменьшением объемной доли зерен с нанодвойниковой субструктурой.

Выводы

1. Установлено, что влияние железа на характеристики микроструктуры меди при их совместном электронно-лучевом осаждении в вакууме условно можно разделить на два концентрационных интервала. Малые концентрации железа (до 1,7 мас. %) вызывают увеличение плотности двойниковых границ кристаллитов.

2. Показано, что при концентрациях железа вблизи 4 мас. % волокнистая текстура $\langle 111 \rangle$, свойственная меди с небольшими добавками железа, вырождается, поскольку формируется волокнистая



текстура типа $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle + \langle 110 \rangle$, в которой по мере повышения концентрации железа доля компонент $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ возрастает.

3. Определено, что столбчатые кристаллиты, ориентированные вдоль $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$, не имеют двойниковой субструктуры, в результате этого микроструктура вакуумных конденсатов претерпевает качественные изменения от полидоменной к монодоменной субструктуре зерен. Следовательно, изменения механических свойств конденсатов меди при введении в нее атомов железа обусловлены, с одной стороны, увеличением плотности двойниковых границ кристаллитов, растущих в направлении $\langle 111 \rangle$, с другой, — уменьшением доли таких кристаллитов. Как видно из приведенных данных, увеличение плотности двойниковых границ в кристалле при незначительном уменьшении доли таких кристаллитов сопровождается значительным повышением микротвердости материала. Уменьшение доли данных кристаллитов существенно ограничивает упрочнение конденсатов меди при дальнейшем повышении концентрации в ней железа.

1. Влияние температуры подложки на микро- и субструктуру конденсатов меди, осажденных из паровой фазы / А. И. Устинов, Е. В. Фесюн, Т. В. Мельниченко, С. М. Романенко // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 19–26.

2. *Ultrahigh Strength and High Electrical Conductivity in Copper* / L. Lu, Y. F. Shen, X. Chen et al. // Science. — 2004. — V. 304. — P. 422.
3. *Strain hardening and large tensile elongation in ultrahigh-strength nano-twinned copper* / E. Ma, Y. M. Wang, Q. H. Lu et al. // Appl. Phys. Lett. — 2004. — 85, № 21. — P. 4932.
4. *Tensile properties of copper with nano-scale twins* / Y. F. Shen, L. Lu, Q. H. Lu et al. // Scripta Materialia. — 2005. — 52. — P. 989–994.
5. *Nano-sized twins induce high rate sensitivity of flow stress in pure copper* / L. Lu, R. Schwaiger, Z. W. Shan et al. // Acta Materialia. — 2005. — N 53. — P. 2169–2179.
6. *Zhou X. W., Wadley H. N. G. Twin formation during the atomic deposition of copper* // Ibid. — 1999. — 47, № 3. — P. 1063–1078.
7. *Enhanced hardening in Cu/330 stainless steel multilayers by nanoscale twinning* / X. Zhang, A. Misra, H. Wang et al. // Ibid. — 2004. — V. 52. — P. 995–1002.
8. Штремель М. А. Прочность сплавов. Деформация. — М.: МИСиС, 1997. — Часть II. — 527 с.
9. *Paton B. E., Movchan B. A. Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum* // Sov. Technol. Rev., Sec. C. Weld. Surf. Rev. — 1991. — N 2. — P. 43–64.
10. Хонигман Б. Рост и форма кристаллов. — М.: Изд.-во иностр. лит., 1961. — 210 с.
11. *Lu L., Chen X., Huang X., Lu K. Revealing the maximum strength in nanotwinned copper* // Science. — 2009. — V. 323. — P. 607–610.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 25.03.2010

Международная научно-техническая и научно-методическая конференция «НАНОТВЕРДОСТЬ И СОВРЕМЕННЫЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ»

10–11 октября 2010 г.
ХНАДУ (ХАДИ) г. Харьков

Тематика конференции:

- ✓ актуальные проблемы определения нанотвердости материалов;
- ✓ современные технологии получения и методы исследования наноструктурных слоев и покрытий;
- ✓ использование нанотехнологий для повышения конструктивной прочности деталей машин;
- ✓ нанотехнологии в содержании инженерных и специальных дисциплин, методические особенности их преподавания;
- ✓ конструкционные функциональные наноматериалы (методы исследования и результаты).

Тел.: (057) 700-38-75; 707-37-29
E-mail: mvi@knadi.kharkov.ua



УДК 621.745.5:669.15126

ПОВЕДЕНИЕ АЗОТА ПРИ ВЫПЛАВКЕ СПЕЦИАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ В ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЕЧИ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА С КЕРАМИЧЕСКИМ ПОДОМ

В. Р. Бурнашев

Предложены формулы для расчета стандартной растворимости азота в специальных сталях и никелевом сплаве. Построены политермы растворимости азота в исследуемых материалах. Экспериментально установлена зависимость механических свойств сталей 05X12H2M и 07X12HMFBR от содержания в них азота.

Formulae are offered for calculation of standard solubility of nitrogen in special steels and nickel alloy. Polytherms of nitrogen solubility in materials being investigated are plotted. The dependence of mechanical properties of steels 05Kh12N2M and 07Kh12NMFBR on nitrogen content in them was established experimentally.

Ключевые слова: плазменно-дуговая плавка; растворимость азота; специальные стали; механические свойства

При разработке технологических процессов выплавки сталей, чистых металлов и сплавов необходима информация о стандартной растворимости в них газов, а также влиянии легирующих элементов на их растворимость. Эти данные требуются для расчета технологических режимов переплава с целью получения металла заданного состава.

Основополагающим уравнением для расчета растворимости газа в сплаве $Me-i$ по известному значению абсорбционной емкости чистого металла K_i^{Me} и коэффициенту активности газа в сплаве f_i^g принято приведенное в работе [1]:

$$K_i^{Me-i} = \frac{K_i^{Me}}{f_i^g}. \quad (1)$$

Из выражения (1) следует, что компоненты сплава, взаимодействующие с диатомным газом сильнее, чем основа, понижают активность газа, а контактирующие слабее — повышают ее.

В настоящее время растворимость азота изучена практически для всех основных двойных металлических сплавов. Для расчета растворимости диатомных газов в многокомпонентных металлических системах необходимо установить коэффициенты активности этих газов.

На активность газа воздействуют все составляющие сталей и сплавов. Поэтому при расчете коэффициентов активности необходимо учитывать влияние всех третьих элементов системы металл-газ-элемент. В работе [2] показано, что действие третьих элементов системы на активность второго элемента аддитивно и выражается следующей формулой:

$$\ln f_i^g = \ln f_i^{g1} + \ln f_i^{g2} + \ln f_i^{g3} + \dots,$$

где f_i^{gj} — коэффициент активности газа в металле, легированном элементом j .

Для количественного учета влияния содержания компонента на коэффициент активности элемента введено понятие параметр взаимодействия [2]. Выражая массовую концентрацию в процентах, параметр взаимодействия первого порядка представлен в виде

$$e_i^R = \left. \frac{\partial \lg f_i^g}{\partial [i, \%]} \right|_{[i, \%] \rightarrow 0}, \quad (2)$$

где $[i, \%]$ — содержание легирующего элемента.

Тогда согласно формулам (1) и (2) логарифм активности газа в многокомпонентном сплаве следующий:

$$\lg f_i^g = e_i^{g1} [i_1, \%] + e_i^{g2} [i_2, \%] + e_i^{g3} [i_3, \%] + \dots$$

С учетом неоднозначности влияния третьих компонентов сплава на активность газа в растворе при



Влияние расхода алюминия в предварительный период раскисления на активность азота при различных температурах (расчет)

Марка сплава	Номер плавки	Расход алюминия, кг/т	Логарифм активности азота при разных значениях температуры, (К)				
			1723	1773	1823	1873	1923
XH55MBЦ	1	2,0	1,453	1,468	1,482	1,495	1,507
	2	2,5	1,430	1,445	1,460	1,473	1,486
	3	3,0	1,437	1,452	1,465	1,478	1,491
07X12НМФБР	1	0	0,711	0,736	0,760	0,782	0,803
	2	0,5	0,764	0,786	0,807	0,827	0,846
	3	1,0	0,711	0,735	0,759	0,781	0,802
	4	1,5	0,666	0,693	0,718	0,741	0,764
	5	2,0	0,665	0,691	0,716	0,739	0,761
	6	2,5	0,663	0,688	0,713	0,736	0,758
	7	3,0	0,748	0,770	0,790	0,809	0,828
	8	3,5	0,719	0,741	0,763	0,783	0,802
05X14Н15МЗЦ	71	1,0	0,712	0,737	0,760	0,783	0,804
	73	0,5	0,713	0,735	0,755	0,775	0,794
	74	2,0	0,686	0,712	0,736	0,759	0,780
	75	3,0	0,683	0,708	0,732	0,755	0,777
05X12Н2М	1	0	0,782	0,804	0,824	0,843	0,861
	2	0,5	0,773	0,795	0,816	0,836	0,855
	3	1,0	0,758	0,781	0,803	0,823	0,843
	4	1,5	0,758	0,780	0,802	0,822	0,841
	5	2,0	0,775	0,797	0,818	0,838	0,857
	6	2,5	0,772	0,795	0,816	0,836	0,855
	7	3,0	0,779	0,800	0,821	0,840	0,859

изменении в широких пределах концентрации этих компонентов зависимость логарифма активности газа в сплаве представляют в виде ряда Тейлора:

$$\lg f_{\text{r}}^{\Sigma} = e_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%) + \frac{1}{2} r_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%)^2 + \frac{1}{6} q_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%) + \\ + e_{\text{r}}^{i_2} [i_2, \%) + \frac{1}{2} r_{\text{r}}^{i_2} [i_2, \%)^2 + \frac{1}{6} q_{\text{r}}^{i_2} [i_2, \%) + \dots,$$

где $r_{\text{r}}^{i_1}$ и $q_{\text{r}}^{i_1}$ — параметры взаимодействия соответственно второго и третьего порядка.

Стандартную растворимость газа (изобару растворимости) представляют в следующем виде [3]:

$$\lg K_{\text{r}}^{\text{Me}} = \pm \frac{A}{T} - B, \quad (3)$$

где A и B — соответственно энтальпийный и энтропийный коэффициенты; T — температура, К.

Путем логарифмирования уравнения (1) и компоновки его с выражением (3) в работе [1] получено уравнение для расчета растворимости газа в сплаве следующего заданного состава:

$$\lg K_{\text{r}}^{\Sigma} = \pm \frac{A}{T} - B - \sum_{i_1}^{i_n} \{ e_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%) + \\ + \frac{1}{2} r_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%)^2 + \frac{1}{6} q_{\text{r}}^{i_1} [i_1, \%) + \dots \}.$$

С учетом приведенных теоретических предположений, а также расчетных и экспериментальных дан-

ных в работе [3] предложено для определения растворимости азота в многокомпонентном сплаве на основе железа в широком диапазоне температур и концентраций легирующих элементов следующее выражение:

$$\lg K_{\text{N}}^{\Sigma} = -\frac{293}{T} - 1,16 - \left(\left(\frac{3757}{T} - 0,81 \right) \sum e_{\text{N},2073\text{K}}^{\text{R}} [R, \%) + \right. \\ \left. + \left(\frac{5132}{T} - 1,48 \right) \frac{1}{2} \sum r_{\text{N},2073\text{K}}^{\text{R}} [R, \%)^2 + \frac{1}{6} \sum q_{\text{N},2073\text{K}}^{\text{R}} [R, \%)^3 \right]. \quad (4)$$

Для вычисления растворимости азота в сплавах никеля с хромом, содержащих до 21% хрома, использовали аналитические уравнения, полученные в работе [4]:

$$\lg K_{\text{N}}^{\text{NiCr}} = -\frac{2530}{T} - 1,668 - \quad (5)$$

$$- \left\{ \left(-\frac{324}{T} + 0,0525 \right) [\text{Cr}, \%) + \left(\frac{7}{T} - 0,002 \right) [\text{Cr}, \%)^2 \right\},$$

$$\text{где } -\frac{2530}{T} - 1,668 = \lg K_{\text{N}}^{\text{Ni}}.$$

В настоящей работе проведены расчеты стандартной растворимости азота в исследуемых материалах (таблица). Добавка хрома в жидкое железо повышает растворимость азота и увеличивает положительный тепловой эффект смешения газа с металлом. Экспериментально полученное значение параметра взаимодействия первого порядка, отра-

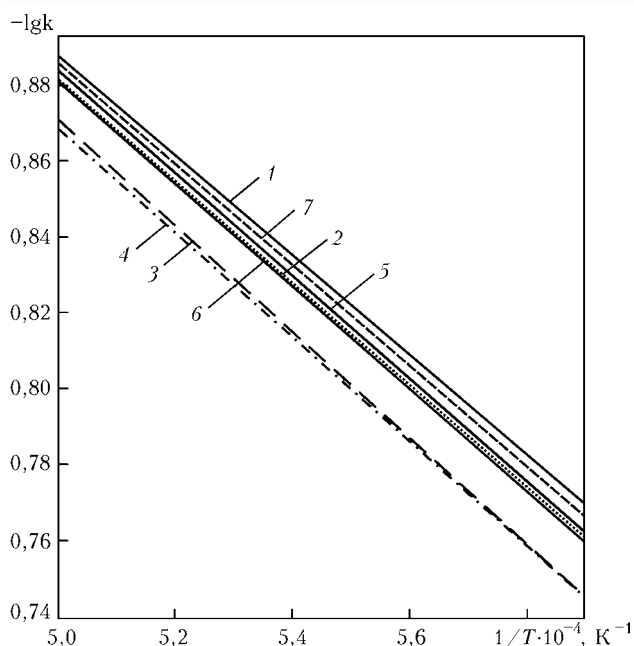


Рис. 1. Политермы растворимости азота при выплавке стали 05X12H2M по различным вариантам раскисления для плавов: 1 – № 1; 2 – № 2; 3 – № 3; 4 – № 4; 5 – № 5; 6 – № 6; 7 – № 7

жающего влияние хрома на растворимость азота в железе, совпадает в большинстве работ: при температуре 1873 К $e_N^{Cr} = (4...4,7) \cdot 10^{-2}$ [1].

В процессе расчета растворимости и содержания азота в сплавах железо-хром с содержанием хрома до 10 % достаточно использовать только параметр взаимодействия первого порядка. В сплавах с массовой долей хрома выше 10 % растворимость описывается квадратным уравнением, поэтому необходимо установить значения параметра взаимодействия второго порядка. При температуре 1873 К $r_N^{Cr} = 7,6 \cdot 10^{-4}$. Никель незначительно повышает растворимость азота в жидком железе (при температуре 1873 К $e_N^{Ni} = 1 \cdot 10^{-2}$).

В результате подстановки параметров взаимодействия, приведенных в работах [1–6], в выражение (4) были получены формулы для определения растворимости азота в исследуемых материалах.

Для стали 05X12H2M растворимость азота рассчитывали по формуле

$$\begin{aligned} \lg k = & -\frac{293}{T} - 1,16 - \left\{ \left(0,042 - \frac{167}{T} \right) [\text{Cr} \%] - \right. \\ & - 0,5 \left(\frac{3,3}{T} - 0,001 \right) [\text{Cr} \%^2] - \left(0,022 - \frac{73}{T} \right) [\text{Mn} \%] - \\ & - \left(0,0061 - \frac{34}{T} \right) [\text{Mo} \%] - \left(\frac{18,4}{T} + 0,00042 \right) [\text{Ni} \%] - \\ & - \left(\frac{171}{T} - 0,031 \right) [\text{Si} \%] - \left(\frac{274}{T} - 0,06 \right) [\text{C} \%] - \\ & \left. - \left(\frac{1640}{T} - 1,14 \right) [\text{O} \%] - \left(\frac{879}{T} - 0,487 \right) [\text{Al} \ \%] \right\}. \end{aligned}$$

По результатам расчетов построены политермы растворимости азота (рис. 1).

Для коррозионностойкой стали 07X12HMFBR растворимость азота определяли по формуле

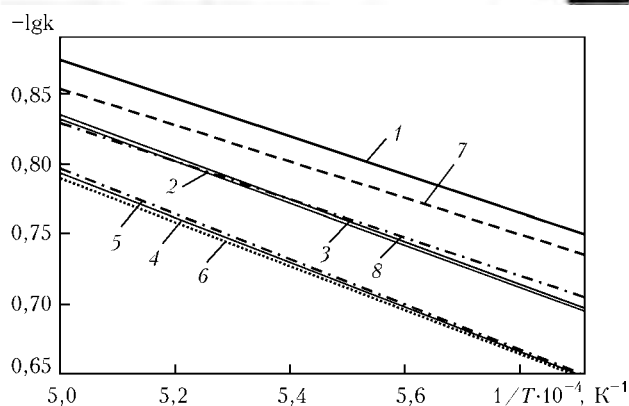


Рис. 2. Политермы растворимости азота при выплавке стали 07X12HMFBR по различным вариантам раскисления для плавов: 1 – № 1; 2 – № 2; 3 – № 3; 4 – № 4; 5 – № 5; 6 – № 6; 7 – № 7; 8 – № 8

$$\begin{aligned} \lg k = & -\frac{293}{T} - 1,16 - \left\{ \left(0,07 - \frac{348}{T} \right) [\text{V} \%] - \right. \\ & - \left(0,056 - \frac{235}{T} \right) [\text{Nb}] - \left(0,042 - \frac{167}{T} \right) [\text{Cr} \%] - \\ & - 0,5 \left(\frac{3,3}{T} - 0,001 \right) [\text{Cr} \%^2] - \left(0,022 - \frac{73}{T} \right) [\text{Mn} \%] - \\ & - \left(0,0061 - \frac{34}{T} \right) [\text{Mo} \%] - \left(\frac{18,4}{T} + 0,00042 \right) [\text{Ni} \%] - \\ & - \left(\frac{171}{T} - 0,031 \right) [\text{Si} \%] - \left(\frac{274}{T} - 0,06 \right) [\text{C} \%] - \\ & \left. - \left(\frac{1640}{T} - 1,14 \right) [\text{O} \%] - \left(\frac{879}{T} - 0,487 \right) [\text{Al} \ \%] \right\}. \end{aligned}$$

Политермы растворимости азота в стали 07X12HMFBR приведены на рис. 2.

Растворимость азота в хромоникелевой стали 05X14H15M3Ц, легированной цирконием, определялась по формуле

$$\begin{aligned} \lg k = & -\frac{293}{T} - 1,16 - \left\{ \left(0,042 - \frac{167}{T} \right) [\text{Cr} \%] - \right. \\ & - 0,5 \left(\frac{3,3}{T} - 0,001 \right) [\text{Cr} \%^2] - \left(0,022 - \frac{73}{T} \right) [\text{Mn} \%] - \\ & - \left(0,0061 - \frac{34}{T} \right) [\text{Mo} \%] - \left(\frac{18,4}{T} + 0,00042 \right) [\text{Ni} \%] - \\ & - \left(\frac{171}{T} - 0,031 \right) [\text{Si} \%] - \left(\frac{274}{T} - 0,06 \right) [\text{C} \%] - \\ & - \left(\frac{1640}{T} - 1,14 \right) [\text{O} \%] - \left(\frac{879}{T} - 0,487 \right) [\text{Al} \ \%] + \\ & \left. + e_N^{Zr} [\text{Zr} \ \%] \right\}. \end{aligned} \quad (6)$$

Политермы растворимости азота для стали 05X14H15M3Ц приведены на рис. 3.

Растворимость азота в чистом никеле невелика. Легирование никеля различными элементами в основном повышает стандартную растворимость азота. Системы никель–металл исследованы намного хуже, чем аналогичные системы на основе железа.

В литературе часто приводятся молярные параметры взаимодействия e_i^j , которые переводятся в атомарные по формуле, приведенной в работе [7]:

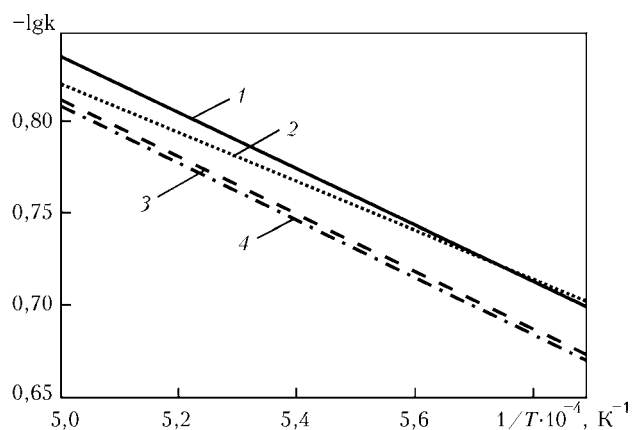


Рис. 3. Политермы растворимости азота при выплавке стали 05X14H15M3Ц по различным вариантам раскисления для плавок: 1 – № 1; 2 – № 2; 3 – № 3; 4 – № 4

$$e_i^j = 4,342 \cdot 10^{-3} \left(\frac{M_1}{M_j} \varepsilon_i^j + \frac{m_j - M_1}{M_j} \right),$$

где M_1 – атомная масса основного металла растворителя; M_j – атомная масса добавляемого элемента.

Исходя из выражения (5) составлена формула для определения стандартной растворимости азота в сплаве ХН55МВЦ:

$$\begin{aligned} \lg k = & -\frac{2530}{T} - 1,668 - \left\{ (0,0522 - \frac{324}{T}) [\text{Cr} \%] - \right. \\ & - \left(\frac{7}{T} - 0,002 \right) [\text{Cr}, \%]^2 + e_{\text{N}}^{\text{Zr}} [\text{Zr} \%] + e_{\text{N}}^{\text{Mn}} [\text{Mn} \%] + \\ & + e_{\text{N}}^{\text{Mo}} [\text{Mo} \%] + e_{\text{N}}^{\text{W}} [\text{W} \%] + e_{\text{N}}^{\text{Si}} [\text{Si} \%] + \\ & + e_{\text{N}}^{\text{C}} [\text{C} \%] + e_{\text{N}}^{\text{O}} [\text{O} \%] + e_{\text{N}}^{\text{Al}} [\text{Al} \%] + \\ & \left. + e_{\text{N}}^{\text{Ce}} [\text{Ce} \%] + e_{\text{N}}^{\text{Hf}} [\text{Hf} \%] + e_{\text{N}}^{\text{Y}} [\text{Y} \%] \right\}. \end{aligned} \quad (6)$$

Параметры взаимодействия в уравнении (6) заимствованы в работах [1, 4, 6, 8, 9].

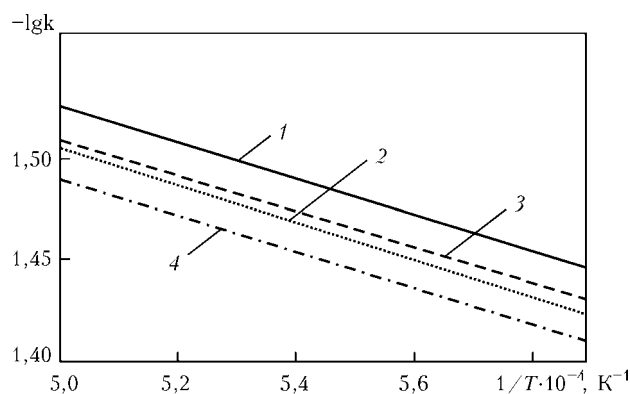


Рис. 4. Политермы растворимости азота при выплавке сплава ХН55МВЦ по различным вариантам раскисления для плавок: 1 – № 1; 2 – № 2; 3 – № 3; 4 – № 4

По формуле (6) рассчитаны значения $\lg k$ и построены политермы растворимости азота в никель-хромовом сплаве ХН55МВЦ (рис. 4).

Ход политерм на рис. 1–4 показывает, что с повышением температуры растворимость азота в исследуемых материалах ухудшается. В хромистых сталях этот процесс происходит интенсивнее, чем в сплаве ХН55МВЦ.

Установлено, что с увеличением расхода алюминия от 0,5 т до 5,0 кг/т возможно незначительное повышение растворимости азота в хромистых сталях. При этом растворимость азота в никелевом сплаве практически не меняется (рис. 5).

В данной работе приведены результаты экспериментов по определению оптимальной технологии выплавки специальных сталей и сплавов в плазменно-дуговой печи переменного тока с керамическим подом [10–14], показавшие, что снижение содержания азота в исследуемых материалах происходит в начале предварительного раскисления (рис. 6, 7). Степень рафинирования от азота при расходе алюминия 2 кг/т достигает 75 % для стали

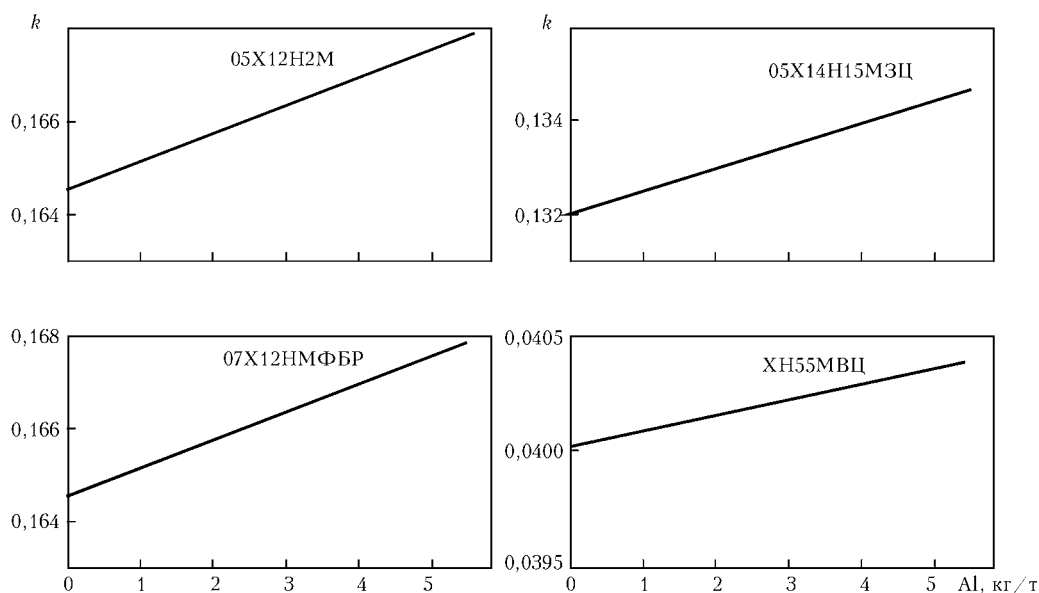


Рис. 5. Влияние расхода алюминия в предварительный период раскисления на стандартную растворимость k азота в исследуемых материалах

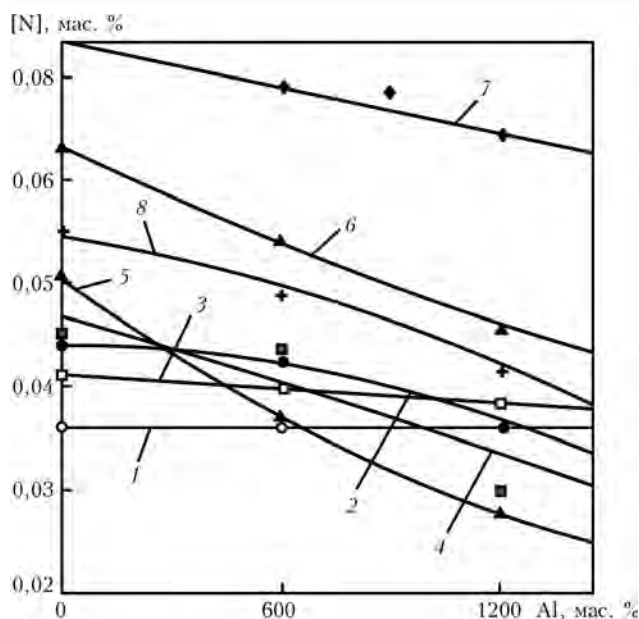


Рис. 6. Изменение содержания азота во времени в зависимости от расхода алюминия в период предварительного раскисления стали 05X12H2M, %: 1 — 0; 2 — 0,5; 3 — 1,0; 4 — 1,5; 5 — 2,0; 6 — 2,5; 7 — 3,0; 8 — базовая технология

07X12HMFBR и 45 % — для стали 05X12H2M. Степень рафинирования определяли по формуле

$$\frac{[N]_{\text{н}} - [N]_{\text{к}}}{[N]_{\text{н}}} \cdot 100 \%,$$

где $[N]_{\text{н}}$ и $[N]_{\text{к}}$ — соответственно начальное и конечное содержание азота в металле.

Исследовали механические свойства полученных образцов. Увеличение содержания азота в стали 07X12HMFBR более 0,02 % приводит к снижению значений механических свойств примерно на 15... 30 % (рис. 8).

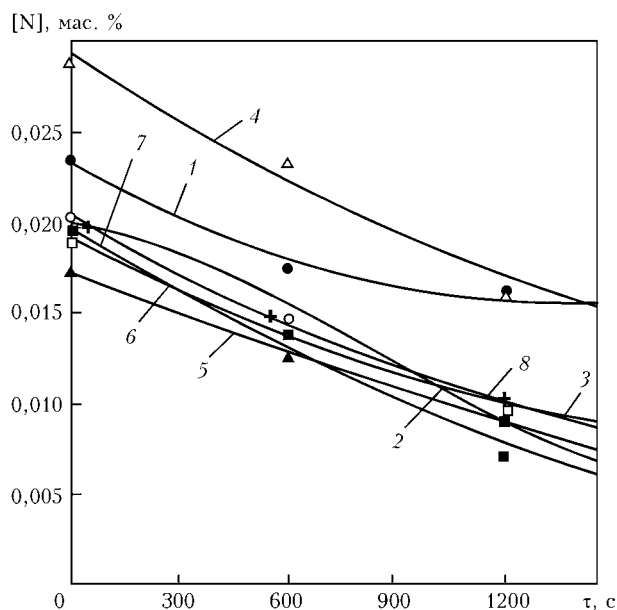


Рис. 7. Изменение содержания азота во времени в зависимости от расхода алюминия в период предварительного раскисления стали 07X12HMFBR, кг/т: 1 — 0; 2 — 0,5; 3 — 1,0; 4 — 1,5; 5 — 2,0; 6 — 3,0; 7 — 3,5; 8 — 4,0

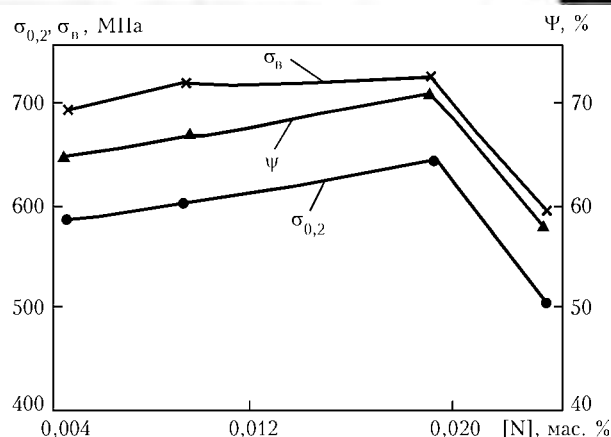


Рис. 8. Влияние азота на механические свойства стали 07X12HMFBR

Для стали 05X12H2M повышение содержания азота в чистом металле более 0,025 % способствует снижению предела текучести, ударной вязкости, временного сопротивления разрыву на 30 % (рис. 9).

При определении влияния содержания азота на механические свойства стали 05X14H15M3Ц и сплава ХН55МВЦ каких-либо закономерностей выявить не удалось.

Установлено, что в процессе плавки исследуемых материалов идет деазотация металла (интенсивная — в период раскисления предварительного и незначительная — окончательного). Степень рафинирования расплава от азота увеличивается с повышением расхода алюминия от 0 до 2 кг/т, достигает 48 % для стали 05X12H2M и 75 % — для стали 07X12HMFBR.

Получение металла с низким содержанием азота обеспечивается при поддержании температуры выплавки исследуемых материалов на уровне

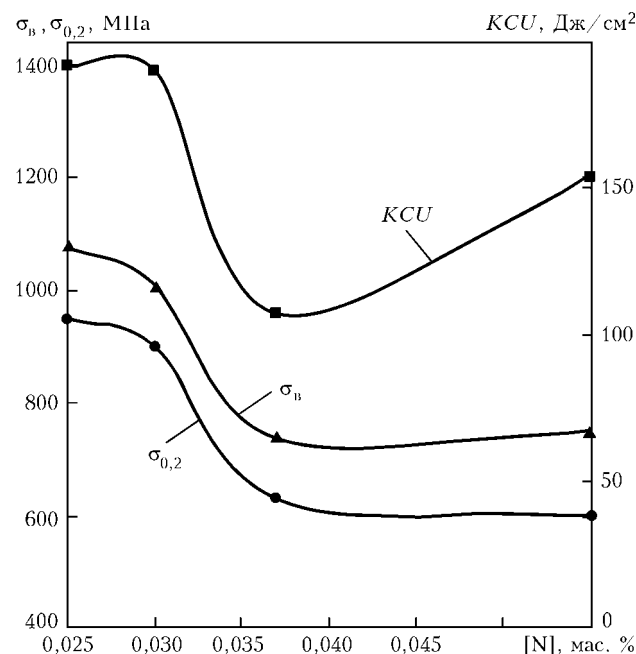


Рис. 9. Зависимость механических свойств стали 05X12H2M от содержания азота



1530... 1550 °С. Массовая доля азота в готовом металле не должна превышать для стали 05X12H2M 0,025 %, для стали 07X12HMФБР — 0,02 %.

1. *Лакомский В. И.* Взаимодействие диатомных газов с жидкими металлами при высоких температурах // Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Наук. думка, 1992. — 232 с.
2. *Вагнер К.* Термодинамика сплавов. — М.: Металлургиздат, 1957. — 179 с.
3. *Григоренко Г. М., Помарин Ю. М.* Водород и азот в металлах при плазменной плавке. — Киев: Наук. думка, 1989. — 200 с.
4. *Костенко Ю. И.* Взаимодействие металла с газами при плазменно-дуговом переплаве поверхностного слоя заготовок меди, никеля и их сплавов: Дис.... канд. техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 1986. — 257 с.
5. *Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я.* Теоретические основы электросталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1979. — 256 с.
6. *Соколова С. А., Суrowой Ю. Н., Филимонов М. А.* Взаимодействие азота с элементами IVa группы в расплавах никеля // Физико-химические основы выплавки сталей и сплавов: Сб. ст. — М.: Металлургия, 1985. — С. 8–12.
7. *Куликов И. С.* Раскисление металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 504 с.
8. *Туров В. В., Мокров И. А., Котельников Г. И.* К расчету параметров взаимодействия компонентов в расплавах на основе никеля // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1990. — № 3. — С. 6–8.
9. *Азот в жидких высокорекреакционных металлах и сплавах* / Г. М. Григоренко, Ю. М. Помарин, В. Ю. Орловский, В. В. Лакомский. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 2003. — 156 с.
10. *Исследование поведения кислорода и азота при выплавке высокохромистых сталей и жаропрочного высоконикелевого сплава в плазменно-дуговой печи переменного тока* / Ю. В. Латаш, В. К. Грановский, В. Р. Бурнашев и др. // Современ. электрометаллургия. — 1987. — № 63. — С. 66–70.
11. *Влияние различных раскислителей на поведение газовых примесей и неметаллических включений при выплавке коррозионностойкой стали в плазменно-дуговой печи переменного тока* / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, В. Р. Бурнашев // Там же. — 1989. — № 68. — С. 77–84.
12. *Выбор оптимального режима раскисления хромистой стали плазменной выплавки* / В. Р. Бурнашев, А. А. Жаров, А. Г. Игнатенко // Судостроит. пром-сть. Сер. Металловедение. Металлургия. — 1988. — Вып. 8. — С. 43–47.
13. *Влияние различных режимов раскисления на содержание газовых примесей и неметаллических включений в сплаве ХН55МВЦ, выплавленном в плазменно-дуговой печи переменного тока* / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, В. Р. Бурнашев и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 1. — С. 55–60.
14. *Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А.* Предварительное раскисление хромистых сталей, выплавленных в плазменно-дуговой печи с керамическим подом // Современ. электрометаллургия. — 2010. — № 2. — С. 29–33.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 03.06.2010



ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ

им. Е. О. ПАТОНА НАН Украины

объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

ДОКТОРАНТУРА

- ☞ сварка и родственные процессы и технологии
- ☞ автоматизация процессов управления
- ☞ металловедение и термическая обработка металлов
- ☞ металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- ☞ диагностика материалов и конструкций

АСПИРАНТУРА

- ☞ сварка и родственные процессы и технологии
- ☞ автоматизация процессов
- ☞ металловедение и термическая обработка металлов
- ☞ металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- ☞ диагностика материалов и конструкций

Прием в аспирантуру проводится в сентябре.

Контактный телефон: (044) 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua

Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11,

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



УДК 669.187.58

ПОЛУЧЕНИЕ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОМ ПЛАВЛЕНИИ

Ю. А. Никитенко

Рассмотрены особенности конструкции плазменно-дугового плавильного модуля, предназначенного для получения быстрозакаленных сплавов способом спиннингования. Исследовано тепловое состояние отдельных узлов оборудования в процессе плавки и сверхбыстрой закалки. На примере сплава системы Ni-Si-B определены технологические параметры получения ленты с аморфной структурой толщиной от 30 до 100 мкм, качество которой подтверждено металлографическими анализами.

Peculiar features of design of plasma-arc melting module designed for producing rapidly-hardened alloys by a spinning method are considered. The hot state of separate components of equipment was investigated in the process of melting and super-rapid hardening. On the example of alloy Ni-Si-B, the technological parameters of producing strip with amorphous structure of thickness from 30 up to 100 mm, whose quality was confirmed by metallographic analyses, were determined.

Ключевые слова: плазменно-дуговая плавка; сверхбыстрая закалка; спиннингование; тепловое состояние; сплавы с аморфной структурой и микрокристаллические

Для повышения надежности и долговечности приборов, машин и механизмов необходимо применение новых материалов с высоким уровнем функциональных свойств. Сплавы с кристаллической структурой, широко используемые в качестве конструкционных материалов, не всегда могут обеспечить в полной мере высокий уровень эксплуатационных свойств. В связи с этим в течение последних лет отмечен возрастающий интерес к проблеме получения и применения аморфных и микрокристаллических металлических материалов, свойства которых существенно отличаются от таковых тех же сплавов, полученных по стандартной технологии [1].

Наиболее распространенным способом получения аморфных и микрокристаллических структур является сверхбыстрая закалка расплава. Для плавления и накопления расплава в существующих технологиях используют керамические тигли, изготовленные из огнеупорных материалов, например кварца, что позволяет получать широкую гамму быстрозакаленных сплавов.

Однако при плавке высокорекреакционных сплавов непосредственный контакт керамики с расплавом приводит к химическому взаимодействию и разрушению тигля. Кроме того, сверхбыстрая закалка сплавов с повышенной температурой плавления осложняется размягчением огнеупора, потерей жесткости конструкции и, как следствие, дестабилизацией процесса. Поэтому получение быстрозакаленных сплавов из высокорекреакционных и тугоплавких

сплавов с использованием существующих технологий практически невозможно.

Решением данной проблемы может послужить создание технологических схем сверхбыстрой закалки, которые позволят избежать контакта керамики с расплавом и на протяжении длительного времени выдерживать высокие температуры. Основой для этого может служить плавка в водоохлаждаемом тигле с мощным источником нагрева.

В данном случае наиболее пригодным видом плавки, который можно эффективно применять, является плазменно-дуговая плавка (ПДП) в гарнисажном тигле. Проблемы могут быть решены за счет использования медного водоохлаждаемого тигля, обеспечивающего жесткость конструкции, и его инертности к расплаву.

Для разработки технологии использовали многолетний опыт Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ по применению в металлургии ПДП в гарнисажном тигле, который используется в специальной электрометаллургии при переплаве высокорекреакционных и тугоплавких металлов и сплавов, титана, вольфрама, сплавов с повышенным содержанием азота и других.

В институте создали лабораторное оборудование для сверхбыстрой закалки расплава при ПДП. Внешний вид и схема установки представлены на рис. 1 [2]. Плавильная камера 10, оснащена смотровой системой и технологическим люком для загрузки шихты. В нижней части камеры размещен медный водоохлаждаемый тигель 9, в центре которого установлено сменное сливное сопло 1 из огнеупорного материала. Плавильная камера монтиру-

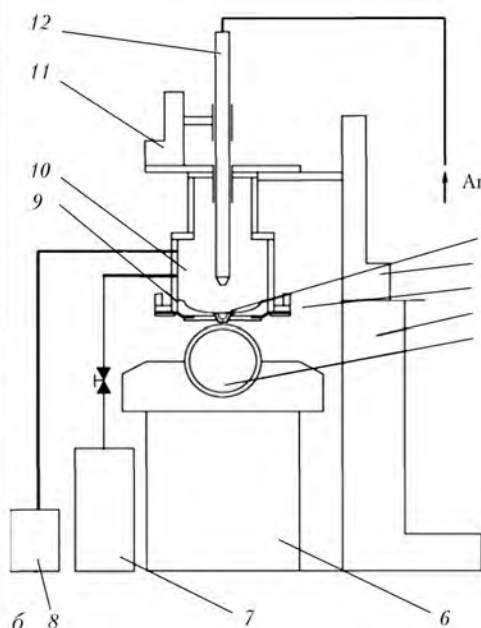


Рис. 1. Внешний вид (а) и схема (б) плазменно-дуговой установки ОП-133

ется на колонне 4, которая перемещается механизмом на колонне 2, в верхней части плавильной камеры устанавливается плазматрон прямого действия постоянного тока 12, снабженный механизмом перемещения 11. На станине 6 размещен барабан-холодильник 5 с приводом вращения и механизмом продольного перемещения. Для установления параллельности между срезом сливного сопла и поверхностью барабана-холодильника камера оснащена механизмом тонкой настройки 3. Установка подключена к системе газоснабжения, также установлены дополнительный ресивер 7 объемом 1,35 м³ и вакуумная система с механическим насосом 8.

Технические характеристики установки ОП-133

Объем тигля, л	0,5
Скорость вращения барабана, об/мин ...	50... 3000
Толщина ленты, мкм	10... 100
Количество плазматронов, шт	1
Расход плазмообразующего газа, м ³ /ч ...	0,5
Максимальный рабочий ток, А	1000

Медный водоохлаждаемый тигель выполнен в форме перевернутого усеченного конуса, что позволяет обеспечить жесткость конструкции и накопление достаточного объема расплава (рис. 2, а). Для поддержания оптимального объема жидкого металла и обеспечения необходимого перегрева всего расплава коэффициент формы тигля равнялся 0,4 (отношение глубины к среднему диаметру).

Как указывалось ранее, слив осуществляется через керамическое сопло. Применение сменного керамического сопла не устранило проблему контакта расплавленного металла с керамикой, но позволило значительно сократить площадь контакта с расплавом.

Небольшие размеры и значительная толщина стенки сопла также дали возможность использовать стандартные огнеупоры при более высоких температурах.

В качестве материала сопла можно использовать различные виды керамик и композитов в зависимости от состава сплава для получения быстрозакаленных лент. В наших экспериментах использовали сопло, выполненное из прессованной кварцевой керамики «керсил» (рис. 2, б), для сплава Cu-P — из графита. «Керсил» показал хорошую стойкость и жесткость во всем температурном диапазоне вплоть до 1400 °С.

Техническая характеристика кварцевой керамики «керсил»

Прочность на изгиб, МПа	15... 45
Плотность кажущаяся, г/см ³	1,9... 2,0
Открытая пористость, %	5... 15
КЛТР, 1/°С	5,8·10 ⁻⁷
Термостойкость к перепаду температур, °С	20... 1300
Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	0,7... 1,0

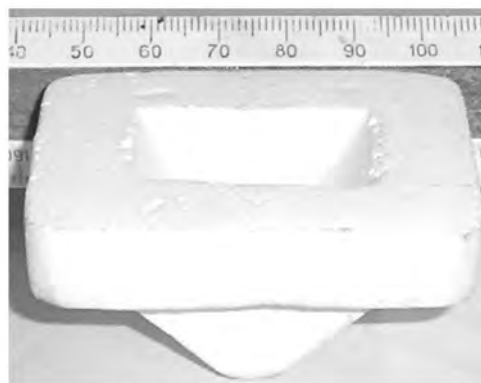
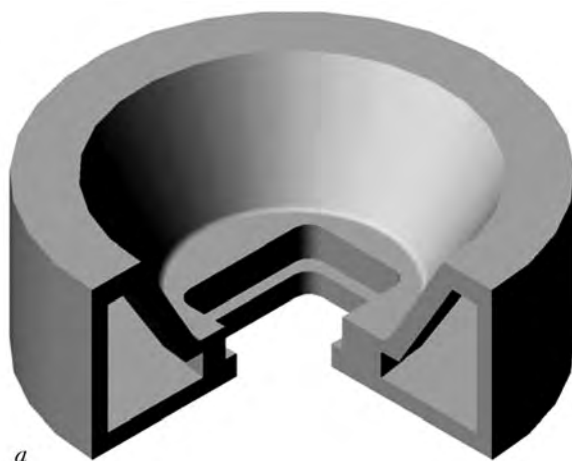


Рис. 2. Медный водоохлаждаемый тигель (а) и сменное керамическое сопло (б)



Размеры и свойства материалов барабана-холодильника				
Материал	Диаметр, мм	Ширина, мм	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·°С)	Твердость HB, МПа
Медь	350	71	400	370... 420
—"	315	67	400	370... 420
—"	300	80	400	370... 420
—"	260	65	400	370... 420
Сталь 45	300	47	47	800... 900

Установка оборудована сменными барабанами-холодильниками различных диаметров, изготовленными из разных материалов (таблица). Барабан представляет собой полый цилиндр, внутрь которого заливается вода и удерживается там за счет центробежной силы при вращении. В данной работе эксперименты проводили с использованием медного и стального барабанов диаметром 300 мм (рис. 3).

Расплавление шихты и дальнейшая плавка происходят в герметичной камере в аргоне. Для упрощения процесса исследования представленной технологии слив расплава осуществляли на вращающийся барабан, который находился снаружи камеры, т. е. на воздухе (рис. 4). При необходимости закалки высокорекреационных сплавов барабан-холодильник также может быть помещен в камеру с контролируемой атмосферой. Исследования проводили на модельных сплавах, отличающихся сравнительно низкой температурой плавления, инертных к окружающей атмосфере, мас. %: Ni — основа; 7 Si; 3,5 B; 1 Cr; 0,5 Fe; Fe — основа; 19 Cr; 11 Ni; 9 B; Cu — основа; 9 — P.

Исследование теплового состояния плавильной камеры показало, что с увеличением мощности плазматрона в диапазоне 20... 40 кВт зафиксировано повышение эффективного КПД процесса переплава. Последующее увеличение мощности плазматрона ($W > 40$ кВт) практически не отражается на эффективном КПД и потерях теплоты в плаз-

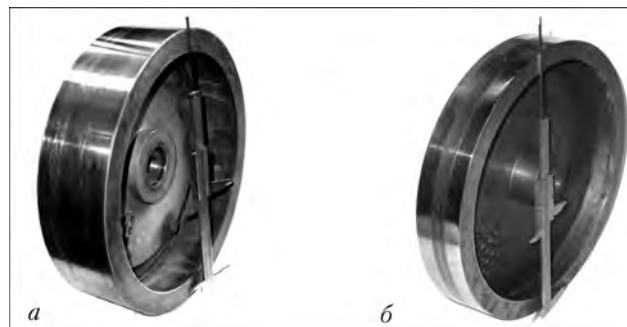


Рис. 3. Внешний вид барабанов-холодильников, изготовленных из меди (а) и стали 45 (б)



Рис. 4. Фотография слива расплава на барабан-холодильник: 1 — барабан-холодильник; 2 — лента; 3 — защитный чехол; 4 — фторопластовый «нож»

мотрне и плавильной камере установки. Однако при мощности плазматрона более 50 кВт отмечена тенденция к снижению эффективного КПД процесса плавки при незначительном увеличении потерь в плазматроне и камере. Расчет, выполненный на базе экспериментальных данных, позволил определить удельный расход электроэнергии (4... 6 кВт·ч/кг). Тепловой КПД плазматрона составил 86... 88 %, эффективный КПД процесса — 44... 45 % [3].

Плазменная дуга является достаточно мощным и концентрированным источником нагрева, поэтому в расплаве существует температурный градиент по высоте ванны, умение управлять которым позволит контролировать и прогнозировать процесс плавки и спиннингования. Измерения температуры расплава при плазменно-дуговой плавке показали, что перегрев

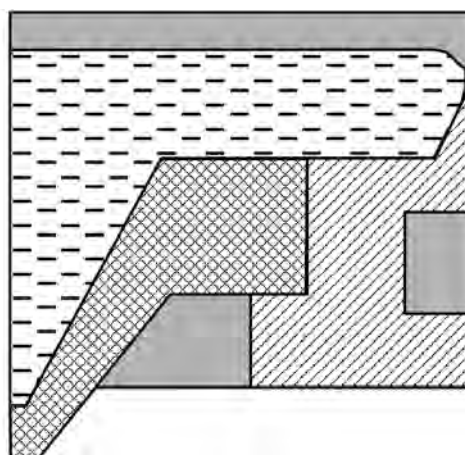
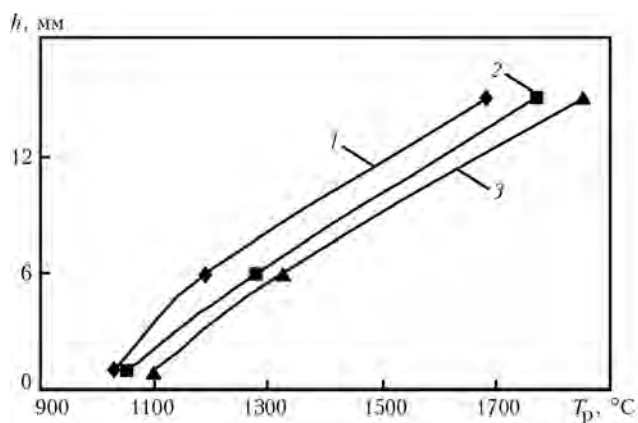


Рис. 5. Распределение температуры расплава Ni-Si-B по высоте h ванны (а) в зависимости от мощности плазменной дуги, кВт: 1 — 12,3; 2 — 19,5; 3 — 33,3; б — сечение плавильного тигля

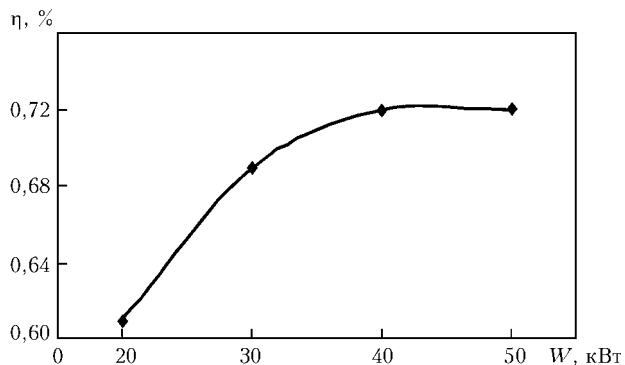


Рис. 6. Коэффициент η слива металла в зависимости от мощности W плазматрона

верхних слоев ванны может достигать 500 °С относительно температуры возле сливной щели (рис. 5). Коэффициент слива расплава из гарнисажного тигля в зависимости от мощности плазменной дуги приведен на рис. 6. Максимальное его значение (около 0,72) зафиксировано при мощности около 40 кВт.

Последующее увеличение мощности не приводит к изменению объема ванны и слившегося металла, что объясняется перераспределением тепла в других элементах плавильной камеры.

Представляет интерес исследование тепловой нагрузки на керамическое сопло в процессе разлива расплава. Измерена температура сопла непосредственно возле сливной щели в процессе спиннингования и сверхбыстрой закалки (рис. 7) [4].

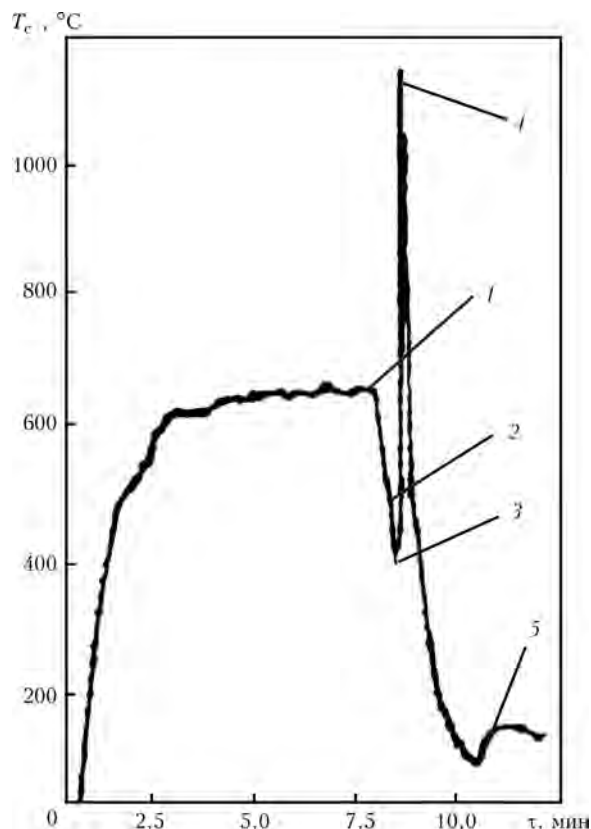


Рис. 7. Изменение температуры сливного сопла в процессе спиннингования сплава Ni-Si-B: 1 — подвод барабана-холодильника; 2 — корректировка зазора; 3, 4 — начало и окончание слива, отключение плазматрона; 5 — отвод барабана-холодильника

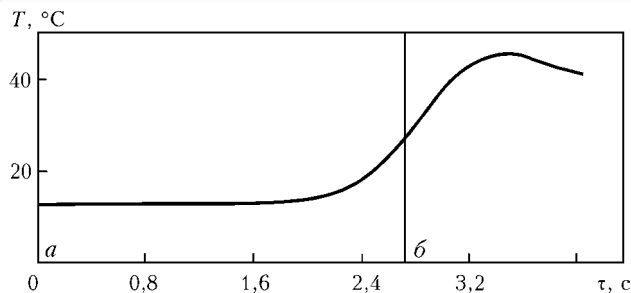


Рис. 8. Изменение температуры внутренней стенки медного барабана-холодильника в процессе спиннингования сплава Ni-Si-B: а — начало; б — окончание слива

Как видно из графика, стабилизация температуры наступает через 5...6 мин после включения плазматрона и выхода на оптимальный технологический режим.

Дальнейшая выдержка режимов плавки не имеет смысла, поскольку видимых температурных изменений уже не происходит, и система приближается к стационарному состоянию.

При выходе на заданный стабильный режим осуществляется подведение вращающегося барабана-холодильника под сливное сопло с заданным зазором. В этот момент перекрывается магистраль сброса газа из камеры плавления, и из ресивера подается газ (аргон) с избыточным давлением.

При подводе вращающегося барабана в короткий промежуток времени охлаждается выступающая часть сопла в результате обдува потоком воздуха, увлекаемого при вращении. На рис. 7, 3 виден резкий спад температуры, составляющий 300...350 °С. Однако из-за большой скоротечности процесса и малой теплопроводности керамики это не успевает значи-

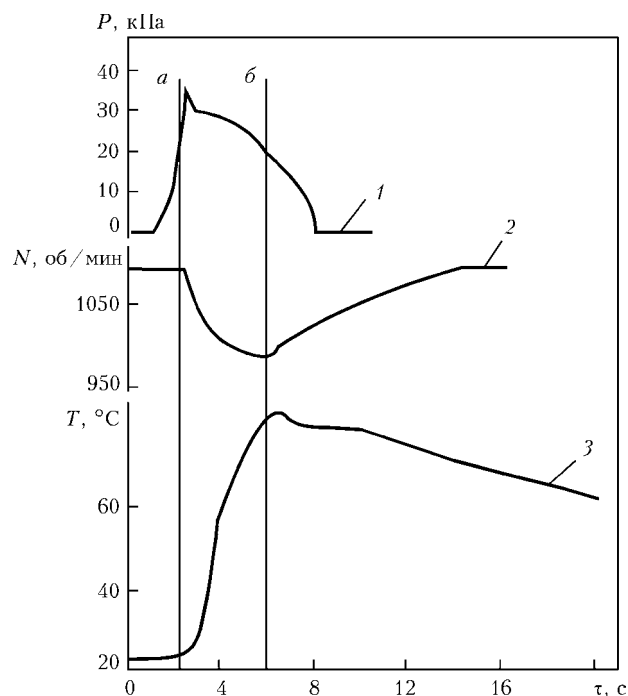


Рис. 9. Изменение технологических параметров в процессе спиннингования сплава Cu-P: 1 — избыточное давление в камере; 2 — количество оборотов барабана; 3 — температура внутренней поверхности стального барабана-холодильника: а — начало слива расплава; б — окончание

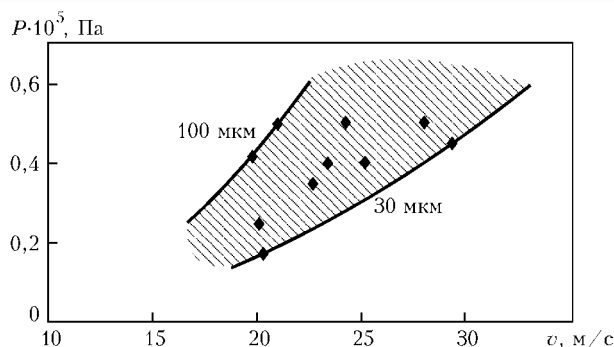


Рис. 10. Область значений линейной скорости v барабана и избыточного давления P , которое обеспечивает получение лент с аморфной структурой



Рис. 11. Быстрозакаленная лента с аморфной структурой шириной 15 мм, толщиной 50 мкм Ni-Si-B

тельно повлиять на температуру расплава. При дальнейшем истечении расплава в щель подаются новые перегретые объемы металла, и сопло разогрывается, что соответствует резкому подъему температуры с общим перепадом примерно 900 °С. Слив осуществляется за несколько секунд.

Главным узлом оборудования для получения сплавов с аморфной структурой является барабан-холодильник, поэтому дальнейшие исследования направили на определение его теплового состояния в процессе сверхбыстрой закалки.

Для этого разработали методику и приспособление для контактного измерения температуры вращающегося барабана с внутренней стороны контактной поверхности при закалке сплава Ni-Si-B (рис. 8) [5].

При спиннинговании сплава медь-фосфор на стальной барабан получены общие зависимости изменения давления в камере, скорости вращения барабана и температуры внутренней поверхности диска (рис. 9).

Поскольку сплав медь-фосфор в расплавленном состоянии является жидкотекучим, то слив осуществляется при небольшом избыточном давлении в камере. Минимизация расстояния между сливным соплом и барабаном-холодильником в пределах 0,6...0,2 мм приводит к тому, что при резком изменении вязкости расплава из-за быстрого затвердевания возникают некоторые нагрузки, препятствующие свободному движению барабана и вызывающие его кратковременное торможение.

На основе натурных экспериментов создали математическую модель, позволяющую описать процесс распространения тепла в теле барабана и определить пути дальнейшего усовершенствования его формы [6].

В результате проведенных исследований определены оптимальные технологические параметры процесса плавки и разлива расплава, получены образцы быстрозакаленных лент, имеющих как полностью аморфную структуру (Ni-Si-B) (рис. 10, 11) [7], так и микрокристаллическую (Fe-Cr-Ni-B, Cu-P).

В ходе металлографических исследований изучены структура аморфного сплава Ni-Si-B и влияние отжига на формирование нанокристаллов. Обнаружено неоднородное распределение нанокристаллов в приповерхностном слое и уменьшение их количества и размеров от поверхности в глубь ленты [8, 9].

Результаты научных исследований позволяют рекомендовать разработанную технологию для получения высокореакционных и тугоплавких сплавов с аморфной структурой и микрокристаллических.

1. Молотиллов Б. В. Аморфные и нанокристаллические сплавы — перспективы и проблемы // *Сталь*. — 2001. — № 1. — С. 79–83.
2. Плазменно-дуговое плавильное устройство для получения аморфных и нанокристаллических материалов методом спиннингования / В. А. Шаповалов, Г. Ф. Торхов, Ю. А. Никитенко, В. Р. Бурнашев // *Вестник Восточно-укр. нац. ун-та им. В. Даля*. — 2003. — № 11. — С. 80–88.
3. Плазменно-дуговая установка ОП-133 для получения аморфных лент методом спиннингования и ее тепловой баланс / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. Ф. Торхов и др. // *Донбас. гос. машиностр. акад.* — 2006. — № 1. — С. 160–163.
4. Исследование технологических параметров плазменно-дугового нагрева при плавке и спиннинговании расплава / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. Ф. Торхов и др. // *Современ. электрометаллургия*. — 2005. — № 1. — С. 26–29.
5. Измерение температуры барабана-холодильника в процессе сверхбыстрой закалки металла, расплавляемого в плазменной печи / В. А. Шаповалов, Ю. А. Никитенко, В. Р. Бурнашев, Г. Ф. Торхов // *Там же*. — 2007. — № 4. — С. 27–29.
6. Шаповалов В. А., Никитенко Ю. А., Мельник А. С. Тепловое состояние барабана-холодильника плазменно-дуговой установки в процессе сверхбыстрой закалки // *Там же*. — 2008. — № 3. — С. 42–46.
7. Никитенко Ю. О. Швидкозагартований метал, отриманий при плазмово-дуговому нагріві і спінінгуванні та його структура // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*. — 2006. — 4, вип. 4. — С. 797–801.
8. Изменение структуры при отжиге быстрозакаленного сплава плазменно-дуговой выплавки / Г. Н. Кожемякин, Н. Н. Луговой, В. А. Шаповалов и др. // *Современ. электрометаллургия*. — 2008. — № 4. — С. 48–49.
9. Influence of annealing on nanocrystal formation in Ni amorphous alloy / G. N. Kozhemyakin, V. A. Shapovalov, Yu. A. Nikitenko et al. // *Crystallography reports*. — 2009. — 54, № 7. — P. 142–144.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 03.04.2010



УДК 629.7.036.3:621.785.5:620.178.3

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТИ «ЕЛОЧНОГО» ЗАМКА МОНОКРИСТАЛЛЬНЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ЖС36ВИ

В. В. Куренкова

Представлены результаты анализа исходного состояния поверхности «елочных» хвостовиков рабочих лопаток из монокристалльного сплава ЖС36ВИ на различных этапах их механотермической обработки. Установлена взаимосвязь состояния поверхности «елочного» замка с сопротивлением реальных деталей многоциклового усталости. Показана целесообразность применения поверхностного пластического деформирования деталей, подверженных вибрационному нагружению металлическими микрошариками (диаметром 100... 200 мкм), что способствует увеличению сопротивления усталости лопаток, работающих в составе турбины АГТД.

Results of analysis of initial state of surface of «fir-tree» stems of blades of single-crystal alloy ZhS36VI at different stages of their mechanical-heat treatment are presented. The relation between the state of surface of fir-tree locking piece and resistance of real parts to a low-cycle fatigue was established. The expediency of application of surface plastic deformation of parts subjected to vibration loading by metal microballs (of 100... 200 mm diameters) is shown, thus promoting the increase in fatigue resistance of blades, operating in the composition of turbine of AGTE.

Ключевые слова: рабочая лопатка; монокристалльный никелевый сплав ЖС36ВИ; «елочный» хвостовик; зуб и впадина замка; термомеханическая обработка; микроструктура; глубинное шлифование; многоцикловая усталость; сжимающие напряжения; микротвердость; поверхностная пластическая деформация; дробеструйное упрочнение

Одним из важнейших критериев определения надежности и ресурса рабочих лопаток газотурбинных установок является сопротивление их многоциклового усталости, определяемое конструкцией деталей и материалом, из которого изготовлена лопатка, средой испытания, температурой и процессами окисления, протекающими на их трактовой поверхности при эксплуатации.

Химический и фазовый составы сплавов в значительной степени влияют на зарождение трещин усталости и сопротивление их распространению, а также на абсолютные значения предела выносливости σ_{-1} [1]. Совершенствование композиций и структуры жаропрочных сплавов (ЖС), повышение уровня статических характеристик кратковременной и длительной прочности позволяют увеличить сопротивление многоциклового усталости материала. Как отмечается в работах [2, 3], поведение металлов при циклическом нагружении определя-

ется их микроструктурными и макроструктурными особенностями.

Основными очагами зарождения микротрещин усталости в сплавах являются частицы карбидов и боридов, микропоры. В безуглеродистых монокристаллических сплавах, например ЖС36 и ЖС40, карбидные фазы практически отсутствуют. Поэтому пределы усталости указанных сплавов при комнатной температуре имеют более высокие значения, чем в углеродистых с равноосной структурой [4]. Однако, в сравнении с такими сплавами, монокристаллические отличаются высокой чувствительностью к концентраторам напряжений, особенно монокристаллические углеродсодержащие типа ЖС6Ф и ЖС32, для которых коэффициент концентрации напряжений $K_{\sigma_{-1}} = \sigma_{-1\text{глад}} / \sigma_{-1\text{над}}$ ($\sigma_{-1\text{глад}}$, $\sigma_{-1\text{над}}$ — пределы выносливости соответственно гладкого и надрезанных образцов) составляет 2,5... 3,0 при 20 °С, тогда как для безуглеродистых монокристаллических сплавов (ЖС36 и ЖС40) $K_{\sigma_{-1}} = 1,5... 1,6$ [1]. Общим для всех сплавов является снижение чувствительности к концентрации напряжений при повышенных температурах.

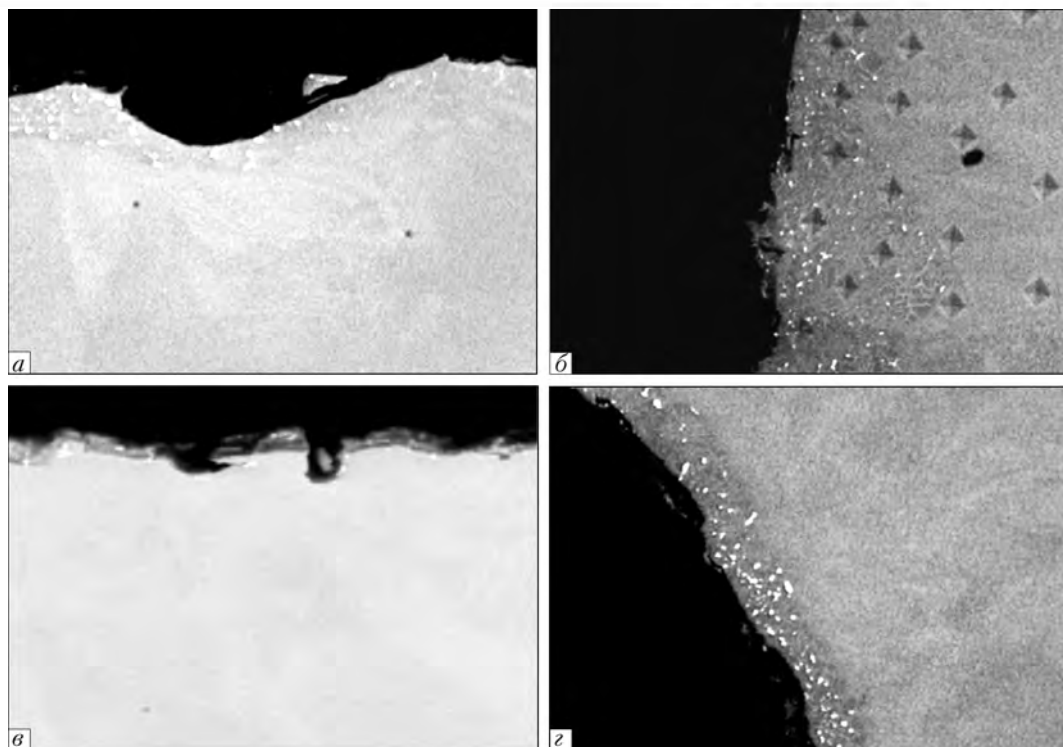


Рис. 1. Структура поверхности ($\times 1000$) вершины первого зуба рабочей лопатки из монокристалльного сплава ЖС36ВИ, прошедшей полный цикл термомеханической обработки и УМШ: а — поверхность первого зуба; б — поверхность первого зуба после измерения микротвердости; в, з — соответственно впадина и стенка зуба

Сопротивление усталости монокристаллических ЖС зависит от кристаллографической ориентации. Так, при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ориентация $[111]$ для всех сплавов более прочная, чем ориентация $[001]$. Однако при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ в сплаве ЖС36 пределы усталости имеют одинаковые значения для обеих ориентаций. Следовательно, при высокой температуре анизотропия значений σ_{-1} для монокристаллических ЖС нивелируется подобно кратковременным и длительным статическим испытаниям. Отлитые в печах с высоким термическим градиентом монокристаллы характеризуются более высоким значением σ_{-1} , поскольку имеют дисперсную дендритную структуру и содержат меньшее количество микропор [1].

Высокую чувствительность монокристаллов к концентраторам напряжений связывают с отсутствием границ зерен, в некотором роде являющихся препятствием на пути распространения магистральной трещины усталости. В поликристаллических сплавах трещина изменяет направление своего распространения всякий раз при пересечении границы зерен. Это определяет увеличение длины траектории трещины усталости.

В монокристаллах с надрезом трещина усталости практически беспрепятственно распространяется через весь образец. Поэтому монокристаллическая лопатка отличается высокой чувствительностью к наличию концентраторов напряжений, например литейных дефектов.

У рабочих лопаток газотурбинных двигателей «елочный» хвостовик является не менее важной и ответственной частью, по сравнению с пером. Именно замковые части, работающие при значениях тем-

пературы не более $600\text{--}750\text{ }^{\circ}\text{C}$, несут наибольшую нагрузку и подвергаются преимущественно усталостному разрушению. Так, при стендовых испытаниях рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ очаги зарождения усталостных трещин зафиксированы в области выхода впадины первого зуба на торцевую часть хвостовика.

Поверхностный слой хвостовой части лопатки играет значительную роль в формировании несущей способности деталей [1]. Усталостные разрушения турбинных лопаток составляют 33 % из общей гаммы разрушений этого типа деталей авиационных газотурбинных двигателей. Одной из основных причин разрушения является снижение предела выносливости из-за образования микротрещин в поверхностном слое, поврежденном при неоптимальных условиях механической обработки изделия, к которым можно отнести режимы резки профиля хвостовика, неравномерность распределения нагрузки по зубьям хвостовика, металлургические дефекты и остаточные растягивающие напряжения.

Цель настоящей работы заключалась в определении микроструктурных причин разрушения монокристаллических лопаток при усталостных испытаниях; требовалось выявить металлургические, структурные или методические факторы, вызывающие снижение выносливости металла при знакопеременном нагружении.

Рабочие лопатки получали способом литья по выплавляемым моделям из монокристаллического сплава ЖС36ВИ (мас. %: Ni-9Co-4Cr-6Al-1Ti-1Mo-12W-2Re). Отлитые заготовки лопаток подвергали полному циклу термомеханической обработки пос-

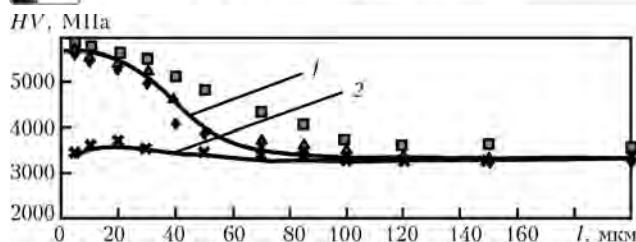


Рис. 2. Микротвердость приповерхностного слоя металла первого зуба рабочей лопатки из сплава ЖС36ВИ после различных этапов технологической обработки: 1 — после полного цикла термохимической обработки лопатки + УМШ (у заказчика); 2 — после гомогенизации заготовки; l — расстояние от поверхности

ле изготовления. Использовали финишную обработку замка — поверхностное пластическое деформирование (ППД), которое заключалась в дробеструйном упрочнении стальными микрошариками (УМШ) «елочного» хвостовика.

Объектом исследования были фрагменты замковой части после различных этапов термохимической обработки лопаток. На микрошлифах изучали структуру поверхности металла в основном в окрестности первого зуба и впадины хвостовика. Исследования проводили на электронном сканирующем микроскопе CamScan-4, химический состав измеряли с использованием рентгеноспектральной приставки Energy-200. Микротвердость металла приповерхностных слоев определяли на приборе «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 0,1... 0,2 Н.

Полученные результаты. Основные структурные исследования проводили на замковой части рабочих лопаток, прошедших все этапы термохимической обработки перед стендовыми испытаниями. Технологическая цепочка изготовления лопаток включала гомогенизацию заготовок при 1320 °С, 4 ч; охлаждение в аргоне; нарезку замка глубинным шлифова-

нием [5]; высокотемпературное промежуточное старение при 1030 °С, 4 ч; окончательное старение при 870 °С, 24... 32 ч и УМШ.

На рис. 1 показана развитая шероховатая поверхность первого зуба хвостовика с глубиной микронеровностей 10... 20 мкм. Нерегулярные «зарезы» и вмятины на поверхности зуба свидетельствуют о достаточно жестком режиме нарезки замка и поверхностного пластического деформирования в процессе УМШ лопатки. График изменения микротвердости поверхности металла первого зуба на глубину 150... 200 мкм подтверждал наличие на хвостовике лопатки слоя, подвергнутого ППД (рис. 2, 1).

Микротвердость сплава лопаток ЖС36ВИ в объеме хвостовика составляла примерно 3400 МПа. Максимальное поверхностное упрочнение после всех этапов термохимической обработки лопатки получено на глубине до 30 мкм. Максимальная микротвердость в этом случае составляла 5700... 5800 МПа.

Характер распределения микротвердости по толщине поверхностного слоя свидетельствует о том, что воздействие ППД при обработке замка ощущается на глубине до 80 мкм. Это не всегда отражалось на микроструктуре поверхностных слоев первого зуба. Полученная область значений микротвердости (рис. 2, 1) свидетельствовала о небольшом разбросе измерений, выполненных на поверхности в области вершины и впадины первого зуба.

При изучении структуры поверхности зуба в обратноотраженных электронах зафиксировано наличие внешнего слоя, содержащего светлые включения, при этом глубина слоя нетравленного шлифа составляла от 5 до 25 мкм (рис. 1, а, з). Наибольшая глубина характерного слоя обнаружена в местах перехода от поверхности стенки зуба к вершине; периодически фиксировались микротрещины. Светлые

Химический состав металла поверхностного слоя хвостовика лопатки из сплава ЖС36ВИ после полного цикла термохимической обработки, включая дробеструйное УМШ замка

Спектр анализа	Массовая доля компонентов, %											
	C*	O	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Fe	Nb	Mo	W	Re
<i>Вершина первого зуба</i>												
1	6,20	—	2,51	0,78	6,47	7,99	41,02	0,67	0,81	2,28	20,88	10,38
2	8,60	—	2,92	0,76	6,47	7,52	46,31	0,68	0,57	2,23	16,49	7,45
3	8,94	—	1,73	0,61	8,38	5,90	32,07	1,10	1,60	3,78	30,48	5,41
4	17,93	0,35	1,39	0,42	8,33	7,19	32,41	0,80	1,02	2,99	23,57	3,61
5	11,62	2,50	2,21	0,93	8,64	7,76	43,59	0,34	1,02	1,65	17,02	2,69
6	5,82	—	2,71	0,52	12,12	10,73	52,91	—	0,70	1,52	10,09	2,88
7	6,15	—	5,46	1,41	4,32	6,16	64,21	—	0,77	0,29	9,31	1,92
<i>Переход от первого зуба к впадине</i>												
1	33,30	4,09	2,25	0,39	7,53	6,95	33,15	0,49	0,11	1,15	8,68	1,91
2	25,93	8,89	2,41	0,39	7,59	7,23	32,62	1,77	—	1,02	10,36	1,80
3	6,23	—	1,20	0,26	7,23	8,07	27,51	—	0,24	2,56	33,74	12,94

*Значения содержания углерода приведены качественно.

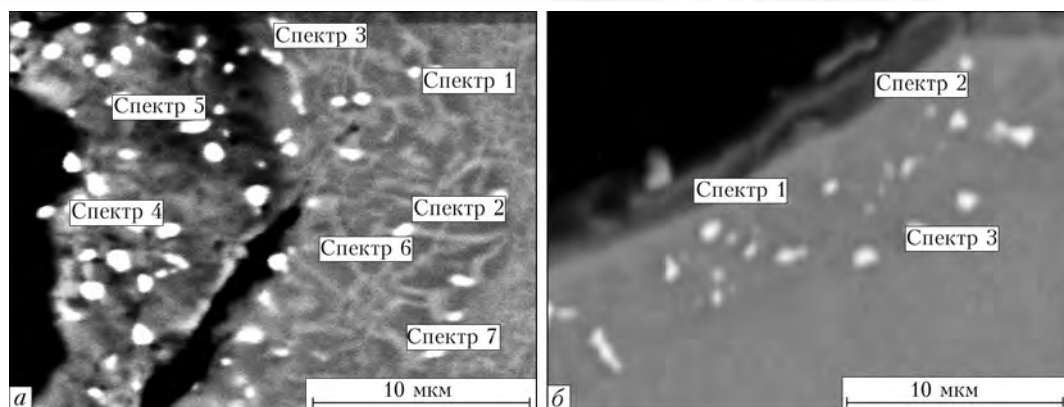


Рис. 3. Участки рентгеноспектрального анализа структуры поверхности зуба: *a* — вершина зуба; *б* — переход от первого зуба к впадине

включения представляли собой карбидные фазы на основе вольфрама (18...30 мас. %) типа $(\text{Ni}_3, \text{W}_3)\text{C}$ (таблица, рис. 3). В состав карбидных фаз, кроме вольфрама, входили никель и рений (4...11 мас. %). Размер карбидных фаз составлял 1...2 мкм.

Наличие карбидных частиц на рабочей поверхности зуба из монокристалльного сплава может рассматриваться как возможный очаг зарождения усталостных микротрещин при испытаниях или эксплуатации деталей в турбине. Карбиды являются источниками концентрации напряжений в матрице под нагрузкой вследствие разницы их модулей упругости и матричного раствора [2].

На поверхности зуба лопатки обнаружены остатки углеродной пленки, появление которой, скорее всего, связано с процессом глубинного шлифования (таблица, рис. 3). Очевидно, что при наличии на поверхности избыточного углерода и относитель-

но высокой температуре первого старения (1030 °С) возможно протекание реакции взаимодействия активных карбидообразующих (вольфрам, рений) со свободным углеродом и образование в дальнейшем карбидных фаз.

В силу того, что металлическая поверхность хвостовика зуба и впадины активирована использованными режимами глубинного шлифования, диффузионное взаимодействие компонентов охлаждающей среды с поверхностными слоями хвостовика при шлифовании происходило довольно быстро.

Особенностью структуры приповерхностного слоя зуба хвостовика являлось то, что в результате диффузионного взаимодействия компонентов сплава с углеродом охлаждающей среды матричный раствор (на глубине до 30 мкм) обезлегировался вольфрамом (от 12,7 до 9,67 %) и рением (от 3,67 до 1,84 %),

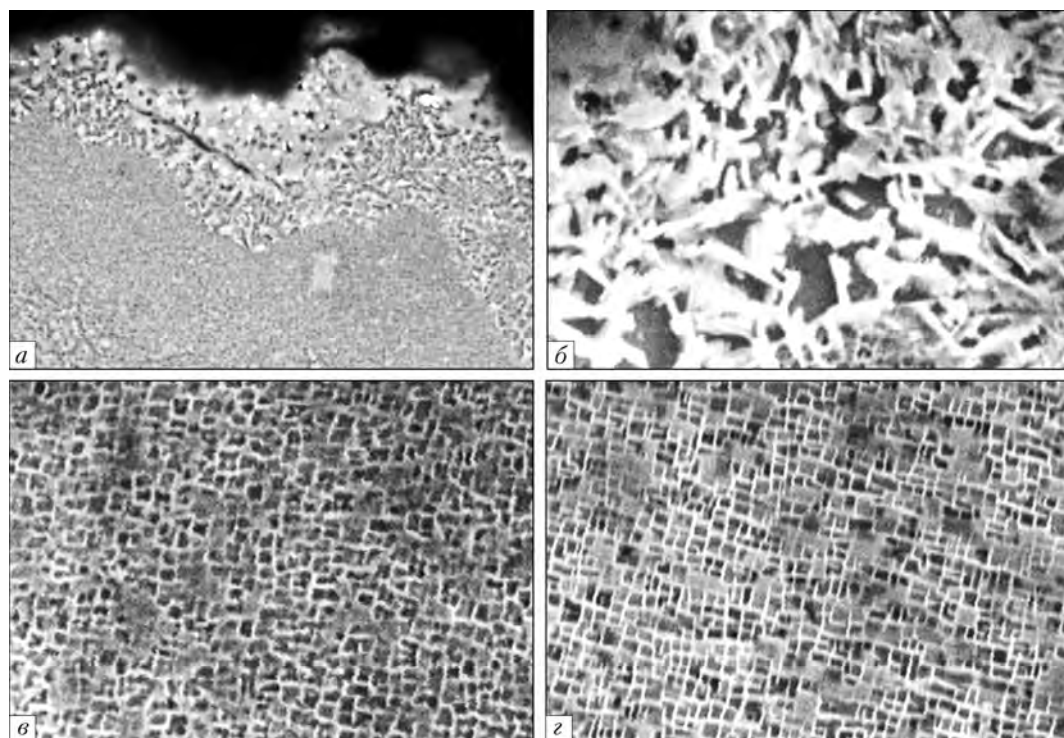


Рис. 4. $(\gamma-\gamma')$ -микроструктура приповерхностной зоны вершины первого зуба лопатки, подвергнутой УМШ замка (после химического травления): *a* — общий вид ($\times 1000$); *б* — зона с грубой упрочняющей фазой ($\times 5000$); *в, г* — γ' -фаза в деформированной приповерхностной зоне и теле зуба ($\times 5000$)

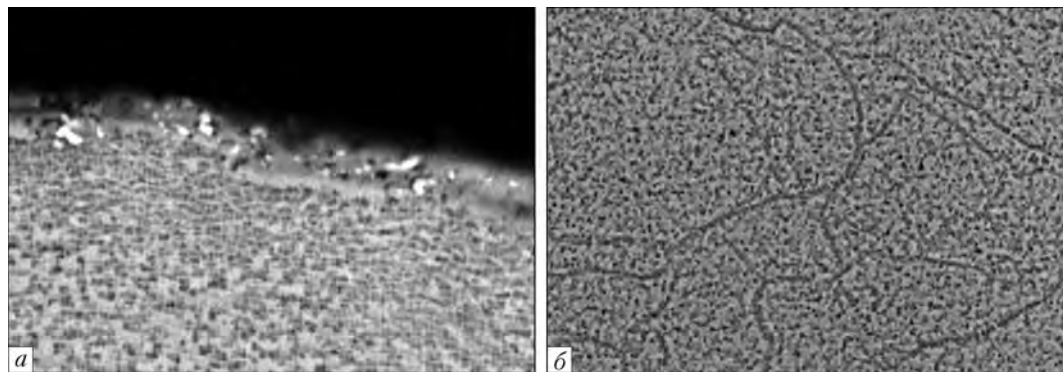


Рис. 5. Микроструктура поверхности во впадине первого зуба лопатки, прошедшей полный цикл термомеханической обработки и УМШ (а), (X2000); б — субграницы в монокристаллическом сплаве в теле замка (X1000)

которые диффундировали к поверхности и участвовали в образовании карбидов.

Стабилизаторы γ' -фазы (алюминий, титан) с коэффициентом распределения $k_{\gamma'/\gamma} = c_{\gamma'}/c_{\gamma}$ [1], большим единицы, стремятся вглубь.

Таким образом, в случае химического травления микроструктура верхнего слоя металла зуба толщиной 10...25 мкм представляла собой двухслойную композицию, состоящую из внешнего слоя (толщиной 3...10 мкм) твердого раствора, упрочненного вторичными карбидными фазами (рис. 4, а) и внутреннего слоя с развитой грубой γ' -фазой остроугольной формы, которая, играя роль надразов, может снизить прочность металла замка при испытаниях на многоцикловую усталость (рис. 4, б).

Под зоной диффузии и наружного карбидообразования находится внутренняя зона, воспринимающая в основном пластическую деформацию при УМШ. Ее глубина от поверхности достигала 10...60 мкм. Данная зона характеризовалась деформированной (γ - γ') структурой с нечеткими искаженными границами упрочняющей фазы (рис. 4, в). Пластическая деформация, определяемая обработкой (обдувкой) микрошариками, вызывала течение на границе матрица- γ' -фаза и в результате приводила к искажению границ контакта частиц γ' -фазы с матричным раствором.

Структура монокристаллического сплава в теле замка ниже зоны интенсивной деформации имела

четкую совершенную кубическую структуру с размером частиц γ' -фазы 0,3...0,6 мкм, которая образовывалась в процессе штатной трехступенчатой термообработки для сплава ЖС36ВИ (рис. 4, г).

После химического травления в металле замка лопатки четко просматривалась структура с размером субзерен 15...40 мкм. Такая микроструктура соответствует субструктуре III уровня и представляет блочность общего вида с разориентировкой блоков в десятки минут [1]. Границы субзерен декорированы в виде цепочки неупорядоченных выделений упрочняющей фазы (рис. 5, б). Ближе к поверхности размеры и разброс субзерен уменьшались.

Чтобы проследить, на каком этапе возникают изменения в поверхностных слоях хвостовика, исследовали структуру «елочных» замков ряда лопаток после отдельных этапов механотермической обработки.

В структуре металла замка лопатки, которую исследовали как заготовку после гомогенизации (1320 °С, 4...7 ч) с охлаждением в аргоне, различий на поверхности и в теле лопатки не обнаружено (рис. 6). В результате быстрого охлаждения (100 °С/мин) структура сплава представляла собой матричный раствор с выделениями упрочняющей γ' -фазы в виде субкубов. Размер фазы составлял 0,3...0,5 мкм. Зафиксирован внешний обогащенный углеродом слой толщиной 3...5 мкм, вероятно, являющийся результатом заброса паров масла диффузионных насосов в вакуумное пространство.

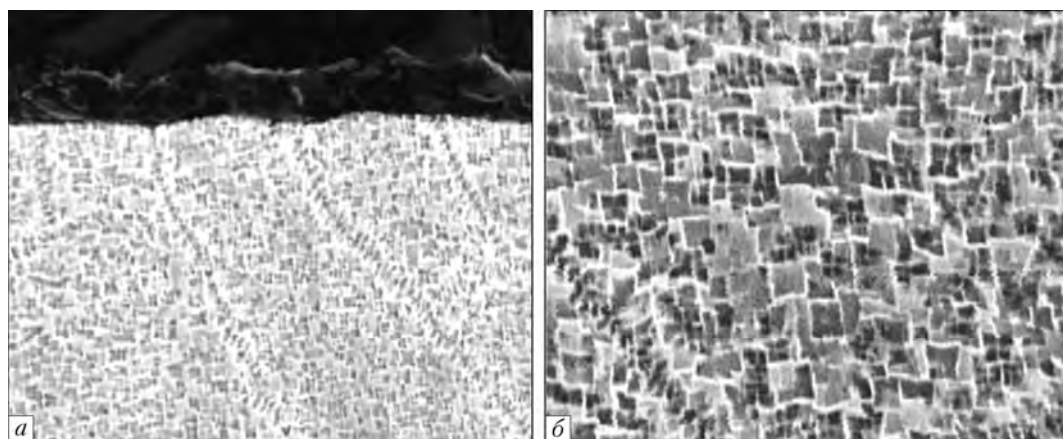


Рис. 6. (γ - γ') — микроструктура сплава ЖС-36 в замковой части лопатки (заготовки замка), прошедшей гомогенизацию с охлаждением в аргоне: а — поверхность первого зуба (X2000); б — субкубоидная структура упрочняющей фазы после гомогенизации (X5000)

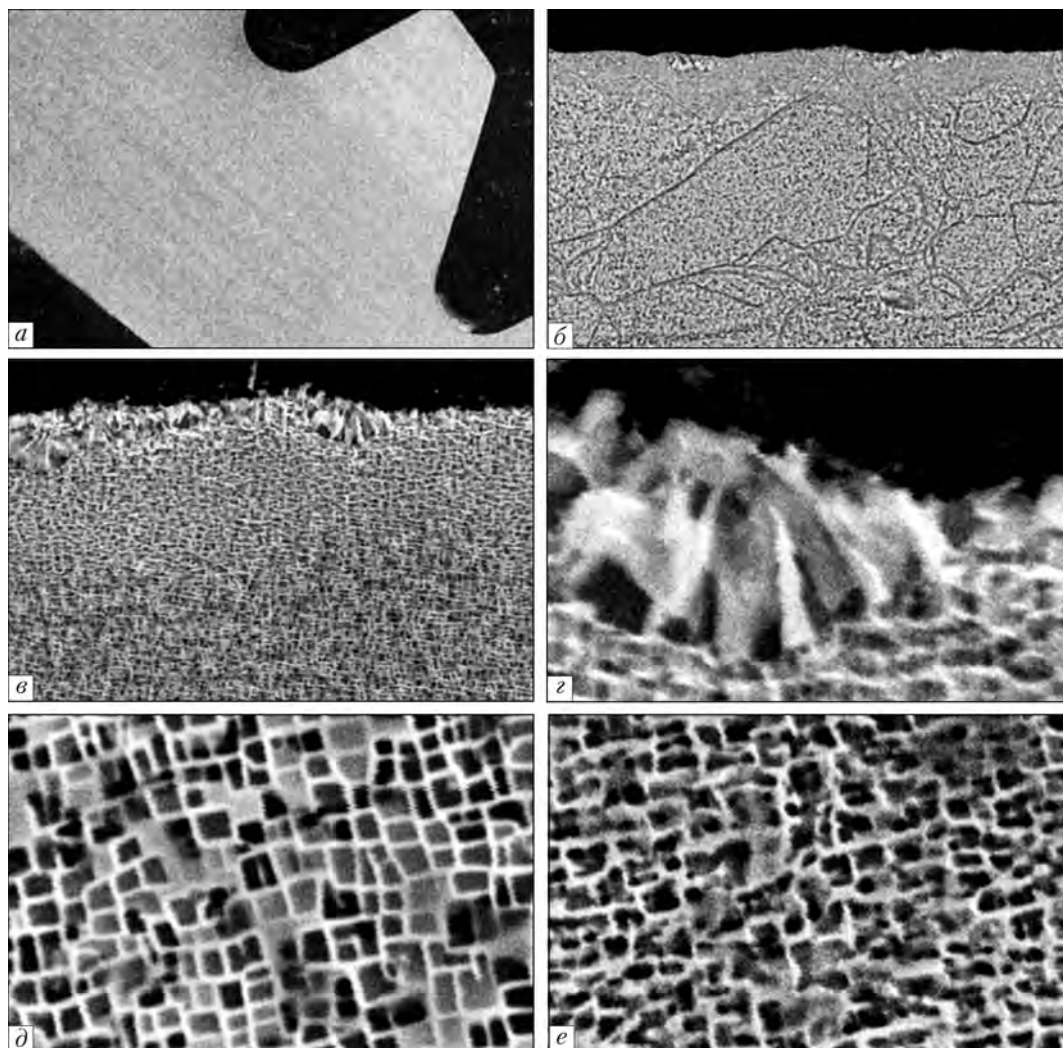


Рис. 7. Микроструктура зоны пластической деформации у поверхности вершины первого зуба хвостовика после первого промежуточного старения: *a, б* — общий вид поверхностного слоя металла ($\times 18$; $\times 50$); *в, г* — фрагменты поверхности ($\times 2000$; $\times 10000$); *д, е* — упрочняющая γ' -фаза соответственно в объеме зуба ($\times 10000$) и приповерхностной зоне деформации ($\times 10000$)

Это не было критичным для дальнейшей механической обработки и изготовления замка лопатки.

Микротвердость, измеренная на глубину 200 мкм от поверхности, находилась в пределах 3370... 3500 МПа (рис. 2, 2).

При исследовании (после травления) микрошлифа замковой части лопатки первого промежуточного отжига проявилась структура зоны пластической деформации, глубина которой достигала 10... 15 мкм (рис. 7). Типичная картина напряженного слоя обнаруживалась как на поверхности зуба, так и во впадине.

В данной приповерхностной зоне зафиксировано определенное искажение регулярной кубической структуры γ' -фазы.

Размер упрочняющей фазы в металле замка после первого старения составлял 0,2... 0,9 мкм. Такой разброс можно объяснить избирательным растворением частиц при температуре старения, укрупнением имеющихся в матрице частиц и выпадением новых субдисперсных частиц γ' -фазы в результате отжига при 1030 °C.

Микротвердость поверхностных слоев зуба и впадины незначительно различалась. В основном она имела линейный характер на всю измеряемую глубину (200 мкм) материала (рис. 8, 1). Существенного увеличения значений микротвердости на исследованной поверхности за счет сжимающих напряжений, привнесенных нарезкой зуба с обра-

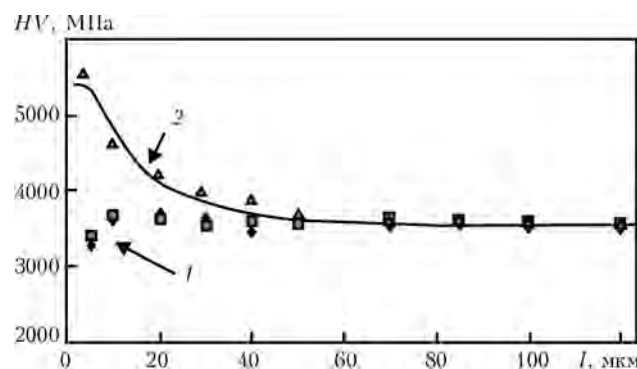


Рис. 8. Микротвердость приповерхностного слоя металла первого зуба лопатки: 1 — после шлифования и первого старения; 2 — после окончательного старения при 870 °C (24 ч)

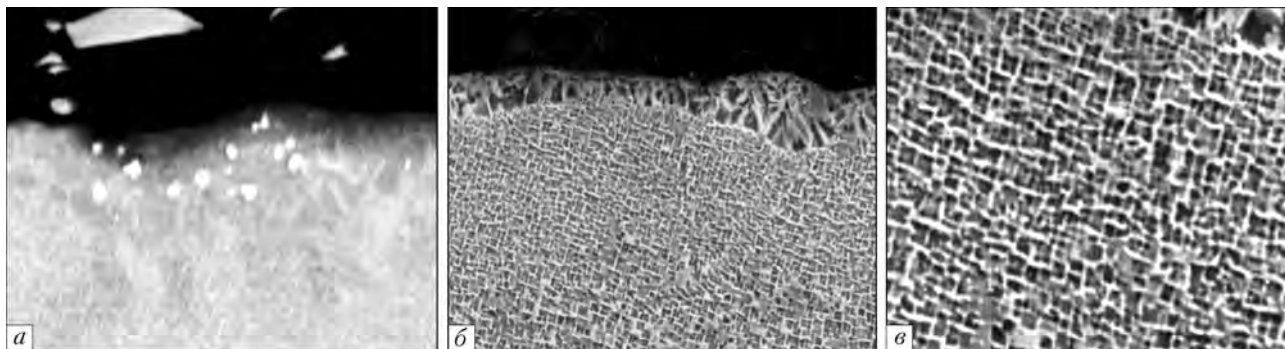


Рис. 9. Структура поверхности первого зуба лопатки: *а* — прошедшей полный цикл термомеханической обработки (X2000); *б, в* — микроструктура упрочняющей γ' -фазы в различных зонах поверхностного слоя (X5000)

зованием зоны деформации, не обнаружено из-за небольшой глубины (5...10 мкм) указанной зоны.

После второго этапа старения при температуре 870 °С в течение 32 ч на поверхности зуба хвостовика лопатки сохранялась область, подвергнутая деформации (за счет формирования «елочного» замка), которая четко отличалась по морфологии упрочняющей фазы (рис. 9).

Вблизи поверхности выявлены карбидные фазы типа Me_6C на основе вольфрама и рения с размером частиц до 1 мкм (рис. 9, *а, б*).

Частичное обезлегирование матричного раствора по тугоплавким компонентам (вольфрам, рений), имеющим минимальные коэффициенты распределения, приводит к изменению морфологии γ' -фазы в сторону ее огрубления (рис. 9).

После низкотемпературного старения фиксировалось уширение приповерхностной зоны воздействия деформации, достигающей 15...30 мкм (по сравнению с 10...15 мкм после первого старения). Это ощутимо сказывалось на уровне микротвердости, измеренной в сечении зуба на глубину до 200 мкм (рис. 8, 2).

Влияние термообработки на тонкую структуру монокристалльного сплава ЖС36ВИ. Процесс гомогенизации при высоком значении температуры (≤ 1310 °С) и быстрое охлаждение в аргоне заготовок лопатки позволяют получить дисперсионно-упрочненную (γ - γ')-структуру монокристалла. При этом упрочняющая фаза имеет вид субкубов размером 0,2...1,0 мкм (рис. 10, *а*). После высокотемпературного старения (1030 °С, 4 ч) структура монок-

ристалла состоит из менее упорядоченных кубоидных частиц размером 0,2...0,6 мкм (рис. 10, *б*).

После термической обработки (высокотемпературная закалка, старение при температуре 1030 °С (32 ч, окончательное) и при 870 °С, структура монокристалла жаропрочного сплава ЖС36ВИ представляла собой матричный раствор с равномерно упорядоченными кубическими выделениями упрочняющей γ' -фазы (рис. 10, *в*). Именно такая структура с объемной долей γ' -фазы примерно 65 % и размером частиц γ' -фазы 0,3...0,5 мкм обеспечивает максимальное сопротивление ползучести и длительную прочность монокристалльного сплава при высокой температуре

Обсуждение. На основе данных исследований можно утверждать, что в результате дробеструйной обработки поверхности «елочного» замка лопаток микрошариками на внешней поверхности зубьев над основным деформированным слоем образуется контактный слой, достигающий максимально 30 мкм, с измененным химическим составом и структурой. Наличие такого контактного слоя, содержащего карбидные фазы и грубую γ' -фазу игольчатого типа, однозначно неблагоприятно скажется на сопротивлении усталости лопаток при многоцикловых испытаниях и приведет к раннему разрушению деталей.

Изготовление «елочного» замка лопатки в производственном цикле осуществляется глубинным шлифованием, которое позволяет получить необходимый профиль замковой части в три прохода. Процесс является достаточно теплонапряженным. На поверхности хвостовика возникают максимальные значения импульсов мгновенной контактной темпе-

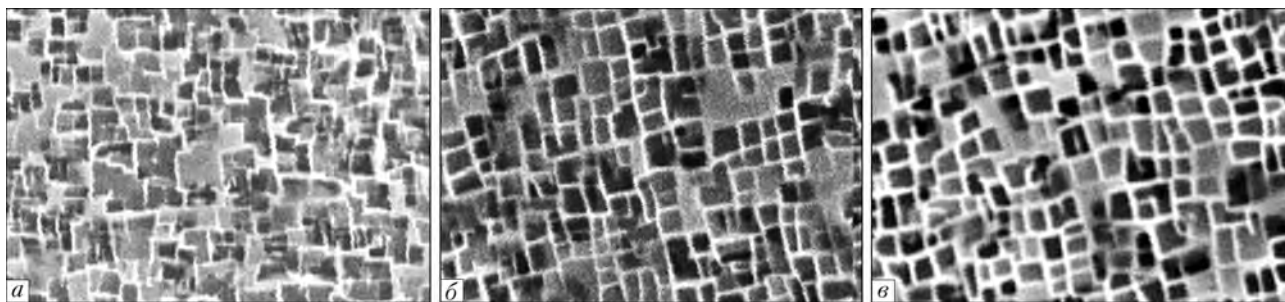


Рис. 10. Эволюция упрочняющей γ' -фазы в ходе этапов термической обработки лопатки из монокристалла ЖС36ВИ: *а* — после гомогенизации; *б* — после гомогенизации + старения при 1030 °С; *в* — после гомогенизации + старения при 1030 °С + старения при 870 °С (X10000)

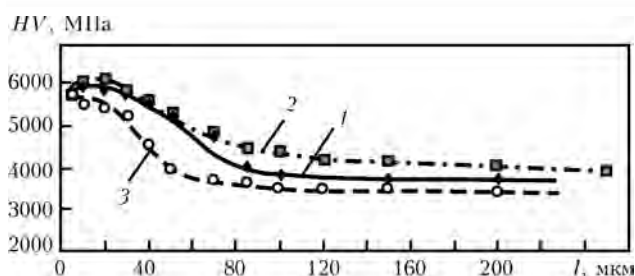


Рис. 11. Распределение микротвердости HV ($P = 0,1$ Н) по глубине металла первого зуба замка рабочих лопаток после их гомогенизации и старения при $(1030 \pm 870)^\circ\text{C}$, подвергнутых УМШ: 1 — на сопле минимального диаметра под различными углами по отношению к хвостовику лопатки в течение 4 мин; 2 — на разных соплах в течение 10 мин; 3 — УМШ у заказчика

ратуры, воздействующие на верхние слои обрабатываемого металла.

В нижней зоне воздействия в результате теплообмена между деталью и охлаждающей жидкостью создаются условия, обуславливающие вместе с силовым воздействием формирование остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое. Уровень этих напряжений составляет 150...250 МПа, а глубина распространения сжимающих напряжений в профиле замка — 40...80 мкм [5].

При формировании «елочного» хвостовика образуется поверхностный слой с нестабильными структурными параметрами по глубине, которые различаются степенью наклепа, шероховатостью, наличием вмятин и уровнем остаточных напряжений.

Для охлаждения применяют водную эмульсию эмульгируемого масла. Содержание в ней углерода и отсутствие операции промывки, т. е. снятия вновь образующейся углеродной пленки с поверхности зу-

ба лопатки, приводит к тому, что в процессе высокотемпературного старения при 1030°C , 4 ч, в активированном поверхностном слое образуются карбиды типа Me_6C на основе вольфрама и рения. Карбидные частицы размером 0,5...3,0 мкм распределяются дискретно и обнаруживаются под остаточной пленкой углерода. В ходе последующего отжига и УМШ зафиксировано укрупнение данных карбидов и уширение зоны, подверженной ППД. В результате деформационного упрочнения усиливалась активация в приповерхностных объемах хвостовика, и частички карбидных фаз «вгонялись» в металл на большую глубину.

Финишным этапом обработки хвостовика лопаток является дробеструйное УМШ поверхности. Остаточные поверхностные сжимающие напряжения, возникающие в результате такой обработки, замедляют распространение микротрещин в теле изделия, но не предотвращают их появления. На основе модельных экспериментов по упрочнению «елочного» замка выбрали специальный режим обработки хвостовиков лопаток в двух позициях. Минимальный диаметр сопла позволил получить максимальную скорость истечения потока шариков (их кинетической энергии), благодаря чему достигали высокой интенсивности упрочнения на глубину до 100 мкм. Распространение наведенных напряжений в глубину металла было на 35...40 мкм больше, чем при других режимах обработки, что подтверждают данные измерения микротвердости (рис. 11).

Средняя кривая (рис. 11) описывает характер деформационного упрочнения зуба хвостовика после обработки детали потоком микрошариков согласно

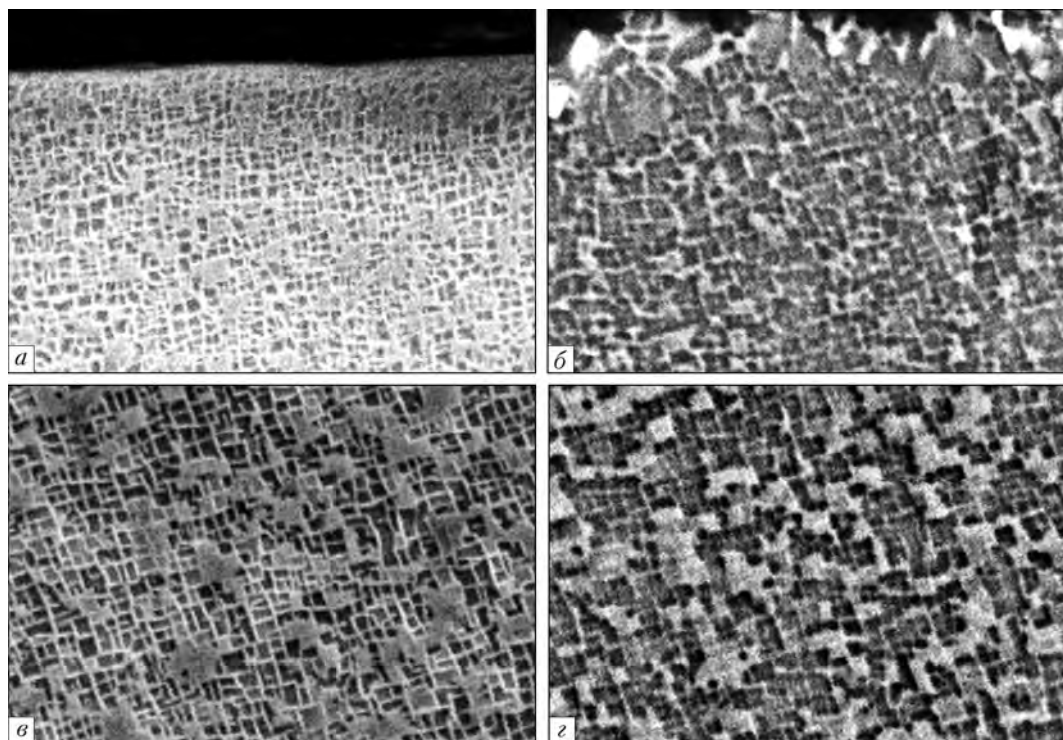


Рис. 12. Микроструктура ($\times 5000$) упрочняющей γ' -фазы в сплаве ЖС36ВИ зуба рабочей лопатки после полной гомогенизации и УМШ (а); термообработки и УМШ в течение (2 + 2) мин на сопле минимального диаметра (б): а, б — общий вид приповерхностной зоны; в — структура γ' -фазы; г — структура вторичной ППД соответственно на глубине 50 и 150 мкм



выбранному режиму. В этом случае упрочнение (приращение твердости) основного металла в сечении на глубине 20 мкм от поверхности вдоль обвода зуба, стенок и впадины было примерно одинаковым.

На рис. 12 показана тонкая структура приповерхностных слоев металла фрагмента хвостовика заготовки после гомогенизации и реализации процесса УМШ. Обнаружена незначительная пластическая деформация частиц γ' -фазы в матрице непосредственно у поверхности металла замка. Во внешнем слое отсутствовали какие-либо карбидные фазы.

Однако в результате формирования замка в приповерхностном слое лопатки с нарезанными зубьями обнаружены (и на других лопатках также) белые глобулярные частицы карбидов Me_6C на основе вольфрама, рения, молибдена. Причина их появления — результат взаимодействия сплава ЖС36ВИ с материалом охлаждающей углеродсодержащей среды при глубинном шлифовании «елочного» замка, когда возникал перегрев (прижог) поверхности хвостовика.

Дробеструйное УМШ может быть негативным для литейных сплавов, содержащих крупные карбидные фазы или другие дефекты типа надразов [2]. Вследствие образования подповерхностной зоны растягивающих остаточных напряжений в области дефектов могут возникать трещины, вызывающие в дальнейшем преждевременное разрушение деталей в процессе испытаний.

Рабочие монокристалльные лопатки из сплава ЖС36ВИ после полного цикла термической обработки без дробеструйной обработки «елочного» замка, испытанные на стенде ИПП НАН Украины*, имели предел многоциклового усталости на базе $N = 20 \cdot 10^6$ цикл, равный 50...70 МПа.

Лопатки, прошедшие двухпозиционную обработку хвостовика микрошариками имели возросший предел выносливости σ_{-1} , равный 95...110 МПа. При этом впадина первого зуба не являлась критическим местом зарождения усталостного разрушения (оно переместилось в прикорневую часть выше замка). Значение σ_{-1} на 15 МПа превышало предел усталости, достигнутый заказчиком в результате УМШ хвостовика лопаток при той же базе испытаний.

Выводы

1. Исследована структура и химический состав приповерхностного слоя металла замковых частей некондиционных монокристалльных рабочих лопаток из сплава ЖС36ВИ после различных этапов термомеханической обработки заготовок и непосредственно лопаток. Установлено наличие структурно измененного на поверхности «елочного» замка

слоя, содержащего карбидные фазы типа Me_6C на основе вольфрама и рения и укрупненную γ' -фазу неправильной формы. Приповерхностный слой состоит из внешней обезлегированной зоны с большим количеством дисперсных карбидных фаз и внутренней зоны с огрубленной упрочняющей фазой, содержащей также карбидные фазы.

2. Установлено, что изготовление замка глубинным шлифованием и возникновение напряжений сжатия способствуют образованию в приповерхностных слоях «елочного» хвостовика зоны наведенной пластической деформации, отражается на изменении формы, упорядоченности и регулярности γ' -фазы, а также повышении микротвердости основного металла. Использование водной эмульсии масла в качестве охлаждающей жидкости при глубинном шлифовании приводит к образованию на поверхности готового замка тонкой пассивированной углеродной пленки. При высокотемпературном старении 1030 °C (4 ч) в активированном поверхностном слое замка остаточный углерод взаимодействует с тугоплавкими легирующими элементами сплава с образованием карбидных фаз, недопустимых в структуре монокристалла, поскольку, находясь на поверхности, они являются очагами зарождения микротрещин, способствуют преждевременному разрушению лопаток в процессе испытаний.

3. Показано, что деформационное упрочнение поверхности при дробеструйной обработке «елочного» замка создает в металле поле сжимающих напряжений, но одновременно вызывает зарождение микротрещин на границе раздела матрица-карбидная частица. Указанные микротрещины могут привести к зарождению магистральных трещин многоциклового усталости в области впадины первого зуба при вибрационных испытаниях лопаток, поэтому упрочнение хвостовика лопаток микрошариками следует проводить на контролируемых режимах.

1. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
2. Верин Д. Дж. Микроструктура и свойства жаропрочных сплавов // Жаропрочные сплавы / Под ред. Ч. Симс и В. Хагеля. — М.: Металлургия, 1976. — С. 217–241.
3. Петухов А. Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. — М.: Машиностроение, 1993. — 240 с.
4. Каблов Е. Н., Алексеев А. А. Физика жаропрочности гетерофазных сплавов // Эффект С. Т. Кишкина: Науч.-техн. сб. / Под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — С. 44–45.
5. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД / В. А. Богуслаев, Ф. И. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др. — Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. — 420 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
ИЦ «Пратт и Уитни Патон», Киев

Поступила 09.07.2010

*Испытания выполнены в Институте проблем прочности НАНУ В. А. Ровковым.



УДК 669.187.2

ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ШЛАКОВОГО РАСПЛАВА В СИСТЕМЕ ГАЗ–ШЛАК–МЕТАЛЛ. Сообщение 2

В. В. Лакомский, Г. М. Григоренко, Л. Н. Чубов

Рассмотрены различные подходы к оценке основности шлаковых расплавов. Указано, что основность характеризуется не соотношением концентрации основных и кислотных оксидов в шлаках, а окислительный потенциал системы.

Different approaches to the evaluation of basicity of slag melts are considered. It is shown that the basicity is characterized not by the ratio of concentration of basic and acid oxides in slags, but by an oxidizing potential of the system.

Ключевые слова: основность; шлак; окисленность; металл

Во всех работах, посвященных оценке основности шлаковых расплавов, описываются соотношения компонентов расплавов, основанные на стехиометрических формулах этих компонентов и результатах анализа химического состава шлаков, затвердевших после плавки или сварки, т. е. на основе состава «остатков» фаз, участвующих в металлургическом процессе.

Химический состав застывшего, твердого шлака не всегда соответствует таковому расплавленному. Поэтому оценка основности шлаков сводится к оценке статического состояния затвердевшего расплава. Однако шлак в условиях расплавленного состояния — это смесь активных составляющих, находящихся в постоянном взаимодействии. Таким образом, по-видимому, нужно судить не об основности (как о статическом свойстве расплава), а о свойствах составляющих шлакового расплава, пребывающих в условиях постоянного энергетического обмена не только друг с другом, но и с составляющими других контактирующих со шлаком фаз — газовой и (или) металлической.

Оценка основности шлакового расплава необходима для установления возможности взаимодействия составляющих шлака между собой и, самое главное, с составляющими контактирующих фаз (металлической и газовой). Но этот процесс взаимодействия происходит при температурах металлургических расплавов (около 1500... 2000 °С). В таких условиях в расплавах присутствуют не те соединения, которые исследователи могут обнаружить в затвердевшем расплаве.

Определение действительного состава фторидно-оксидного расплава возможно (с определенными условностями) методами высокотемпературного

рентгенографического исследования и анализа локальной структуры атомов расплава [1]. Этот метод хорош для изучения искусственно создаваемых условий, имитирующих реальные условия существования жидких шлаковых расплавов, но не годится для исследования реальных металлургических процессов.

Химики, занимаясь низкотемпературными взаимодействиями, используют не термин основность, а понятия активностей элементов раствора, например уровень pH, определяющий способность раствора к образованию в нем свободного иона водорода. По уровню pH определяют кислый или щелочной раствор, т. е. не столько содержание компонентов раствора, сколько активность свободных ионов, которые могут образовываться в результате обменных реакций в самом растворе и участвовать во взаимодействиях.

Шлаковые расплавы как высокотемпературные растворы по канонам химиков должны характеризоваться не составом исходных компонентов и образовавшегося в результате металлургического процесса и застывшего шлака, а активностью (возможностью вступать во взаимодействие) свободных элементов расплава. Например, одной из причин коррозии металлов в ионных расплавах могут являться активные (свободные) ионы кислорода или галогенидов [2, 3].

В случае пирометаллургических процессов, где используется шлак, речь, по-видимому, должна идти об активности свободного кислорода, поскольку металлургические шлаки — это оксидные или фторидно-оксидные системы.

Свободный ион кислорода может образовываться в металлургических шлаках, которые являются составной частью тройной системы газ–шлак–металл, в результате обменных реакций либо в самом



шлаке, либо между компонентами шлака с контактирующими с ним металлом и газом.

Обменные реакции могут происходить между основными и амфотерными оксидами потому, что кислотные оксиды с основными тут же образуют комплексные соединения, разрушить которые будет сложно [4, 5].

Возникает вопрос о том, в каком соотношении должны быть основные и другие оксиды для обеспечения протекания тех или иных обменных реакций. В случае системы шлак-газ происходит взаимодействие внутри шлака и между шлаком и газом; системы газ-шлак-металл — внутри шлака и между шлаком, газом и металлом. При использовании комплекса определение причин сложнее и, самое главное, окислительный потенциал зависит не только от парциального давления кислорода в газовой атмосфере, но и возможности образования свободного кислорода в шлаковом расплаве [6, 7].

Образование свободных ионов кислорода в шлаковом расплаве возможно только при условии необходимого соотношения в шлаке оксидов кальция, алюминия и кремния (в нормальных шлаковых сис-

темах). Это соотношение определяет количество основных и амфотерных оксидов в соотношении с кислотными и позволяет выделяться свободным ионам кислорода или нет.

1. Структурные особенности расплавов оксидных систем / А. П. Шпак, В. Э. Сокольский, В. П. Казимиров и др. — Киев: Академперіодика, 2003. — 137 с.
2. Делимарский Ю. К. Электрохимия ионных расплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 248 с.
3. Новохатский И. А. Газы в окисных расплавах. — М.: Металлургия, 1975. — 216 с.
4. Бурдонов Б. А. Распределение кислорода между металлом и шлаками различного состава // Физико-химические основы процессов выплавки сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1985. — С. 73–77.
5. Конищев Б. П. Оценка кислотности шлаков с учетом различной степени сродства кислых и основных окислов // Прогрессив. способы сварки, новые материалы и конструкции в сварочном производстве. — Ижевск, 1973. — С. 88–91.
6. Новиков В. К., Топорищев Г. А., Гребнев С. А. Поведение кислорода в системе металл-шлак // Изв. АН СССР. Металлы. — 1979. — № 3. — С. 38–42.
7. Арсентьев П. П., Коледов Л. А. Металлические расплавы и их свойства. — М.: Металлургия, 1976. — 376 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

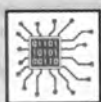
Поступила 30.06.2010

23–26 Листопада 2010 р.

IX МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2010

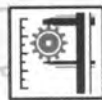
УКРАЇНА, КИЇВ

МІЖНАРОДНИЙ ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР



УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦІЯ

- АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА
- КОМП'ЮТЕРИ І МЕРЕЖІ
- ВБУДОВАНІ СИСТЕМИ
- ТЕХНІЧНІ ЗАСОБИ
- ПРИЛАДИ І КОМПОНЕНТИ
- SCADA-СИСТЕМИ
- СИСТЕМИ РЕАЛЬНОГО ЧАСУ
- УПРАВЛІННЯ ПІДПРИЄМСТВОМ
- ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ
- СИСТЕМНА ІНТЕГРАЦІЯ І НАВЧАННЯ



ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ, ЕТАЛОНИ, ПРИЛАДИ

- СТАНДАРТИЗАЦІЯ
- СЕРТИФІКАЦІЯ
- МЕТРОЛОГІЯ
- НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ І ТЕХНІЧНА ДІАГНОСТИКА
- КОНТРОЛЬНО-ВИМІРЮВАЛЬНІ ПРИЛАДИ І АПАРАТУРА
- ВАГОВЕ І ВАГОДОЗУЮЧЕ ОБЛАДНАННЯ
- ЛАБОРАТОРНЕ ОБЛАДНАННЯ



УДК 621.791.3

СТРУКТУРА СОЕДИНЕНИЙ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ИНКОНЕЛЬ-718, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМНОЙ ПАЙКИ

С. В. Максимова, В. Ф. Хорунов

Представлены особенности структурообразования паяных соединений жаропрочного никелевого дисперсионно-твердеющего сплава инконель 718, полученных с помощью высокотемпературной вакуумной пайки и припоев на базе систем Pd–Ni–Cr–(Si, Co, B, Ge). Показано, что термическая обработка, состоящая из гомогенизации и последующего двухступенчатого старения, повышает твердость не только матрицы основного материала, но и паяного шва.

The peculiar features of structure formation of brazed joints of heat-resistant nickel dispersion-hardening alloy Inconel 718, made by high-temperature vacuum brazing and brazing alloys on base of systems Pd–Ni–Cr–(Si, Co, B, Ge) are presented. It is shown that the heat treatment, consisting of homogenization and next two-step ageing, increases the hardness of not only the matrix of parent metal, but also of a brazed weld.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый дисперсионно-твердеющий сплав инконель-718; пайка; припой; никель; палладий; кратковременная и длительная прочность, структура

Эффективным способом соединения аустенитных суперсплавов на базе никеля типа инконель 718 (IN-718) является высокотемпературная вакуумная пайка с помощью припоев на основе никеля или благородных металлов. Никелевые припои широко применяют для пайки коррозионностойких, жаропрочных сталей и сплавов. Они обеспечивают паяным соединениям высокую прочность как при комнатной, так и при повышенной температуре, а также коррозионную стойкость.

Наиболее распространенными являются припои на базе системы Ni–Cr, содержащие в качестве депрессантов бор и кремний [1], обеспечивающие хорошее смачивание паемого материала и одновременно усложняющие структурное состояние паяных швов и основного металла.

В процессе пайки жаропрочного никелевого сплава IN-718 происходит активное взаимодействие между припоем и основным металлом. В жидком состоянии бор и никель неограниченно растворимы друг в друге [2]. При пайке бор активно диффундирует в паемый материал (на расстояние до 200 мкм).

Поскольку в твердом состоянии взаимная растворимость отсутствует, то при кристаллизации образуются бориды хрома и никеля, выделяющиеся по границам зерен основного металла, прилегающего ко шву (рис. 1), в виде боридной сетки и дисперсных включений [3].

Микроструктура прилегающей части основного металла состоит из двух зон. Первая шириной до 35 мкм, примыкающая ко шву, содержит дисперсные пластинки боридов хрома, формирующиеся внутри зерен твердого раствора. Вторая (шириной до 200 мкм) представляет собой боридную сетку, которая выделяется по границам зерен основного металла. Начиная с расстояния более 200 мкм основной материал не подвержен диффузионным процессам и выделение боридов по границам зерен твердого раствора не зафиксировано.

Что касается второго депрессанта (кремния), то исходя из диаграммы состояния Ni–Si максимальная его растворимость в никеле составляет 15,8 ат. % при температуре 1143 °C [4]. С понижением температуры растворимость уменьшается, но в паяных швах (в центральных участках), полученных с помощью припоя BNi-2 (Ni–7Cr–4,5Si–3,1B–3Fe), обнаружены значительные количества кремния, которые могут образовывать силициды никеля [4].

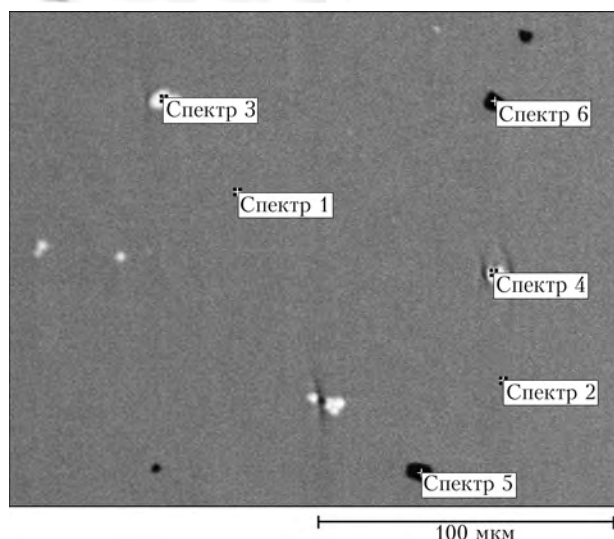


Рис. 1. Микроструктура сплава IN-718 в состоянии поставки и участки рентгеноспектрального микроанализа отдельных вторичных фаз

Объяснить отмеченное явление можно следующими особенностями кристаллизации металла паяных швов. В процессе охлаждения паяного соединения в виде первичных зерен кристаллизуется твердый раствор на основе никеля (γ -фаза), имеющий более высокую температуру плавления. Оставшийся расплав жидкого металла обогащается бором, кремнием, хромом и вытесняется в центральную часть паяного шва, где при дальнейшем охлаждении происходит кристаллизация легкоплавких хрупких эвтектических фаз, состоящих из твердого раствора и силицидов (боридов) [3, 5].

Такие особенности формирования паяных соединений жаропрочного никелевого сплава IN-718 характерны и для других борсодержащих никелевых припоев, например MBF-20: Ni-7Cr-4,5Si-3Fe-3,2B [6]. Получение прочности на растяжение выше $(784,2 \pm 10,4)$ МПа из-за наличия кремния и бора в металле шва невозможно. Применение давления при пайке приводит к частичному вытеснению из шва хрупких фаз, содержащих депрессанты, и увеличению прочности на растяжение до $(868,4 \pm 12,8)$ МПа, но при этом существует опасность потери геометрических размеров паяных соединений [6].

При использовании припоя BNi-5 (Ni-19Cr-10,1Si), в котором бор отсутствует, формируется паяный шов, содержащий, как минимум, четыре микроструктурных составляющих, в том числе зерна твердого раствора на основе никеля, интерметаллиды, отличающиеся высокой твердостью и хрупкостью, бинарные и тройные эвтектики, снижающие прочность паяного соединения [7].

Для предупреждения образования интерметаллических фаз предлагалось увеличить время и температуру пайки, уменьшить ширину паяльного зазора. Эти три параметра процесса пайки оказывают

Таблица 1. Припой и температура пайки

№ припоя	Базовая система легирования	Рекомендуемая температура пайки, °C
1	Ni-Cr-Pd-Si	1250 [8]
2	Ni-Cr-Pd-Co-Si	1230
3	Ni-Cr-Pd-X(Ge)	1230
4	Ni-Cr-Pd-B	1080

определяющее влияние на структурообразование паяных швов.

Кристаллизацию паяных швов можно оценивать по квазичетверной диаграмме [7]. При увеличении времени пайки хрупкие составляющие паяных швов частично рассасываются или уменьшаются их размеры, но полностью избавиться от них не удастся даже при очень длительных выдержках. Диффузия припоя по границам зерен основного металла негативно влияет на прочностные свойства паяных соединений.

Исключить образование хрупких составляющих в паяных швах и обеспечить высокий уровень механических свойств соединений при пайке никелевых суперсплавов можно путем применения в качестве припоев сплавов, имеющих структуру твердых растворов в исходном состоянии.

В данной работе представлены результаты исследований структурообразования паяных соединений жаропрочного никелевого сплава IN-718, полученных с помощью промышленного припоя ПЖК 1000 и опытных припоев на базе системы Pd-Ni-Cr-(X).

Для проведения металлографических исследований использовали жаропрочный деформируемый дисперсионно-твердеющий сплав IN-718 (50... 55)Ni-(17... 21)Cr-18Fe-(4,75... 5,5)Nb + Ta-(2,8... 3,3)Mo-(0,65... 1,15)Ti-(0,2... 0,8)Al- ≤ 1 Co... 0,06C) и припой на базе системы Pd-Ni-Cr-(X) (табл. 1). Припой получали способом аргоно-дуговой плавки с нерасходуемым вольфрамовым электродом. В качестве шихтовых материалов использовали 99,99 % Pd, 99,99 % Ni (двукратный электронно-лучевой переплав), 99,9 % Cr (вакуумно-дистиллированный), 99,99 % Si (монокристаллический), Co-K(0,99,8 %), 99,99 % Ge (монокристаллический), 99,9 % В (порошковый).

Для усреднения химического состава полученные слитки переплавляли до пяти раз, затем подвергали прокатке с целью получения пластичных лент толщиной 0,15... 0,05 мм. Припой № 4 (табл. 1) не удалось получить в виде тонкой фольги путем прокатки, для его изготовления использовали сверхбыструю закалку. Образцы паяли в вакуумной печи с использованием радиационного нагрева.

Микроструктуру паяных соединений исследовали с применением оптической и сканирующей электронной микроскопии после пайки и термической обработки. Твердость HV определяли с помощью

Таблица 2. Химический состав отдельных структурных составляющих сплава IN-718 в состоянии поставки, мас. %

№ исследуемого участка	C	N	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo
1	—	—	0,72	0,95	19,58	17,07	0,22	51,78	5,81	3,87
2	—	—	0,42	0,86	19,59	17,37	0,13	51,95	5,94	3,75
3	8,90	—	—	3,25	0,41	0,48	0,06	0,95	84,67	1,29
4	9,52	—	0,10	4,60	0,76	0,45	0,01	1,92	81,32	1,31
5	—	22,60	—	66,30	0,87	0,46	—	1,01	8,42	0,34
6	—	18,55	—	68,09	0,58	0,21	0,10	0,97	11,27	0,12

твердомера М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,5 Н и времени нагружения 5 с.

Микроструктура сплава IN-718 в состоянии поставки (послековки и гомогенизации при температуре 1050 °С в течение 1,5 ч, без травления) представлена на рис. 1. На фоне матрицы твердого раствора обнаружены единичные выделения основных вторичных фаз: сложных карбидов ниобия (спектры 3, 4, рис. 1, табл. 2) в виде светлых включений неправильной формы и нитридов титана в виде темных частиц правильной формы (спектры 5, 6, рис. 1, табл. 2).

В сплаве IN-718 образуются сложные карбидные соединения, содержащие кроме ниобия, другие легирующие элементы жаропрочного никелевого сплава: титан, молибден, хром, железо, никель (в незначительных количествах).

Атомы титана и ниобия могут замещать друг друга в соединениях (Ti, Nb)C. Массовая доля углерода в карбидах NbC может составлять 8,6... 1,5 % в соответствии с указанной областью гомогенности [9].

Карбиды не разрушаются при ковке, термической обработке, чрезвычайно стойки при высокой температуре и не растворяются при повышении температуры до 1230 °С, благоприятно влияют на длительную прочность при высокой температуре [10].

Нитриды титана содержат составляющие элементы сплава IN-718 (ниобий, молибден, хром, железо, никель), а также элементы внедрения. Зафиксированы единичные выделения карбонитридов.

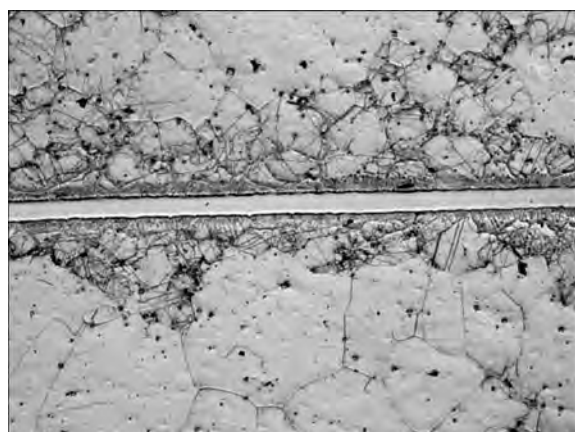


Рис. 2. Микроструктура паяных соединений IN-718 (после травления), полученных с использованием опытного припоя № 4 (Pd-Ni-Cr-B), оптический микроскоп, ×100

Жаропрочный сплав IN-718 принадлежит к группе сплавов на никель-железной основе, в которых основное упрочнение обеспечивается не γ' -фазой $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ с гранецентрированной решеткой, а γ'' -фазой Ni_3Nb с объемноцентрированной тетрагональной решеткой. Присутствие ниобия способствует повышению ее температуры растворения до 915 °С и сохранению эффекта упрочнения до более высоких температур [11].

Образуется данная фаза после проведения термической обработки, рекомендованной разработчиком сплава, состоящей из гомогенизации при температуре 1050 °С в течение 1,5 ч, охлаждения на воздухе и последующего ступенчатого старения при 760 °С в течение 10,5 ч, охлаждения с печью до 650 °С, выдержки при этой температуре в течение 8,5 ч и охлаждения на воздухе. Старение обеспечивает оптимальный размер и распределение ультрадисперсных выделений γ'' -фазы, способствует повышению максимальной твердости и прочности сплава.

Микроструктура сплава IN-718 после пайки при высоких температурах претерпевает изменения. Так, после пайки промышленным припоем Ni-Cr-Pd-Si при температуре 1250 °С в течение 15 мин обнаружены утолщение границ зерен и образование

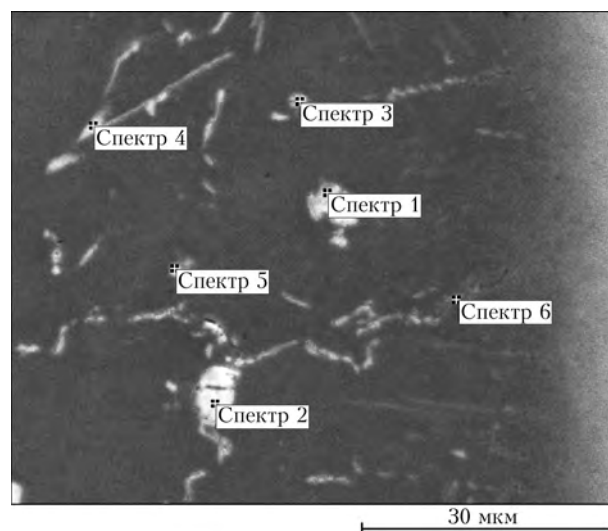


Рис. 3. Микроструктура приграничной зоны основного металла при пайке припоем Ni-Cr-Pd-B при температуре 1080 °С (электронный микроскоп)

Таблица 3. Химический состав диффузионной зоны основного металла при пайке борсодержащим припоем, мас. %*

№ спектра	B	C	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
1	3,67	6,83	—	—	7,56	0,75	0,45	1,39	79,35	—
2	4,09	5,89	—	—	4,93	0,34	—	0,99	83,76	—
3	—	6,60	1,15	0,21	0,78	16,60	10,26	28,20	29,50	6,70
4	5,75	0,01	—	—	0,85	19,19	16,84	30,48	23,14	3,74
5	5,58	0,21	—	—	0,87	19,77	17,23	47,38	5,14	3,82
6	1,84	—	—	0,42	0,78	19,07	17,38	51,24	5,48	3,79

* Состав определен после травления.

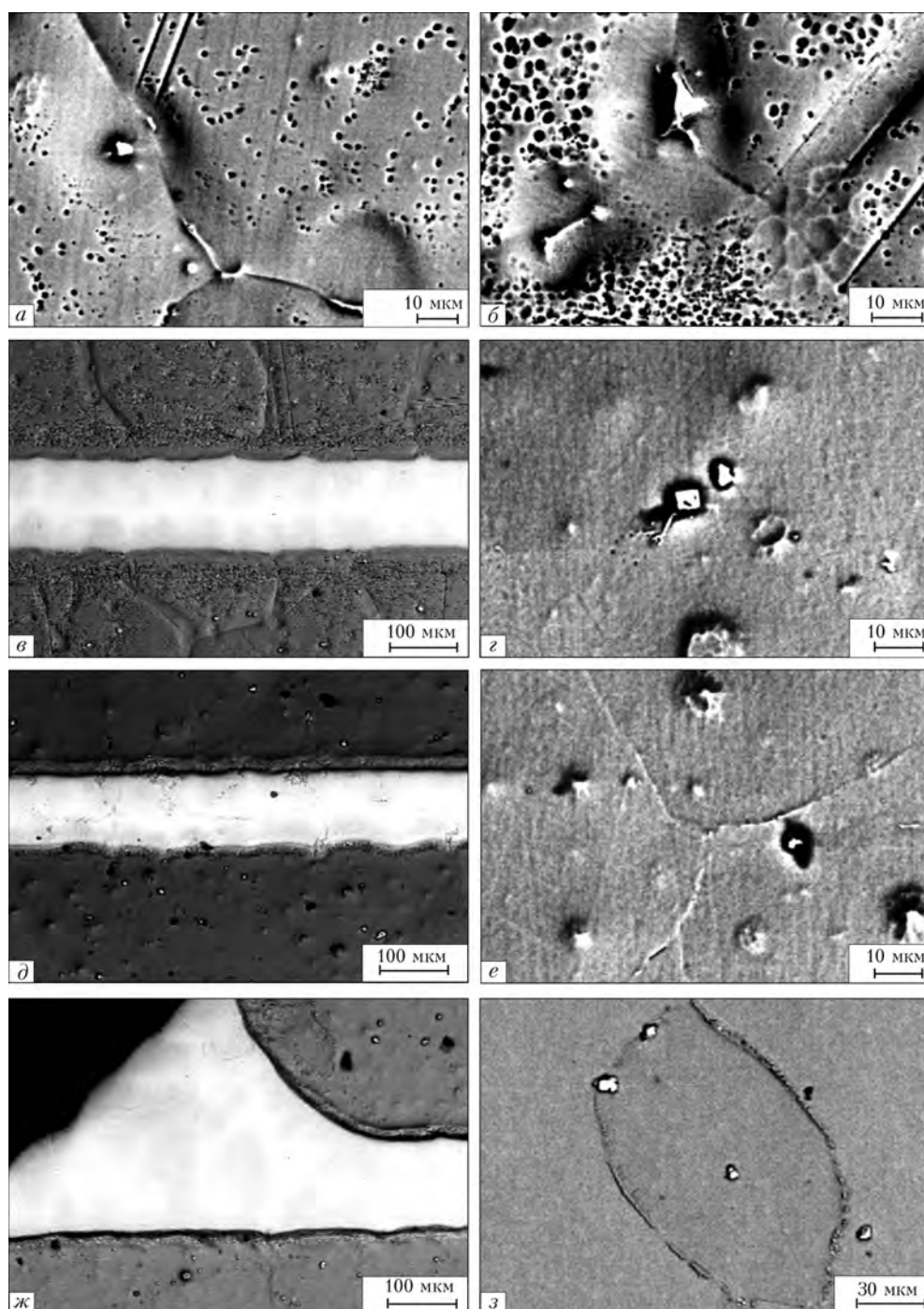


Рис. 4. Микроструктура паяных тавровых соединений, полученных с помощью опытного припоя № 3 в разных состояниях: после пайки (а-в); закалки (г-е); закалки и ступенчатого старения (ж, з)

Таблица 4. Химический состав структурных составляющих основного металла, мас. %

Состояние образца	№ спектра	C	N	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	Mo
После пайки	1	—	—	0,67	0,93	20,23	17,33	51,59	5,44	3,81
	2	—	—	0,54	0,82	19,93	17,36	51,96	5,67	3,12
	3	11,41	—	—	4,58	0,92	0,65	1,28	80,55	0,61
	4	10,35	—	—	6,46	0,96	0,65	1,22	79,31	1,05
	5	—	22,45	—	69,22	0,68	0,43	0,91	6,31	—
	6	9,87	—	—	5,17	0,87	0,82	2,11	80,66	0,50
	7	—	—	0,15	0,88	21,15	17,74	57,75	1,31	1,02
	8	—	—	00,07	0,92	21,29	17,77	54,50	3,04	2,41
После полного цикла обработки	1	—	—	0,44	0,91	19,17	18,02	52,81	5,33	3,23
	2	—	—	0,57	1,04	19,81	17,68	52,31	5,18	3,10
	3	—	—	0,52	0,90	19,82	17,96	52,27	4,93	3,60
	4	9,51	—	0,03	5,56	0,83	0,76	1,89	80,14	1,28
	5	9,19	—	0,09	4,45	1,74	1,53	3,08	78,79	1,13
	6	—	21,80	0,05	66,51	1,12	0,67	1,89	7,84	0,12
	7	—	18,67	0,02	73,56	0,47	0,68	0,23	6,14	0,23
	8	—	—	0,67	0,96	19,97	17,64	52,45	5,34	2,97
	9	—	—	0,59	0,84	19,86	18,71	52,16	4,95	2,89

глобулярных выделений по телу зерна матрицы, рост зерен с 3- до 1-го балла (ГОСТ 5639–82, шкала 3). При снижении температуры пайки до 1230 °С и при такой же выдержке уменьшаются количество и дисперсность глобулярных частиц, границы зерен утончаются, размер зерен увеличивается, но не очень интенсивно (до балла 2, 1).

При изотермической пайке припоем Ni–Cr–Pd–В (1080 °С, 30 мин) толщина границ зерен основного материала вдали от шва (более 200 мкм) не претерпевает заметных изменений, количество глобулярных выделений незначительное. С обеих сторон паяного шва в основном металле за счет диффузионных процессов, протекающих на межфазной границе жидкий припой–твердая подложка, образуется диффузионная зона, в которой зафиксировано вы-

деление фаз по границам зерен (рис. 2, 3), обогащенных бором.

Вследствие диффузионной активности бора и его низкой растворимости основной металл, прилегающий ко шву, быстро пересыщается бором, что способствует выделению боридов в паяемом металле. Результаты микрорентгеноспектрального анализа показали, что по границам зерен формируются сложные фазы, содержащие ниобий, бор, углерод, титан и следы других элементов (табл. 3, рис. 3). При определении массовой доли бора энергодисперсионным способом в образцах, содержащих молибден, существуют определенные сложности, обусловленные совпадением K_{α} -линий бора и M_z -линий молибдена.

Большинство боридов характеризуются некоторым отклонением от стехиометрического состава,

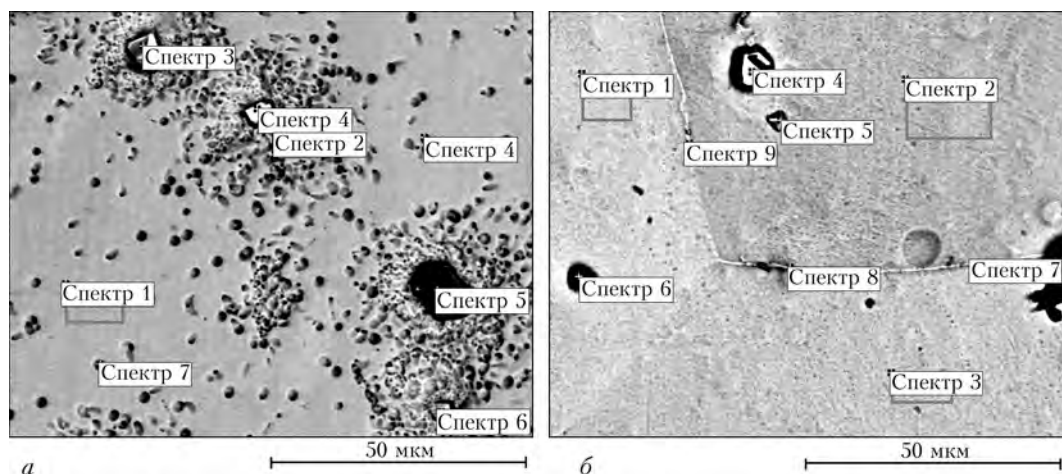


Рис. 5. Исследуемые участки основного металла после пайки (а) и полного цикла термической обработки (б)

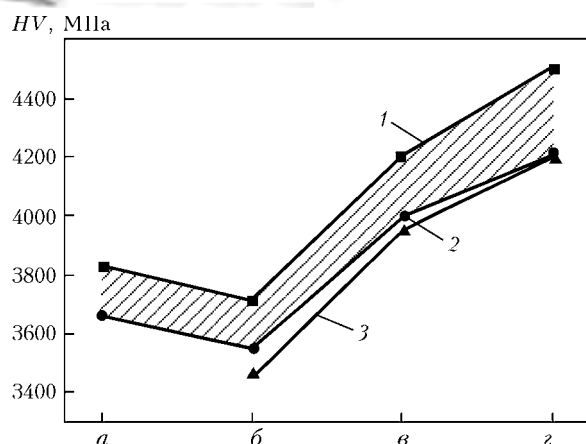


Рис. 6. Микротвердость основного металла в исходном состоянии (а) и после пайки (б); гомогенизации (в); двухступенчатого старения (з)

кроме того, они зачастую содержат углерод, кислород и другие примеси внедрения, образуют легкоплавкие эвтектики [11]. Присутствие таких выделений по границам зерен ухудшает пластические свойства, в частности значение относительного удлинения снижается до 2...4 %. На фоне матрицы основного металла присутствуют упрочняющие фазы внедрения, характерные для данного сплава (нитриды титана и карбиды ниобия) [12].

Следует отметить, что при исследовании паяных соединений до травления получить полную информацию о структуре основного металла невозможно. Травление паяных соединений позволило расширить информативность проведенных исследований, но при определении химического состава необходимо учитывать некоторую относительность полученных результатов.

На рис. 4, а–в представлены микроструктуры паяных соединений (в травленном состоянии), полученных с помощью опытного припоя № 3 Ni–Cr–Pd–X(Ge) при $T_{\text{п}} = 1230$ °С, $\tau = 5$ мин. Паяные швы характеризуются значительной структурной однородностью, отсутствием карбидных, интерметаллидных включений и ликвационных прослоек (рис. 4, в–ж).

После высокотемпературной вакуумной пайки в объеме зерна твердого раствора паемого металла зафиксировано выделение глобулярных дисперсных выделений (рис. 4, а–з). Их химический состав оказался аналогичен таковому твердого раствора, но количество некоторых элементов больше, чем в твердом растворе (примерно на 1...3 % хрома; 1...2 % железа; 2,5...6,0 % никеля (табл. 4, рис. 5, а). Количество остальных элементов (ниобия и молибдена) уменьшается примерно в 2,5...4,0 раза и составляет 1,31...2,04 и 1,02...1,41 %.

По границам зерен основного металла обнаружены единичные частицы карбидов ниобия неправильной формы (рис. 5, а), содержащие титан (4,58...6,46 %).

Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа, незначительное количество темных выделений правильной огранки можно отнести к карбонитридам титана: они обогащены титаном, азотом и углеродом.

В некоторых участках по границам зерен отмечены единичные пластинчатые формирования в виде прерывистых нитей протяженностью от 2 до 10 мкм (рис. 4, а, б), что нежелательно с позиции прочности. Балл зерна после пайки (ГОСТ 5639–82, шкала 3) возрастает с 3- до 2-...1-го. Более грубое зерно способствует обеспечению лучших характеристик длительной прочности [10].

Микротвердость HV основного металла после пайки (затренированная область) незначительно понижается (рис. 6, 1, 2). Поскольку она является механической характеристикой материала, значение которой коррелирует со значениями временного сопротивления, можно предположить, что под влиянием нагрева и медленного охлаждения ухудшаются механические свойства паемого соединения.

Для повышения механических свойств основного металла проводят комплексную термическую обработку паяных соединений. Гомогенизация ($T = 1050$ °С, $\tau = 1,5$ ч, воздух) паяных соединений, полученных с помощью опытного припоя № 3, приводит к структурным изменениям основного металла, диффузионному перераспределению легирующих компонентов, утонению границ зерен в основном металле (рис. 4, з–е), незначительному повышению микротвердости (рис. 6).

При последующем двухступенчатом старении ($T = 760$ °С, $\tau = 10,5$ ч, охлаждение с печью до 650 °С, $\tau = 8,5$ ч, воздух) глобулярная фаза становится дисперсной, по сравнению с таковой, полученной после пайки.

Пластинчатые выделения по границам зерен отсутствуют, отмечены единичные выделения карбидов ниобия в виде частиц неправильной и глобулярной формы по границам зерен и по объему зерна (рис. 4, ж, з, рис. 5, б, табл. 4), а также единичные выделения карбонитридов титана.

Оксиды и бориды могут образовываться в никельжелезных сплавах, но количество их незначительно, поэтому они не влияют на свойства, не связанные с сегрегацией [10]. Определение химического состава границ зерен и матрицы показало их идентичность.

Микротвердость матрицы паемого материала после полного цикла термообработки повысилась и составила 4210...4500 МПа. Аналогичная тенденция характерна и для паяного шва (рис. 6, 3), средние значения микротвердости увеличились от 3250 (после пайки) до 4200 МПа (после термической обработки). Таким образом, благодаря полному циклу термической обработки значения твердости матрицы основного металла и паяного шва примерно выровнялись. Это положительно влияет на ме-



ханические свойства паяных соединений, что подтверждено проведенными ранее исследованиями. Длительная прочность при 550 °С и нагрузке 785 МПа составила 132 ч (без разрушения образца).

Выводы

1. Установлено, что применение припоя системы Ni–Cr–Pd–Si при температуре пайки 1080 °С не оказывает влияния на структуру основного металла, за исключением приграничной зоны, прилегающей к паяному шву, в которой выделяются боридные соединения по границам зерен на глубину около 100...130 мкм, что подтверждено микрорентгено-спектральными исследованиями.

2. Показано, что при вакуумной пайке жаропрочного сплава IN-718 промышленным припоем Ni–Cr–Pd–Si при 1230 °С происходит рост зерна с 3- до 2-... 1-го балла (ГОСТ 5639–82, шкала 3).

3. Пайка жаропрочного сплава IN-718 припоем системы Ni–Cr–Pd–X(Ge) вызывает преимущественную кристаллизацию твердого раствора в паяном шве и снижает микротвердость *HV* матрицы основного металла примерно на 200 МПа. Последующая термическая обработка, состоящая из гомогенизации и двухступенчатого старения, повышает твердость не только матрицы основного материала, но и металла паяного шва соответственно до 4210...4500 и 4200 МПа.

1. *Induction brazing of Inconel 718 to Inconel X750 using Ni–Cr–SiB amorphous foil* / Xiaovei Wu, R. S. Chandel, Hang Li et al. // *J. of materials processing technology*. — 2000. — **104**, № 1-2. — P. 34–43.
2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3 т.* / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1999. — Т.1. — 991 с.
3. *Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations* / M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, P. Bocher // *Materials Science and Engineering A* 447. — 2007. — P. 125–133.
4. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник в 3 т.* / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1999. — Т.3, кн. 1. — 872 с.
5. *Thermodynamic modeling and experimental investigation of brazed joints used in aerospace industry* / M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, P. Bocher // *Proc. of the 3rd Intern. Brazing and Soldering conf. (San Antonio, Texas, USA, April 24–26, 2006)*. — San Antonio, 2006. — С. 189–196.
6. *Yeh M. S. Chuang T. H. Super plastic forming/brazing process for Inconel 718 superalloy components* // *Welding J.* — 1997. — **76**, № 5. — P. 197–200.
7. *Grushko B., Weiss B. Z. Structure of vacuum brazed BNi-5 joint of Inconel 718* // *Metallurgical and Materials Transactions A*. — 1984. — **15**, № 4. — P. 609–620.
8. *Справочник по пайке* / Под ред. И. Е. Петрунина. 3-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 2003. — 480 с.
9. *Самсонов Г. В., Винницкий И. М. Тугоплавкие соединения. Справочник.* — М.: Машиностроение, 2003. — 480 с.
10. *Симс Ч., Хагел В. Жаропрочные сплавы.* — М.: Металлургия, 1976. — 568 с.
11. *Суперсплавы 11: Жаропрочные сплавы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок* / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столфора, У. К. Хагеля. В 2 кн. — М.: Металлургия, 1995. — Кн. 2. — 384 с.
12. *Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения* / Под ред. Н. Т. Чеботарева. — М.: Мир, 1971. — Вып. 1. — 423 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 28.05.2010



РЕЦЕНЗИЯ

на комплекс підручників

**«Теорія і технологія металургійного виробництва металів і сплавів»,
авторів Д. Ф. Чернеги, В. С. Богушевського, Ю. Я. Готвянського,
В. С. Терещенка, Б. М. Бойченка, П. С. Харлашина, В. А. Гладких,
представлений на здобуття Державної премії України
в галузі науки і техніки за 2010 рік**

Удосконалення системи освіти вищої школи, сучасні тенденції скорочення аудиторних занять та поліпшення самостійної роботи студентів потребують суттєвого підкріплення базових та професійно орієнтованих дисциплін з усіх напрямів підготовки фахівців сучасною навчальною літературою.

Представлений комплекс робіт дає можливість вирішувати проблеми при підготовці фахівців з напрямку «Металургія» — галузі, яка забезпечує основні надходження коштів у державний бюджет України і значну частину валютних коштів.

Існуюча наукова і навчальна література, видана за часів колишнього Радянського Союзу, містить значний обсяг інформації з питань теорії і практики металургійного виробництва металів і сплавів. Однак підручники, в яких зазначені проблеми були б вирішені системно, відсутні (основні питання зібрані воедино і викладення їх розвинуто в окремих підручниках). Поза увагою залишилися і окремі питання, зокрема підготовка фахівців із спеціальної металургії, переробки відходів металургійної промисловості, що десятиріччями накопичувалися на металургійних комбінатах, автоматизація металургійних процесів, створення екологічно чистих підприємств із замкнутим циклом переробки сировини.

Авторський колектив, в який входять викладачі передових навчальних вузів України з напрямку «Металургія» (Національної металургійної академії України, Національного технічного університету України «КПІ» і Приазовського державного технічного університету), протягом 10–12 років видав комплекс підручників, що охоплюють майже всі аспекти напрямку. Підручники написані українською мовою, вони повністю відповідають змісту навчальної програми за галузевим стандартом освіти.

Комплекс робіт включає шість підручників, що мають відповідний гриф Міністерства освіти і науки України:

1. «Основи металургійного виробництва металів і сплавів», Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський, С. Г. Грищенко, В. М. Шифрін, В. Я. Шурхал;
2. «Фізико-хімічні та металургійні основи виробництва металів», Ю. Я. Готвянський;
3. «Безкоксова металургія заліза», В. П. Іващенко, О. Г. Величко, В. С. Терещенко, В. А. Чеченев;
4. «Конвертерне виробництво сталі (теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія)», Б. М. Бойченко, В. Б. Охотський, П. С. Харлашин;
5. «Проектування і обладнання електросталеплавильних і феросплавних цехів», В. А. Гладких, М. І. Гасик, А. М. Овчарук, Ю. С. Проїдак;
6. «Автоматичні системи керування процесами спеціальної електрометалургії», В. С. Богушевський, Д. Ф. Чернега, Г. Г. Грабовський.

Комплекс робіт об'єднується підручником «Основи металургійного виробництва металів і сплавів», в якому докладно висвітлені основи металургійного виробництва чорних і кольорових металів і сплавів, узагальнено сучасні науково-технічні розробки провідних підприємств і науково-дослідних інститутів, наведені вимоги чинних стандартів.

Велику увагу приділено новітнім технологіям — спеціальній і ковшовій металургії. Дано сучасні уявлення про процеси, що забезпечують виробництво якісних і високоякісних металів та сплавів, описано конструкції споруд та агрегатів, викладено нагальні екологічні проблеми металургійного виробництва. Цей курс читається студентам металургійних і машинобудівних спеціальностей практично в усіх технічних закладах України від I до IV рівнів акредитації незалежно від спеціальності. В ньому стисло викладаються питання, що знаходять розвиток в інших підручниках. Останні використовуються при викладанні окремих дисциплін у залежності від навчальної програми спеціальностей напряму.

Підручник замовлено 70 навчальними закладами і видано у видавництві «Вища школа» основним накладом 2600 і додатковим 500 примірників, він складається із семи розділів.

Перший розділ присвячено питанням металургії чавуну (окремі питання розділу деталізовані в підручнику 2. У другому розділі розглянуті розвиток і сучасні процеси прямого виробництва заліза (окремі питання розділу деталізовані в підручнику 3). Третій розділ присвячено питанням металургії сталі (більш детально питання конвертерного виробництва розглянуті в підручнику 4, питання проектування і обладнання сталеплавильних цехів — в підручнику 5).

Слід відмітити, що у підручнику «Основи металургійного виробництва металів і сплавів» основну увагу зосереджено на технологіях переплавних процесів спеціальної металургії (зокрема, електрошлаковий переплав, плавка у вакуумних дугових, вакуумних індукційних, електронно-променевих і плазмово-дугових печах, електромагнітне оброблення металів у рідкому стані та під час кристалізації). Наведено конструктивні особливості агрегатів, електрообладнання і технології окремих процесів. Порівняно з раніше виданими підручниками із загальної металургії, матеріал у такому обсязі подано вперше.

Вважаю, що цей комплекс підручників під загальною назвою «Теорія і технологія металургійного виробництва металів і сплавів» заслуговує присвоєння Державної премії України.

Л. Б. Медовар



СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ АССОЦИАЦИИ АКАДЕМИЙ НАУК

26–27 мая 2010 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась 15 сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МААН). Тематика сессии «Новые процессы получения и обработки металлических материалов».

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

26 мая, в первый день работы Научного совета, проходили заседания секций совета по материалам на основе меди и полимерным материалам, а 27 мая состоялось пленарное заседание. Это позволило обсудить на пленарном заседании некоторые предложения и замечания по дальнейшей деятельности Научного совета, высказанные в ходе работы секций.

Открыл пленарное заседание Научного совета его председатель, президент МААН, президент НАН Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Он отметил, что пленарное заседание 2010 г. посвящается достаточно широкому кругу проблем в области материаловедения. На пленарном заседании представлены более 20 докладов, из них было отобрано 12 наиболее интересных. Большое количество докладов свидетельствует о том, что интерес к Научному совету по новым материалам возрастает.

Академик Б. Е. Патон ознакомил участников сессии с программой и регламентом работы пленарного заседания, на котором были заслушаны доклады ученых из Беларуси, Казахстана, Российской Федерации и Украины.

Академик РАН Е. Н. Каблов (Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Москва, Российская Федерация) выступил с докладом «Перспективные технологии производства изделий из жаропрочных сплавов нового поколения». Он отметил, что в авиационной промышленности в настоящее время широко используется пайка. Для пайки различных изделий в авиации применяется около 50 марок припоев на основе олова, свинца, меди, серебра, никеля и титана. Часть из этих припоев может быть изготовлена только в виде порошков. В ВИАМе введена в производство установка, которая позволяет выпускать высококачественные порошки припоев в промышленных

масштабах. Сотрудниками института разработаны принципиально новые технологии термомеханической обработки труднодеформируемых гетерофазных сплавов, обеспечивающие формирование регламентированных структур с повышенной пластичностью при оптимальных температурно-скоростных параметрах деформации. Разработаны также способы получения отливок с направленной и монокристаллической структурами.

Новым технологиям изготовления микро- и наноразмерных порошков неорганических материалов посвящен доклад «Электронно-лучевая технология получения микро- и наноразмерных порошков неорганических материалов» академика НАН Украины Б. А. Мовчана (Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев). В Международном центре электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона создана электронно-лучевая установка для производства твердофазных и жидкофазных субстанций с наночастицами неорганических материалов. Разработанная технология позволяет управлять составом, формой, размером и структурой наночастиц неорганических материалов, в основном различных оксидов.

Академик РАН В. Е. Панин (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия) посвятил свой доклад «Актуальные проблемы наноструктурирования поверхностных слоев конструкционных материалов и их сварных соединений» исследованию влияния наноструктурирования поверхностных слоев на прочностные и эксплуатационные свойства материалов. В результате нанесения наноструктурных покрытий возрастает не только прочность, но и пластичность стали, увеличивается усталостная прочность при циклических испытаниях на знакопеременный изгиб, отмечено также увеличение износостойкости и термической стойкости обработанных материалов.

О преимуществах и недостатках, а также о перспективах развития акустических методов неразрушающего контроля рассказал академик РАН Н. П. Алешин (ФГУ Научно-учебный центр «Сварка и контроль» при МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ).

Задачам, которые необходимо решать ученым при переходе от материалов с монокристаллической структурой к материалам с нанокристаллической структурой, а также свойствам материалов с



такой структурой был посвящен доклад «Научные основы получения нанометаллических материалов» академика НАН Украины С. А. Фирстова (Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев). Если раньше улучшение прочностных свойств конструкционных материалов шло в основном за счет разработки сплавов с новым химическим и фазовым составом, то в последние годы наметились новые пути повышения свойств конструкционных материалов в результате целенаправленного формирования в них нанокристаллической структуры.

«Создание высокопрочных титановых сплавов для морской техники» — тема доклада сотрудников ЦНИИМК «Прометей» (Санкт-Петербург, РФ), представленного канд. техн. наук Б. Г. Ушаковым. Сплавы, предназначенные для изготовления конструкций, которые эксплуатируются в морской воде, должны отличаться высокой коррозионной стойкостью, хорошей свариваемостью и высокими механическими свойствами, в частности пластичностью при обработке давлением. В результате выполнения большого объема исследований такие сплавы были разработаны. Новым материалам на основе сплава типа 5В присущи повышенный уровень прочностных характеристик, оптимальное сочетание характеристик работоспособности (вязкость разрушения, сопротивление упрочнению пластическим деформациям, сопротивление ползучести).

О применении электромагнитных воздействий и оригинальной МГД-техники в новых процессах получения металлоизделий из цветных металлов, стали и чугуна рассказал чл.-кор. НАН Украины В. И. Дубо-

делов (Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев).

В докладе сотрудников Института металлофизики НАН Украины (Киев), прочитанном д-ром техн. наук В. Ф. Мазанко, рассмотрено явление аномального переноса при внешних воздействиях на металлы и способы его практического использования. По мнению авторов, это явление можно использовать для импульсных способов сварки давлением; механико-химико-термической обработки; модифицирования поверхностных слоев металла; восстановления изношенных поверхностей; создания покрытий с различными свойствами: коррозионно- и износостойкими, антиэмиссионными, декоративными, с аморфным и наноструктурированным состоянием.

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

Следующую сессию Научного совета по новым материалам МААН запланировано провести в мае 2011 г. в ИЭС им. Е. О. Патона.

И. А. Рябцев

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

С. И. КУЧУКУ-ЯЦЕНКО — 80



2 августа 2010 г. исполнилось 80 лет со дня рождения первого заместителя директора Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, академика НАН Украины Сергея Ивановича Кучука-Яценко.

Сергей Иванович после окончания Киевского политехнического института по распределению был направлен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона, где прошел славный трудовой путь от молодого специалиста-инженера до профессора, доктора технических наук, заведующего одного из ведущих отделов, первого заместителя директора института по научной работе, академика Национальной академии наук Украины. В 1960 г. С. И. Кучук-Яценко защитил кандидатскую, а в 1972 г. — докторскую диссертации. В 1978 г. он был избран членом-корреспондентом, а в 1987 г. —

действительным членом Национальной академии наук Украины.

Научная деятельность С. И. Кучука-Яценко связана с исследованиями физико-металлургических процессов при сварке различных материалов в твердой фазе. В частности, им получены новые данные об особенностях формирования соединений с образованием тонкого слоя расплава на контактирующих поверхностях свариваемых деталей, его поведении под действием электродинамических сил и особенностях его взаимодействия с газовой средой в зоне контакта. Впервые было показано, что состояние расплава в период, предшествующий деформации свариваемых деталей, оказывает доминирующее влияние на образование металлических связей между контактирующими поверхностями и формирование химической неоднородности в зоне соединения. Детально изучено влияние оксидных структур в расплаве на качество соединений и определены пути минимизации окислительных процессов в указанный период сварки.



Наряду с перечисленными исследованиями С. И. Кучук-Яценко в течение многих лет проводит целенаправленное изучение быстропротекающих процессов нагрева и разрушения единичных контактов при высоких концентрациях энергии. Им установлен ряд новых закономерностей, характеризующих энергетические показатели процесса контактного плавления металлов, определены пути автоматического управления основными параметрами процесса с целью получения наиболее благоприятных условий нагрева и деформации свариваемых деталей.

Практическим результатом перечисленных фундаментальных исследований является разработка С. И. Кучуком-Яценко новых способов контактной сварки непрерывным, импульсным, пульсирующим оплавлением, запатентованных в ведущих странах мира. На их основе С. И. Кучуком-Яценко совместно с коллективом сотрудников были разработаны технологии сварки различных изделий, системы управления и новые образцы сварочного оборудования, не имеющие аналогов в мировой практике. Оборудование отличается высокой производительностью, минимальной потребляемой мощностью и массой, обеспечивает стабильное и высокое качество соединений. Эти преимущества наиболее значимы при сварке деталей сложной конфигурации с большими поперечными сечениями.

В последние годы он проводит исследования контактной сварки сопротивлением деталей из трудносвариваемых сплавов, композиционных материалов с использованием активирующих покрытий и специальных прослоек, имеющих композиционную структуру, в том числе состоящих из многослойных наноструктурированных материалов. Это позволило создать новые технологии соединения жаропрочных материалов на основе интерметаллидов никеля и титана, а также инструментальных сплавов.

Научная и инженерная деятельность С. И. Кучука-Яценко характеризуется комплексным подходом к решению поставленных задач. Выполненные им фундаментальные исследования сопровождаются разработкой оригинальных технологий сварки, автоматического и в последние годы компьютеризированного управления процессом сварки и созданием современного сварочного оборудования.

При его непосредственном участии осуществляется организация промышленного производства разработанного нового сварочного оборудования и его массового внедрения в производство. Вот некоторые наиболее значимые этапы деятельности С. И. Кучука-Яценко. Более пятидесяти лет С. И. Кучук-Яценко занимается работами по сварке рельсов. Разработанные при его активном участии и руководстве технологии и оборудование для сварки рельсов позволили впервые в мировой практике применить высокопроизводительную контактную сварку в полевых условиях, что в значительной мере способствовало переводу железных дорог на бесстыковые пути. При активном участии С. И. Кучука-Яценко серийный выпуск такого оборудования по документации ИЭС был организован на Каховском заводе электросварочного оборудования, который с 1970-х годов стал мировым экспортером такого оборудования.

За прошедшие годы создано более десяти поколений рельсосварочных машин, которые используются в странах СНГ и во многих странах мира, С. И. Кучук-Яценко принимает активное участие в совершенствовании этого оборудования и технологии сварки, что позволяет поддерживать их высокую конкурентоспособность.

В последние годы созданы новые поколения сварочных машин, позволяющих сваривать рельсы бесконечной длины при ремонте бесстыковых путей с одновременной стабилизацией их напряженного состояния. В 1966 г. за разработку и внедрение машины для стыковой сварки рельсов при ремонте и строительстве бесстыковых железнодорожных путей С. И. Кучуку-Яценко в составе авторского коллектива присуждена Ленинская премия. Ему присвоено звание «Почетный железнодорожник СССР».

Разработки С. И. Кучука-Яценко и его сотрудников успешно использованы также на машиностроительных заводах при изготовлении кольцевых заготовок, валов и заготовок из разнородных материалов. Особенно эффективным оказалось применение многопозиционной контактной сварки, позволяющей сваривать крупногабаритные детали одновременно в нескольких местах (корпуса двигателей, радиаторы мощных трансформаторов). Внедрение одной установки в линии производства картеров блоков мощных дизелей на Коломенском тепловозостроительном заводе позволило повысить производительность труда в 70 раз и высвободить 380 сварщиков. Значительный эффект получен также в результате многопозиционной сварки на Запорожском трансформаторном заводе при изготовлении радиаторов трансформаторов. В 1976 г. С. И. Кучук-Яценко в составе авторского коллектива удостоен Государственной премии УССР за создание и промышленное внедрение новой технологии и высокоэффективных сборочно-сварочных комплексов для серийного производства крупногабаритных конструкций из унифицированных элементов.

Впервые в мировой практике С. И. Кучуком-Яценко с группой сотрудников была разработана оригинальная технология контактной сварки изделий сложной формы и большого сечения из высокопрочных сплавов на основе алюминия, обеспечивающая получение соединений, практически равнопрочных с основным металлом. На ее основе разработано и освоено производство уникального оборудования, которое используется при производстве космической техники на заводах Украины и РФ. В 1986 г. С. И. Кучук-Яценко в составе авторского коллектива удостоен Государственной премии СССР за создание технологии и оборудования для контактной стыковой сварки конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Значительный вклад С. И. Кучук-Яценко внес в создание технологии и оборудования для контактной стыковой сварки, трубопроводов различного назначения. При его активном участии разработаны технологии, системы управления и оборудование для контактной стыковой сварки (КСС) труб диаметром от 60 до 1400 мм и выполнено его широкомасштабное внедрение при строительстве трубопроводов на территории бывшего СССР.



С использованием КСС сварено более 70 тыс. км различных трубопроводов, в том числе 4 тыс. км самых мощных трубопроводов в районах Крайнего Севера. Применение КСС позволило повысить производительность труда и обеспечить надежность трубопроводов. Эта работа была также отмечена Ленинской премией в 1989 г.

Под его руководством и при непосредственном участии непрерывно продолжаются работы по созданию технологий сварки давлением неповоротных стыков труб различного назначения. Впервые в мировой практике разработаны технологии и оборудование для прессовой сварки с нагревом дугой, управляемой магнитным полем, труб диаметром до 300 мм с толщиной стенки 5...15 мм, отличающихся высокой производительностью при минимальной энергоемкости процесса.

С. И. Кучук-Яценко принимает активное участие на всех этапах выполнения перечисленных работ. В 1998 г. ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины», в 2000 г. присуждена премия им. Е. О. Патона за научную работу «Сварка в твердой фазе». С. И. Кучук-Яценко — автор 640 научных публикаций, в том числе 9 монографий, 350 авторских свидетельств. Им получено более 300 украинских и зарубежных патентов, многие из которых приобретены по лицензионным соглашениям зарубежными фирмами.

В настоящее время академик С. И. Кучук-Яценко продолжает заниматься актуальными проблемами в области сварки, созданием прогрессивных технологий соединения трудносвариваемых материалов. Он возглавляет один из ведущих научных отделов Института электросварки.

С. И. Кучук-Яценко длительное время плодотворно сотрудничает с Каховским заводом электросварочного оборудования — одним из ведущих предприятий-изготовителей сварочного оборудования в Украине. Он принимает активное участие в организации серийного производства контактных стыковых машин для сварки железнодорожных рельсов и труб.

С. И. Кучук-Яценко является заместителем председателя ученого совета ИЭС, заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка», членом межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям. Им подготовлено более десяти кандидатов и докторов технических наук. Он был избран первым президентом Общества сварщиков Украины, входит в состав его правления, является членом Общества сварщиков США и Великобритании.

Заслуги ученого отмечены двумя орденами Трудового Красного Знамени, орденом «Знак Почета», орденом Князя Ярослава Мудрого, медалями.

Л. М. ЛОБАНОВУ — 70



В сентябре 2010 г. исполняется 70 лет доктору технических наук, профессору, академику НАН Украины, заслуженному деятелю науки и техники Украины, лауреату Премии Совета Министров СССР, Государственной премии Украины, Премии им. Е. О. Патона НАНУ, известному ученому в области

материаловедения и прочности материалов и конструкций Леониду Михайловичу Лобанову.

Л. М. Лобанов окончил факультет промышленного и гражданского строительства Киевского инженерно-строительного института и механико-математический факультет Киевского государственного университета. С 1963 г. работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, с 1985 г. — заместитель директора по научной работе и заведующий отделом оптимизации сварных конструкций новой техники института. В 1997 г. избран академиком НАН Украины.

Научная деятельность Л. М. Лобанова связана с исследованиями поведения материалов при сварке, разработкой экспериментальных методов исследования и регулирования сварочных напряжений и деформаций, созданием высокоэффективных сварных конструкций и разработкой методов и средств их диагностики.

Широкое признание получили его работы, посвященные разработке методов оптического моделирования, голографической интерферометрии, электронной спекл-интерферометрии и ширрографии для исследования напряженного состояния и контроля качества сварных соединений в конструкциях из металлических, композиционных и полимерных материалов. Разработанные методологические подходы и созданные приборы имеют высокую точность и информативность, применяются в научно-исследовательских организациях и предприятиях Украины, стран СНГ, Китая, Южной Кореи.

Благодаря трудам Л. М. Лобанова и его учеников сформировано новое научное направление — бездеформационная сварка конструкций, которая базируется на регулировании тепловых процессов во время сварки с целью уменьшения тепловложения и создании предварительно напряженно-деформированных состояний, оптимизированных по отношению к сварочным напряжениям и деформациям. Разработанные способы и технические средства устранения сварочных деформаций и напряжений были использованы при создании комплекса «Энергия-Буря» и других ракетно-космических систем. Принципиально новыми являются разработанные технологии бездеформационной сварки стрингерных панелей и оболочек из высокопрочных алюминиевых и титановых сплавов.

Под руководством Л. М. Лобанова в ИЭС им. Е. О. Патона выполняется комплекс фундаментальных исследований в области статической и



динамической прочности сварных соединений с учетом их механической неоднородности и наличия трещиноподобных дефектов, сопротивления сварных соединений хрупким и слоистым разрушениям, а также усталостным разрушениям, научных подходов для обеспечения надежности и долговечности сварных конструкций при соблюдении требований относительно снижения их металлоемкости, методов неразрушающего контроля качества и диагностики сварных соединений и конструкций, оценки и продления ресурса сварных конструкций ответственного назначения. Созданы новые типы высокоэффективных сварных конструкций, к которым относятся легкие стрингерные металлоконструкции, пролеты мостов, тяжелона-груженные конструкции из высокопрочных сталей, уникальные конструкции преобразуемого объема. При его активном участии разработаны и введены в практику государственные стандарты Украины, которые регламентируют требования к качеству сварных конструкций и технологии их изготовления, организовано систему сертификации сварочных технологий, материалов, оборудования и конструкций, разработан концепция Государственной программы по обеспечению технологической безопасности для основных отраслей экономики Украины.

Л. М. Лобанов принимал активное участие в создании трехтомного издания «Сварные строительные конструкции», в котором обобщен

опыт по исследованию и разработке в области проектирования и изготовления конструкций, определения их технического состояния и реконструкции.

Л. М. Лобанов ведет большую научно-организационную работу как председатель Украинского технического комитета по стандартизации в области сварки, заместитель председателя Межгосударственного научно-технического совета по сварке и родственным технологиям, является членом Межведомственного совета по вопросам научно-технологической безопасности при Совете Национальной безопасности и обороны Украины, заместителем председателя научного совета по целевой комплексной программе НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасной эксплуатации конструкций, сооружений и машин». Он активно сотрудничает с международными научными организациями стран СНГ и дальнего зарубежья, регулярно выступает с научными докладами на престижных научных форумах, возглавляет ряд международных проектов.

Л. М. Лобанов — автор более 600 научных работ, в том числе 6 монографий, 60 авторских свидетельств и патентов. Подготовил 8 докторов и 15 кандидатов наук.

Награжден орденами «За заслуги» II и III степеней и «Знак Почета», знаком отличия Президиума НАН Украины «За научные достижения», медалью Ю. В. Кондратюка за участие в космической деятельности и многими другими медалями и знаками отличия.

Сердечно поздравляем юбиляров и желаем им крепкого здоровья, творческого долголетия и талантливых учеников

К 120-летию со дня рождения
и 85-летию создания кафедры электрометаллургии

Степан Иванович ТЕЛЬНЫЙ

С. И. Тельный — выдающийся ученый-электрометаллург, электротермист, основатель кафедры электрометаллургии Национальной металлургической академии Украины, заслуженный деятель науки и техники Российской Федерации, доктор технических наук, профессор.

С. И. Тельный родился 1 августа 1890 г. в Екатеринославе (Днепропетровск) в семье железнодорожного техника, служившего паровозным машинистом, а с 1902 г. выполнявшего обязанности ревизора службы тяги на станции Попасная Екатеринбургской железной дороги.

В 1908 г. после окончания Первого реального училища Степан Иванович поступил в Екатеринославский горный институт (ЕГИ) на металлургический факультет, который окончил в 1914 г., получив звание горного инженера. Дипломные проекты С. И. Тельного, посвященные электрометаллургии и горно-заводской механике, были удостоены премии, а проект по электротехнике — почетного отзыва. После окончания ЕГИ его оста-

вили в качестве профессорского стипендиата для подготовки к научно-педагогической деятельности.

В 1917 г. С. И. Тельный назначен ассистентом кафедры металлургии стали ЕГИ, а в 1920 г. его по конкурсу избрали доцентом по электрометаллургии в этом же институте.

Фундаментальные и прикладные разработки С. И. Тельного публиковались в научных отечественных и зарубежных журналах. Электропечи с вращающейся дугой заводского масштаба установлены и успешно работали на заводах им. В. И. Ленина в Днепропетровске, мастерских Днепростроя и др. Наряду с этими работами С. И. Тельный раз-





работал и опубликовал новый графический метод интегрирования дифференциальных уравнений.

В эти годы С. И. Тельный начал разрабатывать теорию вольтовой дуги применительно к дуговым электропечам, а также графические методы исследования явлений в цепях с железом.

В 1925 г. в Днепропетровском горном институте при активном участии С. И. Тельного была создана самостоятельная кафедра электрометаллургии, профессором и заведующим которой он был назначен.

В 1927 г. С. И. Тельного Наркомпрос УССР командировал на заводы в Германию для изучения вопросов конструирования электрических печей и электрометаллургических установок. Результаты командировки были использованы при разработке в Укргипрометзе (Харьков) эскизного проекта электрометаллургических цехов Днепрокомбината (Запорожье). В 1928–1930 гг. С. И. Тельный по совместительству работал консультантом в Укргипрометзе, в качестве эксперта участвовал в разработке проекта завода ферросплавов в Зестафони (Грузия).

В 1930 г. в связи с преобразованием металлургического факультета Днепропетровского горного института в самостоятельный Металлургический институт С. И. Тельный был назначен в ДМетИ на должность профессора, заведующего кафедрой электрометаллургии. В 1932–1941 гг. С. И. Тельный работал директором по научной работе ДМетИ.

Высшая Аттестационная комиссия Всесоюзного комитета по делам высшей школы при СНК СССР в 1936 г. утвердила С. И. Тельного в ученом звании профессора по кафедре электрометаллургии ДМетИ, а в 1937 г. — кандидата технических наук без защиты диссертации.

В 1938–1939 гг. С. И. Тельного назначили членом экспертной комиссии по металлургии ВАК. В эти годы он опубликовал ряд фундаментальных работ по осцилографированию тока и напряжения дуговых электропечей, непрерывному горению трехфазной вольтовой дуги, шунтированию дуги в электрических ферросплавных печах, построению круговых диаграмм и электрических характеристик электрометаллургических установок, теории вольтовой дуги применительно к дуговым электрическим печам.

В 1941 г. С. И. Тельный утвержден Президиумом АН СССР в должности заместителя председателя секции электросварки и электротермии Отделения технических наук Академии наук СССР.

С 1930–1939 гг. С. И. Тельный избирался депутатом Днепропетровского горсовета XIV и XV созывов, с 1935 г. назначен председателем Днепропетровского отделения ВАРНИТСО. Приказом НКЧМ СССР от 29 июня 1940 г. он награжден значком «Отличник социалистического соревнования в черной металлургии».

В годы Великой отечественной войны С. И. Тельный вместе с ДМетИ был эвакуирован в г. Магнитогорск и назначен заместителем директора по научной работе МГМИ.

В соответствии с приказом по НКЧМ СССР, С. И. Тельного перевели на работу в Уральский индустриальный институт в связи с предложением дирекции УПИ принять участие в конкурсе на замещение должности профессора, заведующего кафедрой.

Свой переход в Уральский индустриальный институт С. И. Тельный мотивировал открывшейся возможностью применять свой опыт и знания в подготовке специалистов по электрометаллургии черных металлов. «Сдвиги в размещении электрометаллургической промышленности, которые произошли за время войны и роль Уральского индустриального института, — писал С. И. Тельный, обращаясь к директору УИИ им. С. М. Кирова А. С. Качко, — которую он приобретает в подготовке кадров специалистов в этой отрасли для Урала и Востока, укрепляет во мне стремление перейти на постоянную работу в этот институт на должность профессора — заведующего кафедрой электрометаллургии черметфака».

За активную работу в Уральском индустриальном институте С. И. Тельный награжден орденом «Знак Почета».

В соответствии с приказом начальника Главного управления политехнических и индустриальных вузов, С. И. Тельного откомандировали в распоряжение директора Куйбышевского индустриального института.

В Куйбышевском индустриальном (позже политехническом) институте С. И. Тельный заведовал кафедрой теоретической и общей электротехники, организованной в 1933 г. в Средневолжском энергетическом институте (в настоящее время — Самарский государственный технический университет).

На сайте Самарского государственного технического университета высоко оценен вклад С. И. Тельного в области электрометаллургии и электротермии.

Из всей плеяды талантливых ученых и специалистов, принимавших участие в становлении факультета, особо можно выделить профессора, доктора технических наук, заслуженного деятеля науки и техники РСФСР Степана Ивановича Тельного (1890–1962 гг.). Он по праву является отцом отечественной электрометаллургии.

Научно-педагогический коллектив кафедры электрометаллургии глубоко чтит память о Степане Ивановиче Тельном, изучает и развивает его творческое наследие, воспитывает новое поколение студентов, специализирующихся в области электрометаллургии ферросплавов, специальных сталей и сплавов.

*М. И. Гасик,
заведующий кафедрой электрометаллургии,
академик НАНУ*



Памяти В. Н. Бернадского

7 августа 2010 г. на 82-м году ушел из жизни кандидат технических наук, заведующий отделом прогнозно-аналитических исследований Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, заслуженный деятель науки и техники Украины, ученый, наставник, давший путевку в жизнь молодым ученым, которые стали основным научным потенциалом сегодняшнего института, Всеволод Николаевич Бернадский.

В. Н. Бернадский — один из представителей Патоновской научной школы и вся его трудовая деятельность связана с Институтом электросварки, в котором он работал с 1952 г.

Свою научно-инженерную деятельность В. Н. Бернадский начинал под руководством лауреата Ленинской премии Г. В. Раевского, участвуя в разработке и внедрении технологий индустриального производства и монтажа сварных преобразуемых конструкций — рулонированных резервуаров большой емкости и тонкостенных плоскостоварачиваемых труб. Он был участником строительства и пуска первых в бывшем Советском Союзе промышленных установок для выпуска рулонированных стенок и днищ резервуаров. В дальнейшем вел разработку и исследование технологий электродуговой сварки тонкого металла: на флюсо-медной подкладке и контактной шовной сварки, оригинальной технологии скоростной рельефно-роликовой сварки. В 1962 г. В. Н. Бернадский успешно защитил кандидатскую диссертацию на тему «Вопросы технологии сварки и прочности плоскостоварачиваемых труб».

Уже в этот период В. Н. Бернадского привлекали к большой научно-организационной работе. Начиная с 1962 г. Всеволод Николаевич Бернадский более 20 лет был ученым секретарем Института электросварки и заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка». Эту деятельность он совмещал с научной работой в области технологии сварки тонколистовых конструкций. В связи с развитием в Институте электросварки поисковых исследований по космическим технологиям он вошел в состав творческого коллектива по изысканию технологии сварки и обработки металлов в космосе, а также по разработке возможных вариантов тонкостенных космических конструкций. Этот этап его деятельности был отмечен медалью им. С. П. Королева.

В начале 1980-х гг. В. Н. Бернадский по инициативе директора Института электросварки академика Б. Е. Патона сформировал и возглавил в институте новое направление по анализу состояния и технологическому прогнозированию развития мировой сварочной науки и сварочного производства. Разработанная В. Н. Бернадским с сотрудниками отдела система информационно-экономического мониторинга мирового рынка сварочной техники и комплексно-ситуационного анализа развития сварочной науки и сварочного производства в веду-

щих странах и регионах мира базируется на оригинальных методиках, современных информационных технологиях и созданных проблемно-ориентированных библиометрических и фактографических базах и банках данных. Системный анализ экономико-статистической информации нашел свое отражение в международном сборнике «СВЭСТА», издающимся при содействии Международного института сварки. Данное направление исследований значительно расширило возможности института по выбору приоритетной тематики научных исследований и эффективному трансферу новых технологий с учетом конъюнктуры мирового и региональных рынков сварочной техники. Всеволод Николаевич стал признанным авторитетом в области анализа состояния и тенденций развития мирового сварочного производства, техники и технологий сварки и родственных процессов.

Значительное место в научной деятельности В. Н. Бернадского занимали формирование и актуализация сварочной терминологии на украинском языке. Под его редакцией и при его участии вышла серия многоязычных словарей по сварке на украинском, русском и английском языках, в том числе первый электронный русско-украинский словарь по сварке.

Результаты многолетней активной научно-инженерной деятельности В. Н. Бернадского представлены более чем в 320 научных публикациях, изданных в сварочной и экономической периодике Украины, России, Великобритании, Польши и других стран; среди них 22 авторских свидетельства и патента, 12 книг и брошюр, 15 справочников и словарей.

За выдающийся вклад в развитие сварочной науки и техники В. Н. Бернадский награжден орденами Трудового Красного знамени и «Знак почета», а также рядом медалей; его деятельность отмечена Почетными грамотами Президиума Верховного Совета СССР и Верховной Рады Украины, он был лауреатом премии Совета Министров СССР.

Многочисленные ученики, друзья и коллеги с глубокой скорбью переживают эту потерю, выражают искреннее соболезнование родным и близким Всеволода Николаевича, всем, кто знал, любил и уважал его. Светлая память об этом человеке навсегда останется в их сердцах.



*Редколлегия и редакция
журнала «Современная электрометаллургия»*

**ПОДПИСКА – 2010 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	120 грн	240 грн	700 руб.	1400 руб.	30 дол. США	60 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Если Вас заинтересовало наше предложение, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Телефоны и факсы редакции журнала «Современная электрометаллургия»:

тел.: (38044) 271-22-07, 529-26-23,

факс: (38044) 528-34-84, 528-04-86, 529-26-23.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» (индекс 70693) можно оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Пресс-центр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала

Срок подписки с

201 г. по

201 г. включительно

Фамилия И. О.

Компания

Должность

Тел., факс, E-mail

**РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»****Полноцветная реклама****Обложка**

Первая страница обложки (190×190 мм) — 700 \$

Вторая страница обложки (200×290 мм) — 550 \$

Третья страница обложки (200×290 мм) — 500 \$

Четвертая страница обложки (200×290 мм) — 600 \$

Вклейки после 2-й и перед 3-й страницами обложки

Страница (200×190 мм) — 400 \$

Внутренняя вклейка

Разворот А3 (400×290 мм) — 570 \$

Страница (200×290 мм) — 340 \$

1/2 страницы (200×145 мм) — 170 \$

Черно-белая реклама

1 полоса (170×250 мм) — 80 \$

1/2 полосы (170×125 мм) — 50 \$

1/6 полосы (80×80 мм) — 15 \$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

- Статья на правах рекламы — 50 % стоимости рекламной площади
- Предусмотрена система скидок: при размещении рекламы в 2 номерах — 10 %; при размещении рекламы в 4 номерах — 20 %

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 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 5.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Подписано к печати 27.08.2010. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 8,6. Усл. кр.-отт. 7,7. Уч.-изд. л. 9,5.

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