

СОДЕРЖАНИЕ

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:

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

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.

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Медовар Л. Б., Лебедь В. А., Стопченко А. П., Коломиец Д. В., Федоровский Б. Б., Рябинин В. А., Казаков С. С., Логозинский И. Н., Федьков А. Г., Давыденко С. В., Стеценко В. В. О реконструкции печей ЭШП..... 3

Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Биктагиров Ф. К., Мьяльница Г. Ф., Брагин М. А., Подьячев Д. В., Пудиков В. Н., Ботвинко Д. В. Качество слитков ЭШП, выплавленных из электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей..... 6

Богаченко А. Г., Галинич В. И., Нейло И. А., Мищенко Д. Д., Гончаров И. А., Маркив В. Я., Белявина Н. Н., Кудин В. Г., Судацова В. С. Некоторые особенности электрошлаковой плавки бывшего в употреблении бурового инструмента с целью получения новых экономнолегированных сталей..... 9

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

Ахонин С. В., Березос В. А., Крыжановский В. А., Корнийчук В. Д., Пикулин А. Н., Северин А. Ю. Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6, полученного способом электронно-лучевой плавки..... 15

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Гнатушенко А. В. Плазменно-дуговая технология получения слитков и отливок из алюминидов титана..... 21

ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА

Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Степаненко В. В. Индукционная плавка и рафинирование кремния в секционном кристаллизаторе..... 25

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Жудра А. П., Дзыкович В. И. Влияние способа производства слитков карбидов вольфрама для термоцентробежного распыления на их качество и химическую неоднородность..... 29

Долинченко В. В., Шаповалов Е. В., Коляда В. А., Гнатушенко А. В., Якуша В. В. Уточнение инерционных свойств термпар, применяемых при исследованиях металлургических и сварочных процессов..... 33

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Григоренко Г. М., Половецкий Е. В., Фальченко Ю. В., Капитанчук Л. М., Зубер Т. А. Влияние температуры подогрева на структуру биметаллических соединений АМг6 в твердом состоянии с ВТ6 способом ДСВ..... 37

Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. Дисперсионное упрочнение — путь к повышению прочностных свойств титановых сплавов нового поколения (обзор)..... 42

ИНФОРМАЦИЯ

Григоренко С. Г. II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии»..... 50

Зяxor И. В. Международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС»..... 51

Дмитрик В. В. III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования»..... 52

Рябцев И. А. Научно-техническая конференция «Современные проблемы металлургии, технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов»..... 53

Самарин Александр Михайлович (К 110-летию со дня рождения)..... 56

Александр Анастольевичу Минаеву присвоено звание Героя Украины..... 57

Д. Ф. Чернеге — 85..... 57

В. С. Волошину — 60..... 58

Новые книги..... 60

Указатель статей, опубликованных в 2012 г. 61

Указатель авторов..... 63

**ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ
ООО «Международная компания «АНТАРЕС»
Институт титана**

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. Paton

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

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

Address:

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

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

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Medovar L. B., Lebed V. A., Stovpchenko A. P., Kolomiets D. V., Fedorovsky B. B., Ryabinin V. A., Kazakov S. S., Logozinsky I. N., Fedkov A. G., Davydchenko S. V., Stetsenko V. V. About reconstruction of ESR furnaces 3

Shapovalov V. A., Burnashev V. R., Biktagirov F. K., Myalnitsa G. F., Bragin M. A., Podyachev D. V., Pudikov V. N., Botvinko D. V. Quality of ESR ingots, melted of electrodes pressed of chips of austenite stainless steels 6

Bogachenko A. G., Galinich V. I., Neylo I. A., Mishchenko D. D., Goncharov I. A., Markiv V. Ya., Belyavina N. N., Kudin V. G., Sudavtsova V. S. Some peculiarities of electroslag melting of used drilling tool to produce new scarcely alloyed steels..... 9

ELECTRON BEAM PROCESSES

Akhonin S. V., Berezos V. A., Kryzhanovsky V. A., Kornijchuk V. D., Pikulin A. N., Severin A. Yu. Manufacture of discs for power machine building, made of titanium alloy VT6, produced using electron-beam melting 15

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Shapovalov V. A., Burnashev V. R., Zhirov D. M., Gnatushenko A. V. Plasma arc technology for producing ingots and castings of titanium aluminide 21

VACUUM-INDUCTION MELTING

Shapovalov V. A., Sheiko I. V., Nikitenko Yu. A., Yakusha V. V., Stepanenko V. V. Induction melting and refining of silicon in sectional mould 25

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Zhudra A. P., Dzykovich V. I. Influence of method of manufacture of ingots of tungsten carbide for thermal centrifugal spraying on their quality and chemical heterogeneity 29

Dolinenko V. V., Shapovalov E. V., Kolyada V. A., Gnatushenko A. V., Yakusha V. V. Specification of inertia properties of thermocouples applied in investigations of metallurgy and welding processes 33

NEW MATERIALS

Grigorenko G. M., Polovetsky E. V., Falchenko Yu. V., Kapitanchuk L. M., Zuber T. A. Influence of preheating temperature on structure of bimetal joints of AMg6 in solid state with VT6 using VDW method 37

Grigorenko G. M., Zadorozhnyuk O. M. Dispersion strengthening — the way to increase of the strength properties of titanium alloys of new generation (Review)..... 42

INFORMATION

Grigorenko S. G. The II All-Ukrainian Scientific and Technical Conference of students, post-graduates and young scientists «Welding and related processes and technologies» 50

Zyakhor I. V. International seminar «Materials science in projects of EU»..... 51

Dmitrik V. V. The III International Scientific and Technical Conference «Service life, reliability and efficiency of use of power equipment» 52

Ryabtsev I. A. Scientific and Technical Conference «Modern problems of metallurgy, technology of welding and surfacing of steels and non-ferrous metals» 53

Samarin A. M. (To the 110th anniversary) 56

A. A. Minaev was awarded the title of Hero of Ukraine 57

D. F. Chernega is 85 57

V. S. Voloshin is 60..... 58

New books..... 60

Index of articles published in 2012..... 61

Index of authors 63

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



УДК 669.117.56

О РЕКОНСТРУКЦИИ ПЕЧЕЙ ЭШП

**Л. Б. Медовар, В. А. Лебедь, А. П. Стовпченко,
Д. В. Коломиец, Б. Б. Федоровский, В. А. Рябинин,
С. С. Казаков, И. Н. Логозинский, А. Г. Федьков,
С. В. Давыдченко, В. В. Стеценко**

Обсуждены возможные направления реконструкции печей ЭШП применительно к условиям украинских заводов. Указаны пути достижения качества и технико-экономических показателей переплава, соответствующих современным требованиям.

Discussed are the possible trends in reconstruction of ESR furnaces as-applied to conditions of Ukrainian plants. The ways are shown for attaining the quality and technical economical characteristics of remelting in compliance with modern requirements.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; симметричный токоподвод; смена электродов; система управления; качество слитка

В 1958 г. новый металлургический процесс — электрошлаковый переплав (ЭШП), созданный в лаборатории Института электросварки, впервые в мире был внедрен в промышленность на заводе «Днепро-спецсталь». Сегодня ЭШП — это основа специальной электрометаллургии, к которой относят также вакуумно-дуговой, плазменно-дуговой и электронно-лучевой переплавы, а также вакуумно-индукционную плавку. Приоритет отечественных изобретений, в том числе в области металлургии, пытаются оспаривать. Были такие попытки и с ЭШП, но в 1969 г. в США на первой странице обложки октябрьского номера металлургического журнала «Iron Age» появилось красноречивое признание: «ЭШП из СССР» на фоне печей ЭШП типа Р-951 конструкции Института электросварки им. Е. О. Патона (рис. 1).

ЭШП был отмечен Ленинской премией 1963 г.* Тогда же, с момента продажи лицензии во Францию, началось победное шествие ЭШП по миру. В те далекие годы завод «Днепро-спецсталь» был безусловным мировым лидером в области техники

и технологии ЭШП. Во многом это лидирующее положение было основано на тесном сотрудничестве с научно-исследовательскими центрами всей страны



Рис. 1. Печи ЭШП типа Р-951 на обложке журнала «Железный век» (США) с надписью ЭШП из СССР

* Лауреатами Ленинской премии стали Б. И. Медовар, Ю. В. Латаш, Б. И. Максимович (ИЭС) Ю. А. Шульге (ЗМСИ), В. С. Кульгын (завод «Электросталь»), П. П. Менушенков (ЗМЗ) и Н. Ф. Трегубенко (завод «Днепро-спецсталь»).

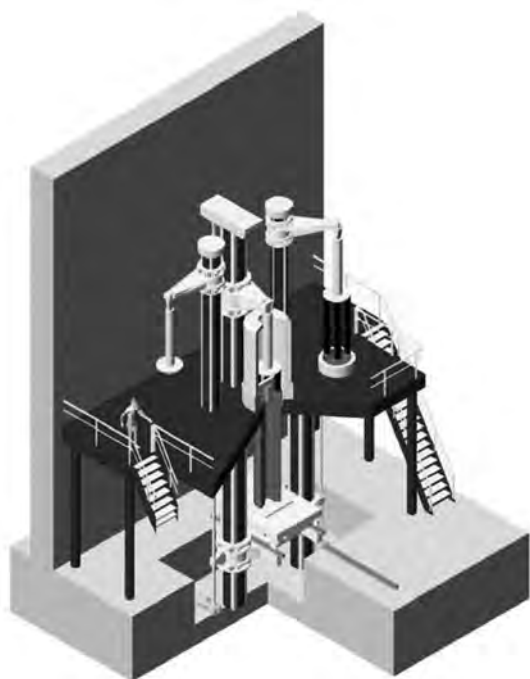


Рис. 2. Общий вид 10-тонной печи ЭШП со сменой электродов и защитной атмосферой

и с Институтом электросварки, где не прекращалось его развитие под руководством академиков Б. Е. Патона и Б. И. Медовара.

Однако за годы реформ ситуация изменилась: резко уменьшилось производство металла ЭШП не только в Украине, но и в России, прежде всего из-за сокращения оборонных заказов. В остальном мире с окончанием гонки вооружений и холодной войны производство металла ЭШП, как, впрочем, и всей специальной электрометаллургии, сократилось на четверть. Однако сейчас оно постоянно увеличивается в среднем на 5 % ежегодно [1]. По некоторым данным, на пике гонки вооружений общемировое производство металла ЭШП составляло не более 1 млн т. Ныне оно возросло втрое. Время подтвердило достоинства ЭШП и его технические возможности. В целом логика развития ЭШП лежит в русле основного стратегического направления развития металлургии — увеличения доли металла особо высокого качества в общем объеме производства.

Сложившаяся ситуация и современные тенденции развития ЭШП. К сожалению, отечественные заводы вынуждены эксплуатировать печи ЭШП, конструкция которых создавалась на базе технологий пятидесятилетней давности. Ситуация, возможно, не менялась бы и далее. Однако в период общемирового кризиса 2008–2009 гг. на многих заводах обнаружили, что ЭШП весьма прибылен. Более того, в связи с ограничениями, накладываемыми старой конструкцией печей ЭШП и морально устаревшими системами управления, выяснилось, что некоторые стали и сплавы не могут быть получены без реконструкции имеющегося парка оборудования. Производители обратили внимание на резервы повышения экономичности ЭШП за счет сни-

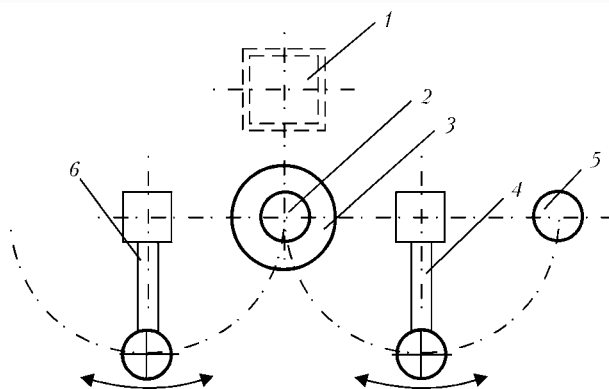


Рис. 3. Схема реализации смены электродов на стандартной печи ЭШП: 1 — колонна печи; 2 — расходный электрод; 3 — кристаллизатор; 4 — поворотный манипулятор для установки электродов; 5 — место печи подогрева концов электродов перед плавкой; 6 — поворотный манипулятор для снятия огарков электродов

жения удельного расхода электроэнергии и шлака, а также применения более дешевых шлаков. Все это было положено в основу разработки направления и путей реконструкции существующего в СНГ парка печей ЭШП.

Задачи технического перевооружения и модернизации связаны с совершенствованием и развитием технологических процессов ЭШП, определяющих изменения конструкции печей. Новые печи ЭШП, введенные в эксплуатацию в последние годы во всем мире, в основном камерного типа, предназначены для получения слитков высоколегированных сталей и суперсплавов [2–5]. Практически все они имеют систему смены расходных электродов по ходу переплава. Схематически такая конструкция (ИЭС им. Е. О. Патона и инженеринговой компании «Элмет-Рол») представлена на рис. 2.

Камерные печи ЭШП позволяют вести переплав как в защитной атмосфере, так и при повышенном давлении, например в азоте для получения высокоазотистых сталей, в том числе со сверхравновесным содержанием азота. Появившееся сравнительно недавно сообщение о создании печи ЭШП с рабочим давлением 8 МПа [6] позволило уточнить требования к современным печам ЭШП и подходы к реконструкции старых [7]. Особого внимания заслуживают разработки ЭШП с двухконтурной схемой питания (ЭШП ДС), позволяющей существенно расширить возможности управления затвердеванием слитков. Однако эта система применима только при коротком токоведущем кристаллизаторе и вытяжке слитка [8].

Технические аспекты реконструкции печей ЭШП. Несмотря на специфику разных заводов выработанные подходы и рекомендации могут быть использованы различными предприятиями, планирующими выйти на новый уровень технологии и качества слитков ЭШП. При этом следует определить новый уровень требований к качеству металла ЭШП и перспективный марочный сортамент. Сравнение отечественного и зарубежного сортаментов стали, производимых способом ЭШП, позволяет утверждать,



что количество высоколегированных сталей и суперсплавов у нас недостаточное. Преобладает выплавка низколегированных конструкционных сталей. Вызвано это тем, что в чертежах многих изделий указано применение металла ЭШП. Сегодня требуемое качество для этих сталей может быть обеспечено и без ЭШП. Однако инерция сильна, а времени и денег на изменение документации нет. Поэтому и встречается сегодня выпуск металла ЭШП даже и не низколегированного, а углеродистого сортамента, например такого, как хорошо известная сталь 22КШ.

Необходимо также определить возможности реализации современных технических решений в условиях конкретного предприятия и выделить те, которые позволят максимально использовать существующее оборудование. Чаще всего трансформатор и металлоконструкции печи могут быть сохранены практически полностью (после их ревизии), а короткая сеть — лишь частично. Система управления должна быть заменена. Из технических решений, направленных на улучшение показателей печи, можно выделить следующие.

Смена электродов по ходу переплава позволяет увеличить развес слитка на существующей печи и снизить затраты на подготовку расходоуемых электродов. Для этого потребуется замена узла крепления и подачи электродов. На рис. 3 схематически показана реализация смены электродов по ходу переплава на печи ЭШП стандартной конструкции.

Создание симметричного токоподвода. На старых печах ЭШП токоподвод односторонний или, в лучшем случае, двусторонний, что приводит к выраженной асимметрии электромагнитного поля и течений шлака и металла, а в итоге, — к ликвации в сложнолегированных сталях и сплавах. Для расширения сортамента металла ЭШП и увеличения развеса слитков высоколегированных сталей и сплавов необходимо создать симметричное электромагнитное поле в жидкометаллической части слитка ЭШП. Результат моделирования электромагнитного поля на современной печи ЭШП при симметричном токоподводе с четырех сторон [9] показан на рис. 4. Такое решение делает гидродинамическую картину в двухфазной области формирующегося слитка более симметричной. Практически все современные печи ЭШП оборудуют токоподводами именно такого рода.

Защита плавильного пространства. ЭШП в контролируемой атмосфере позволяет переплавлять сложнолегированные сплавы, содержащие легкоокисляемые легирующие элементы или требующие легирования азотом. Кроме того, наличие камеры дает возможность реализовать ЭШП в дугошлаковом варианте [9], что экономит не менее 25... 30 % электроэнергии. Отметим, что средний уровень удельного расхода электроэнергии на современных печах ЭШП находится в пределах 1100... 1200 кВт·ч/т слитка, а на печах устаревшей конструкции — выше

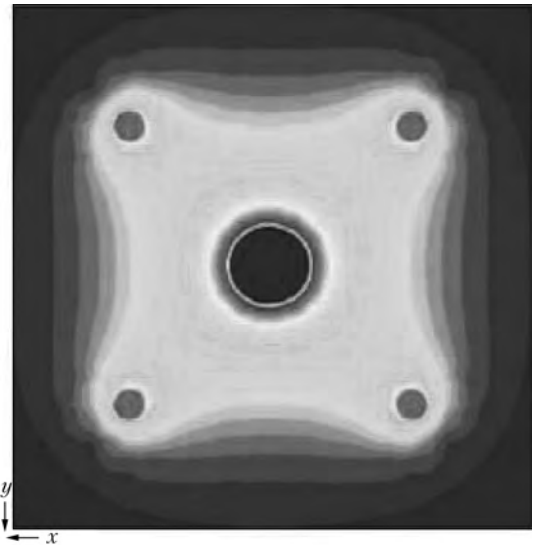


Рис. 4. Расчетная картина распределения электромагнитного поля при ЭШП с симметричным токоподводом [9]

1500... 1700 кВт·ч/т слитка, что означает потерю около 40 дол. США на каждой тонне слитка ЭШП.

Точное позиционирование электрода. При размещении электрододержателя на двухкоординатном суппорте система управления осуществляет постоянное центрирование электрода в кристаллизаторе, что улучшает симметрию тепловложения и гидродинамику в шлаковой и жидкометаллической ванне, а также металлургическое качество слитка. Кроме того, достигаются большие коэффициенты заполнения.

Достижение нового уровня качества слитка невозможно без создания современных систем управления печью. Это касается не обновления аппаратной части, а изменения идеологии и степени автоматизации управления печью. Так, необходим прецизионный контроль заглубления расходоуемого электрода в шлак. Например, при ВДП контроль длины дугового промежутка осуществляется с погрешностью ± 1 мм. Такая точность контроля заглубления электрода не может быть достигнута на старых печах ЭШП, где отсутствуют датчики массы электрода (слитка), а контроль положения электрода в шлаковой ванне проводится расчетным путем. Это дает недопустимо высокую погрешность и обуславливает ведение ЭШП на почти вдвое повышенном количестве шлака (обычно около 40 кг шлака на тонну слитка ЭШП при современном уровне 20... 25 кг/т) и со значительным (иногда около 100 мм) заглублением электрода, при котором невозможно выплавка чувствительных к сегрегации высоколегированных сталей и сплавов.

Таким образом, для обеспечения качества слитка необходимо вести переплав с как можно большим коэффициентом заполнения при минимально возможном заглублении электрода в шлак, а при планировании модернизации отечественных печей — как минимум реконструировать короткую сеть и создать новую систему управления.



Заключение

Времена, когда техника и технология ЭШП в Украине (и России) были предметом пристального внимания со стороны зарубежных коллег, не ушли в прошлое полностью. Такие отечественные разработки, как переплав по двухконтурной схеме, дугошлаковый переплав, ЭШП без расходующих электродов и получение биметаллов при ЭШП, по-прежнему не имеют аналогов в мире [9]. Вместе с тем в конструкции печей и практике ЭШП намечилось существенное отставание, требующее коренных перемен. Приведенные в данной статье соображения о направлениях реконструкции печей ЭШП и совершенствовании технологии ЭШП проходят в настоящее время всестороннее обсуждение и планируются к реализации.

1. Moll M. Update on the Markets for Superalloys and Specialty Steels // Proc. of Remelting and Forging Symp. (Shanghai, maj 2010). — Shanghai: Inteco, 2010. — P. 46–72.
2. Печи электрошлакового переплава // www.consarc.com
3. ALD Vacuum technologies High Tech is our business // web.ald-vt.de
4. Xingtai unbekzeichnet FAC // www.inteco.at

5. An advanced pressurized electroslag remelting process approach at laboratory scale / H. Scholz, U. Biebricher, A. Carosi, D. Rossi // Proc. of 7-th Intern. conf. of high nitrogen steels 2004 (Ostend, Belgium, Sept. 19–22, 2004). — Ostend, 2004. — P. 317–322.
6. О новом подходе к конструкции камерных печей ЭШП // Л. Б. Медовар, А. А. Троянский, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 2. — С. 15–17.
7. Двухконтурная схема электрошлакового переплава расходующего электрода / А. К. Цыкуленко, И. А. Ланцман, А. В. Чернец и др. // Там же. — 2000. — № 3. — С. 16–20.
8. Karicha A. Selected Numerical Investigation on ESR Process // Proc. LMPC-2007 (Nancy, France, Dezember, 2007). — Nancy, 2007. — P. 235–244.
9. Zhouhua J., Zhengbang L. The Latest Development Trend of Electroslag Metallurgy Technology National Electroslag Metallurgy Academic conf. Collections (Beijing, 2008). — Beijing, 2008. — P. 7–14.

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

«Элмет-Рол», Киев

ПАО «Днепроспецсталь», Запорожье

ГП «ОЗ СЭМ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», Киев

Поступила 08.10.2012

УДК 669.187.526.001.57

КАЧЕСТВО СЛИТКОВ ЭШП, ВЫПЛАВЛЕННЫХ ИЗ ЭЛЕКТРОДОВ, СПРЕССОВАННЫХ ИЗ СТРУЖКИ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

**В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров,
Г. Ф. Мьяльница, М. А. Брагин, Д. В. Подьячев,
В. Н. Пудиков, Д. В. Ботвинко**

Исследовано качество слитков ЭШП, выплавленных из расходующих электродов, полученных путем прессования стружки аустенитных нержавеющей сталей. Предложены технологические меры для повышения качества полученного металла. Даны рекомендации по его использованию.

Quality of ESR ingots, melted from consumable electrodes, produced by pressing austenitic stainless steel chips, was investigated. Technological measures have been suggested to improve the quality of produced metal. Recommendations are given for its application.

Ключевые слова: ЭШП; прессование; стружка сталей X18N10T и X18N9; расходующий электрод; слитки; качество; механические свойства

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ компактирования стружки способом полунепрерывного горячего прессования под током и создана опытно-промышленная установка [1–3]. Одним из достоинств

данного способа является угар из стружки остатков смазочно-охлаждающей жидкости при нагреве металла до высоких температур. Это позволяет использовать стружку без предварительной очистки от органических остатков механической обработки и таким образом сократить затраты на ее переработку (расход химических веществ на обезжиривание, площади под промыв и сушку стружки и т. д.).

© В. А. ШАПОВАЛОВ, В. Р. БУРНАШЕВ, Ф. К. БИКТАГИРОВ, Г. Ф. МЯЛЬНИЦА, М. А. БРАГИН, Д. В. ПОДЬЯЧЕВ, В. Н. ПУДИКОВ, Д. В. БОТВИНКО, 2012



Таблица 1. Химический состав выплавленных слитков

Номер слитка	Массовая доля элементов, %								Отклонения от ГОСТ 5632-72
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	
1	0,141	0,65	1,17	0,035	0,005	17,7	10,40	0,187	C, Ti
2	0,137	0,58	1,10	0,028	0,009	17,8	10,50	0,318	C, Ti
3	0,115	0,64	1,20	0,033	0,009	17,7	10,60	0,156	Ti
4	0,130	0,65	1,55	0,020	0,009	17,7	10,52	0,250	Ti
5	0,110	0,61	1,20	0,022	0,006	17,7	10,38	0,280	Ti
6	0,116	0,60	1,20	0,019	0,007	17,5	9,65	0,280	Ti
7	0,113	0,60	1,00	0,019	0,007	17,7	10,23	0,280	Ti
ГОСТ 5632-72	≤0,12 + 0,01	≤0,8	≤2,0	≤0,035	≤0,020	17,0... 19,0	(9,5... 10,5)+0,15	5-C-0,8	-

Таблица 2. Механических свойства металла поковок до и после термической обработки

Нормы	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$s_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %	KCU, МПа	HB, не более
По ГОСТ 25054-81	≥ 510	≥ 196	У 35	≥ 48	-	179
До термической обработки	608	461	34,5	64,5	0,185	187
	662	470	40,0	65,0	0,188	
После термической обработки	598	353	40,3	64,0	0,175	156
	627	363	48,0	68,5	0,175	

Примечание. Направление вырезки образца во всех случаях — продольное.

Проведенные ранее эксперименты по переработке смеси отходов нержавеющей стали 12Х18Н10Т и 12Х18Н9 показали, что при электрошлаковом переплаве (ЭШП) расходуемой заготовки, спрессованной из 100 % такой стружки, возможно получение качественного металла [4]. Выплавленные по предложенной технологии слитки ЭШП были детально исследованы в условиях предприятия НПО «Зоря»-«Машпроект», г. Николаев, где из них изготавливают изделия ответственного назначения.

Данные химического анализа состава металла образцов, отобранных из различных слитков, приведены в табл. 1. Как видно, во всех слитках пониженное, по сравнению с техническими требованиями на сталь 12Х18Н9Т, содержание титана. Это связано как с наличием в перерабатываемом металле безтитановой стали 12Х18Н9, так и с возможностью при ЭШП угара титана. Кроме того, в слитках № 1 и 2 содержалось повышенное количество углерода, что, по-видимому, связано с частичной загрязненностью стружки во время хранения и транспортировки сравнительно крупными неметаллическими включениями.

Из выплавленных слитков путем горячего деформирования по серийным технологиям подготовлены заготовки-поковки различных деталей с последующим их ультразвуковым контролем. При УЗК и механической обработке готовых деталей

(фланцы, кольца и т. д.) каких-либо дефектов не было выявлено.

Для определения механических свойств из поковок вырезали темплеты и изготовили два комплекта образцов (по два ударных и разрывных, вырезанных в продольном направлении). На одном комплекте образцов определили механические свойства без термической обработки, а на втором — после проведения термической обработки для установления соответствия их требованиям ГОСТ 25054-81 «Поковки из коррозионно-стойких сталей и сплавов» (табл. 2). Согласно результатам испытаний, механические свойства выплавленного металла удовлетворяют требованиям технических условий.

Для определения свариваемости выплавленного металла и оценки качества сварных соединений выполнили ручную аргоно-дуговую сварку (АДС) и электронно-лучевую сварку (ЭЛС) вырезанных из слитков пластин размером 195×5×180 мм. Для АДС использовали источник питания Aristotid 250 со сварочной горелкой ВТГ 150F, присадочную проволоку 06Х18Н9Т диаметром 2 мм, ток сварки 170 А. Оборудованием при ЭЛС служила установка УЛС-2 со сварочной аппаратурой ЭЛА-60/60.

После сварки была произведена термическая обработка образцов по следующему режиму: отжиг $T = (860 \pm 10)^\circ\text{C}$; время выдержки 2,5 ч, охлаждение на воздухе. Качество образцов после сварки контролировали двумя способами: путем внешнего ос-



Таблица 3. Механические свойства сварных соединений

№ образца (способ сварки)	σ_t	$s_{0,2}$	KCU	$\delta, \%$	$\varphi, \%$	НВ металла				
						основного	ЗТВ	шва	ЗТВ	основного
K2 (АДС)	647	436	0,18	32	72,4	187	196	196	196	187
K4 (ЭЛС)	637	431	0,18	28	51,6	187	196	196	196	187

мотра при увеличении δ и рентгеноконтроля шва. И в том, и другом случаях какие-либо дефекты не обнаружены.

Механические испытания сварных соединений (табл. 3) показали соответствие свойств хромоникелевой стали 12X18H10T (табл. 2) нормам, заложенным для нее.

Выводы

1. На основании результатов исследований металла слитков ЭШП, выплавленных из спрессованной стружки аустенитных нержавеющей сталей, определено, что при указанной схеме переработки металлических отходов возможно получение качественных заготовок деталей основного производства 3–5-й групп контроля по ОСТ 100021.

2. Для обеспечения состава металла, соответствующего требованиям ГОСТ 5632–72, и исключения отклонений химического состава по углероду следует не допускать в стружке присутствия посторонних неметаллических материалов; тара для транспортировки стружки должна быть чистой; с целью исключения отклонений химического состава по титану необходимо строго контролировать сбор

стружки по маркам стали, не допуская их смешивания; скорректировать технологию ЭШП, компенсируя угар титана при переплаве.

3. Получение качественных сварных соединений на поковках из материала 12X18H10T возможно как дуговым, так и лучевым способами сварки.

4. Полученные кованные заготовки деталей могут быть использованы в производстве с оформлением соответствующих документов.

1. *Получение* расходуемых электродов компактированием титановой губки под током / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. С. Константинов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 3. — С. 64–67.
2. *Пат. 7997* Украина, МПК С 22 Вл/248. Спосіб компактування металеві шихти / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та інш. — Оpubл. 10.08.2007; Бюл. № 2.
3. *Переработка* стружки жаропрочной стали ЭП-609Ш способом компактирования под электрическим током с последующим электрошлаковым переплавом / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 3. — С. 43–45.
4. *ЭШП* электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // Там же. — 2011. — № 4. — С. 346–48.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 31.05.2012

**V специализированная выставка
«Металл. Оборудование. Инструмент-2013»
(9–11 апреля 2013, г. Львов)**

Тематика выставки:

- ☆ Машиностроение, автоматизация, робототехника
- ☆ Промышленность
- ☆ Строительство
- ☆ Металлургия, металлообработка, материаловедение

Тематические разделы: оборудование для обработки металла; металлорежущие станки и оснастка; металлорежущие инструменты; вспомогательное металлообрабатывающее оборудование; ручной инструмент для слесарных и монтажных работ; электроинструмент; метизы, изделия для соединения и крепления; трубы из черных, цветных металлов и сплавов; соединение элементов труб; арматура; провод, обработка провода, изделия из провода

E-mail: expolviv@gmail.com, www.expolviv.ua



УДК 669.117.56

НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ БЫВШЕГО В УПОТРЕБЛЕНИИ БУРОВОГО ИНСТРУМЕНТА С ЦЕЛЮ ПОЛУЧЕНИЯ НОВЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

А. Г. Богаченко, В. И. Галинич, И. А. Нейло,
Д. Д. Мищенко, И. А. Гончаров, В. Я. Маркив,
Н. Н. Белявина, В. Г. Кудин, В. С. Судавцова

Исследовано поведение WC и Co при электрошлаковом кокильном литье б/у бурового инструмента. Показано, что при нагреве расходоемого электрода до 1150...1200 °С окисляется незначительная часть WC и Co (до 10 %). Установлено, что меньший угар WC и Co происходит при «горячей плавке», соответствующей параметру 1,2...1,4 кВт/кг/мин. Оптимизированы технологические параметры плавки, обеспечивающие уменьшение окисления (угара) WC и Co при получении экономнолегированных сталей для литых корпусов бурового инструмента.

Behavior of WC and Co in electroslag chill casting of used drilling tool was investigated. It is shown that during heating of consumable electrode up to 1150...1200 °C a negligible part of WC and Co is oxidized (up to 10 %). It was found that lower fumes of WC and Co are occurred in «hot melting» corresponding to parameter 1.2...1.4 kW/kg/min. Technological parameters of melting providing the reduction of oxidation (fume) of WC and Co in producing scarcely alloyed steels for cast bodies of drilling tool are optimized.

Ключевые слова: экономнолегированная сталь; буровая коронка; твердосплавная вставка; карбид вольфрама; «тепловой удар»; электрошлаковое кокильное литье; окисление; шпинель; припой

Объемы работ, связанных с разрушением различных горных пород в Украине, очень большие. В последнее время годовая потребность отечественных предприятий только в буровых коронках составляет несколько сотен тысяч штук. Поставщики буровых коронок — предприятия Украины, а также России, Китая, Швеции и других стран [1].

Обязательными конструктивными элементами буровой коронки являются твердосплавные вставки, изготавливаемые путем спекания порошка карбида вольфрама на кобальтовой основе (система WC-Co), а также стальной корпус, выполненный из различных конструкционных или инструментальных сталей. Соединение этих элементов осуществляется способами пайки или прессования. Буровая коронка работает в очень жестких условиях. Следует отметить, что в процессе бурения коронка совершает до 1200 ударов в минуту по породе высокой твердости, совершая при этом 40...120 оборотов. Поэтому стальной корпус должен отличаться высоким

уровнем физико-механических свойств и их изотропностью, обуславливающих его достаточные циклическую и конструктивную прочность, износостойкость, низкую склонность к хрупкому разрушению и т. п.

Таким требованиям удовлетворяют корпуса из легированных конструкционных и инструментальных сталей типа 18X2H4B(M)A, 20...25XH3MA, 38XH3MFA и др. Важной особенностью этих сталей применительно к буровым коронкам и другому породоразрушающему инструменту является их способность к закалке при медленном охлаждении. Однако эти стали содержат дефицитные никель, вольфрам, молибден, ванадий и поэтому очень дорого стоят.

В Украине в последние годы для корпусов коронок широко используется сталь типа 35XГСА, которая в 2...3 раза дешевле указанных сталей. В то же время эта сталь при производстве паяного бурового инструмента отличается существенным недостатком — она приобретает оптимальные физико-механические свойства (в том числе твердость HRC 42...48) только при изотермической закалке в щелочи. При такой закалке с очень резким охлаждением в диапазоне 900...300 °С (сразу после

© А. Г. БОГАЧЕНКО, В. И. ГАЛИНИЧ, И. А. НЕЙЛО, Д. Д. МИЩЕНКО, И. А. ГОНЧАРОВ, В. Я. МАРКИВ, Н. Н. БЕЛЯВИНА, В. Г. КУДИН, В. С. СУДАВЦОВА, 2012

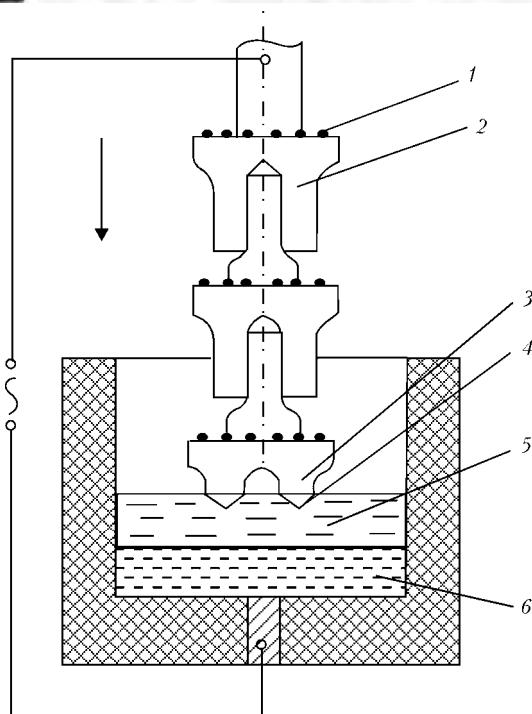


Рис. 1. Основные температурные зоны при ЭКЛ: 1, 2 – соответственно твердосплавные вставки и корпуса б/у инструмента из стали 35ХГСА, составляющие расходный электрод; 3 – нижняя часть электрода ($T = 1150...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$); 4 – переходная зона электрод–шлак ($T = 2000...2100\text{ }^{\circ}\text{C}$); 5 – шлаковая ванна ($T = 1700...1800\text{ }^{\circ}\text{C}$); 6 – металлическая ванна ($T = 1550...1600\text{ }^{\circ}\text{C}$)

пайки) твердосплавные вставки получают «тепловой удар», вследствие чего их конструктивная прочность снижается в 2... 4 раза [2]. Поэтому каждый производитель, использующий сталь 35ХГСА или другие низколегированные стали типа 40Х, выбирает для себя компромиссные решения между стоимостью коронок и их эксплуатационными характеристиками.

Таким образом, задача создания и производства новых экономнолегированных (недорогих) сталей, имеющих свойства стандартных легированных сталей, весьма актуальна для украинских производителей бурового инструмента.

В ИЭС им. Е. О. Патона предложен и успешно опробован способ получения экономнолегированных сталей на основе электрошлакового кокильного литья (ЭКЛ) расходного электрода, набранного из бывшего в употреблении (б/у) бурового инструмента вместе с твердосплавными вставками и корпусами из стали 35ХГСА. При этом обеспечивается получение гаммы принципиально новых сталей уже инструментального класса, легированных вольфрамом и углеродом из твердосплавных вставок (системы легирования С–Si–Mn–Cr–W). Эти стали способны к закалке при медленном охлаждении, в том числе на воздухе [1]. Данной системе легирования близки по свойствам инструментальные штамповые стали типа 5ХГСА, 5ХГСВФ, 5ХГСФМ, 6ХВГ, 6ХГСФ, 5ХГМ, 4ХГСФМ и др. [3]. В их состав входят вольфрам, молибден, ванадий, хром, карбиды которых обеспечивают высокие прочностные показатели, твердость и требуемые эк-

Таблица 1. Среднее содержание основных компонентов в твердосплавных вставках В-20, мас. %

Co	WC	При WC, 90 %		Размер, мкм	Ti/TaNbC
		W	C		
10	90	84,6	5,4	4	< 0,20

сплуатационные характеристики соответствующих изделий.

В работе по созданию экономнолегированных сталей приняты следующие предпосылки и исходные данные.

Твердосплавные вставки изготавливают способом спекания порошков карбида вольфрама при температуре 1320... 1480 °С. Содержание кобальта в наиболее распространенных твердых сплавах составляет 6... 15 %. Ориентировочная температура плавления кобальтовой фазы с примесями – 1350 °С [4]. Следовательно, для расплавления кобальтовой фазы, распада твердосплавной вставки и последующего легирования стали вольфрамом и углеродом при ЭКЛ, необходима температура примерно 1400 °С.

Основные температурные зоны при ЭКЛ приведены на рис. 1. Из этого рисунка следует, что уже в нижней части электрода, вблизи поверхности шлаковой ванны, его температура близка к 1200 °С. На границе раздела электродной металлической пленки и шлака зафиксированы пик температуры, его скачкообразное повышение до 2000... 2100 °С. При этом температура шлаковой ванны составляет 1700... 1800 и металлической – 1550... 1600 °С [5, 6]. Приведенные данные свидетельствуют о гарантированном плавлении кобальтовой связки и высвобождении частиц карбида вольфрама при ЭКЛ. Важно отметить в качестве положительного фактора, характерного для электрошлаковой плавки с расходным электродом, постепенный, развитый во времени, процесс нагрева твердосплавных вставок и корпусов из стали 35ХГСА до температуры 1150... 1200 °С и затем их быстрое плавление в высокотемпературных шлаковой и металлической ваннах. Это коренным образом отличает ЭКЛ от индукционной и электродуговой плавки, которые, по нашему мнению, не могут быть успешно использованы для получения новых экономнолегированных сталей путем переplava б/у инструмента.

Опытные плавки при разработке технологии выплавки и разлива новых сталей выполняли на установке типа УШ-159, имеющей трансформатор мощностью 140 кВ·А и обеспечивающей накопление в тигле 40... 60 кг жидкой стали. Для переplava использовали б/у коронки с корпусами из стали 35ХГСА и твердосплавными вставками типа В-20 (ВК-10В). Основные параметры вставок приведены в табл. 1.

По данным табл. 1 и химическому составу стали 35ХГСА рассчитывали состав расходного электрода по количеству б/у коронок и твердосплавных



Таблица 2. Массовая доля легирующих элементов в новых сталях ЭКЛ, %

Вариант	W	Co	C	Si	Mn	Cr
1*	$\frac{3,5...0,33}{1,4}$	$\frac{0,26...0,042}{0,12}$	$\frac{0,65...0,37}{0,46}$	$\frac{1,36...0,90}{1,15}$	$\frac{1,1...0,85}{1,02}$	$\frac{1,3...1,09}{1,15}$
2**	$\frac{19,0...4,83}{9,7}$	$\frac{15,4...4,8}{10,1}$	$\frac{16,9...3,4}{9,4}$	—	—	—

*В числителе указаны максимальные и минимальные, в знаменателе — средние значения содержания элементов.
 ** В числителе приведены максимальные и минимальные, в знаменателе — средние значения угара элементов.

вставок с целью обеспечения требуемого содержания вольфрама и углерода в жидкой стали.

В ходе 19 плавов получены экспериментальные стали системы C–Si–Mn–Cr–W в виде литых заготовок корпусов буровых коронок с широким диапазоном содержания каждого легирующего элемента с целью последующих испытаний и исследований этих сталей. Однозначно установлено, что вольфрам, углерод и кобальт в объеме отливки распределяются равномерно. Предельные и средние значения каждого из этих элементов указаны в табл. 2.

В табл. 2 также приведены данные по угару вольфрама, углерода, кобальта, составляющих твердосплавных вставок. Обращает внимание большой разброс показателей угара для каждого из этих элементов. Поэтому мы попытались оценить термодинамические особенности их поведения в условиях электрошлаковой плавки, исходя из того, что термическая диссоциация, требующая достижения значения температуры примерно 2600 °С, в условиях электрошлаковой плавки невозможна [4, 7, 8].

$$WC = [W] + [C].$$

Поэтому в данном случае необходимы обменные реакции между карбидом вольфрама и составляющими шлаковой и металлической ванн. При этом указанные реакции должны протекать с образованием газообразных соединений или конденсированных фаз. В металлической ванне нет элементов, которые могут участвовать в обменных реакциях с карбидом вольфрама. Следовательно, вероятным может быть окисление карбида вольфрама в результате взаимодействия его с кислородом атмосферы и шлаковой ванны в процессе электрошлаковой плавки. Для исследования этого явления нами использован дериватограф Q-1500, в котором размеры тигля, используемого для загрузки материала, близки к размерам твердосплавной вставки, впаянной в корпус буровой коронки (рис. 2).

Существенное различие состоит в том, что площадь поверхности частиц WC–Co, контактирующих с атмосферой в тигле, значительно превышает аналогичную площадь (верхняя часть

Таблица 3. Химический состав флюса АН-295 по ТУ14-1-165-72

Массовая доля компонентов, %				
CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO
11...17	49...56	26...31	Не более 2,5	Не более 2,5

вставки) при том, что боковая и нижняя поверхности вставки достаточно плотно закрыты припоем и корпусом коронки.

Исследования проводили на дробленых образцах массой 3,0...3,5 г, которые нагревали с максимальной возможной скоростью (15 °С/мин) до 1450...1520 °С. Опыты выполняли по двум вариантам. Первый предусматривал нагрев образцов без флюса (образец № 1), второй (образец № 2) — под флюсом АН-295, представляющим собой фторидно-оксидную систему с основностью около единицы и температурой плавления ориентировочно 1350 °С. Химический состав флюса АН-295 по ТУ 14-1-165-72 приведен в табл. 3. Дериватограмма нагрева образца № 1 представлена на рис. 3.

По кривой TG на рис. 3 видно, что окисление образца (увеличение его массы) происходит в диапазоне температур примерно 200...1350 °С.

Для определения типа и свойств продуктов окисления образец после эксперимента исследовали на

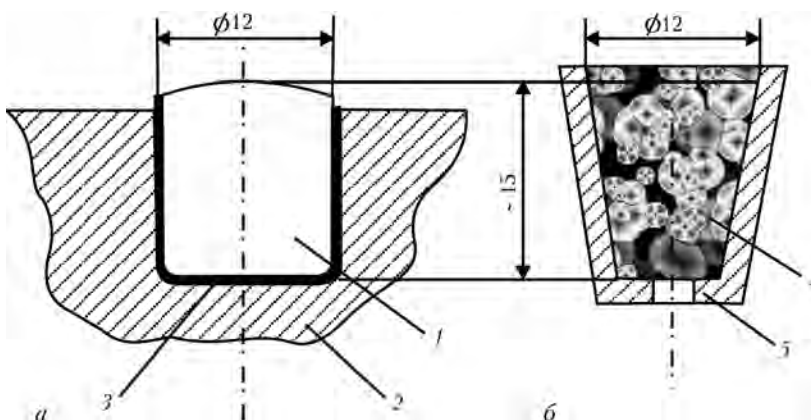


Рис. 2. Геометрические параметры отработавших монолитной (а) и дробленой (б) твердосплавных вставок типа В-20 в тигле дериватографа: 1 — твердосплавная вставка; 2 — корпус буровой коронки; 3 — припой Л-63; 4 — дробленая твердосплавная вставка; 5 — корпус тигля дериватографа Q-1500

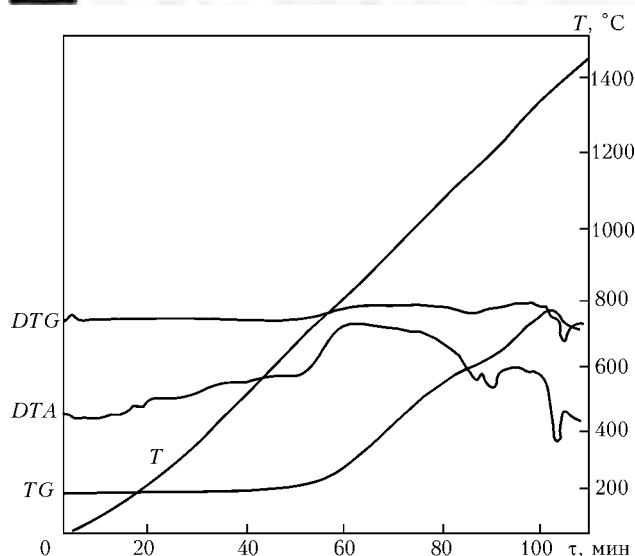
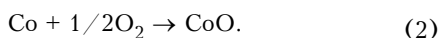
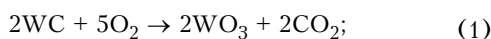


Рис. 3. Дериватограмма, полученная при нагреве образца № 1: *T* – изменение температуры при нагреве; *TG* – изменение массы; *DTA* – тепловой эффект (энтальпия); *DTG* – скорость изменения массы; τ – время нагрева

дифрактометре ДРОН-3 с использованием монокромического $\text{Cu-K}\alpha$ излучения.

Установлено, что на поверхности частиц образуется 73 % шпинели CoWO_4 и 27 % WO_3 . Вероятно, в процессе нагрева твердосплавной вставки происходит окисление WC и Co по следующим реакциям:



В твердосплавной вставке количество вольфрама значительно больше, чем кобальта (табл. 1). Поэтому весь CoO уйдет на взаимодействие с WO_3 с образованием шпинели CoWO_4 . При этом 27 % WO_3 остается в свободном виде. Важно отметить, что кобальт не окисляется до Co_2O_3 , поскольку образующиеся CoO и WO_3 , находясь в активном состоянии, реагируют с образованием шпинели CoWO_4 . Это подтверждается тем, что ни CoO , ни Co_2O_3 в шлаке после переплава не обнаружены.

Согласно значениям кривой *TG* рассчитано изменение относительной массы образца ($\alpha = \Delta m/m$) при разных температурах нагрева. Установлено, что максимальное значение α составляет около 9,5%. Следует отметить также, что нагрев образца в диапазоне 20...200 °C сопровождается уменьшением его массы, что, по-видимому, связано с удалением свободной влаги. На кривой *DTA* (рис. 3) зафиксированы два пика, свидетельствующие о протекании процесса с выделением теплоты. Площадь пика *S* связана с тепловым эффектом ΔH соотношением

$$n_i \Delta H = kS, \quad (4)$$

где n_i – количество молей исходного вещества; k – коэффициент пересчета.

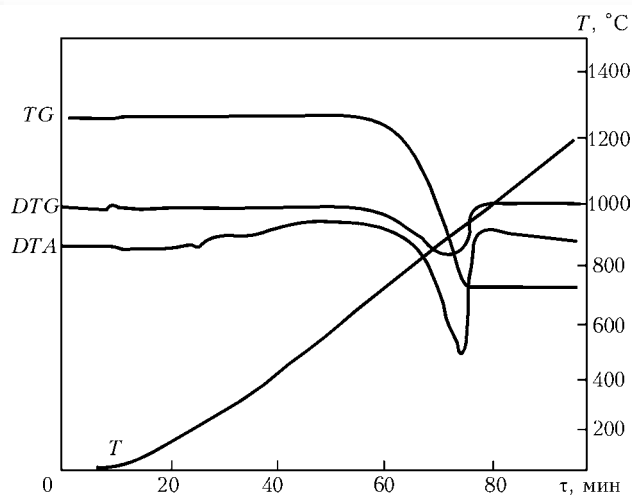
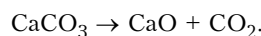


Рис. 4. Дериватограмма, полученная при нагреве образца CaCO_3 (обозначение см. на рис. 3)

Значение k необходимо определять, исследуя в качестве эталона процесс с известным ΔH . В качестве такого мы выбрали разложение карбоната кальция (CaCO_3):



Значение ΔH этого процесса и составляет 0,178 кДж/моль [9]. Экспериментальная дериватограмма для CaCO_3 приведена на рис. 4. На основе атомного веса CaCO_3 определили, что $n_i = 4,74 \cdot 10^{-3}$. По пику на кривой *DTA* установили, что коэффициент пересчета $k = 86,8$ Дж/см². Затем по дериватограмме рассчитали тепловой эффект окисления исследуемого образца WC-Co . Он равен 1,3 кДж/г. Такой большой тепловой эффект обусловлен в основном протеканием реакций (1) и (2). Его можно также рассчитать по закону Гесса, используя справочные данные по энтальпиям образования всех веществ, принимающих участие в указанных реакциях. Вычисленное значение ΔH немного превышает полученное в эксперименте на дериватографе.

Это можно объяснить тем, что дериватограф не является калориметром. Результаты испытаний образцов WC-Co под флюсом АН-295 (образец № 2) представлены на рис. 5. Из приведенных данных видно, что окисление WC-Co начинается при значительно более высокой температуре (примерно 400 °C), чем образца № 1, и тепловой эффект составляет всего 0,4 кДж/г. Это обусловлено тем, что флюс в твердом состоянии достаточно эффективно защищает WC-Co от окисления.

Аналогичные данные получены при нагреве такого же образца до 1520 °C в течение 120 мин и выдержке при этой температуре в течение 20 мин.

Таким образом, в процессе электрошлаковой плавки б/у инструмента WC и Co окисляются в процессе нагрева электрода до 1150...1200 °C, при этом только в верхней, открытой, т. е. незначительной (до 10 %) части вставок. Основная же часть WC и Co окисляется уже в шлаковой и частично в металлической ванне. Линейная скорость перемещения расходуемого электрода в ходе плавки сос-

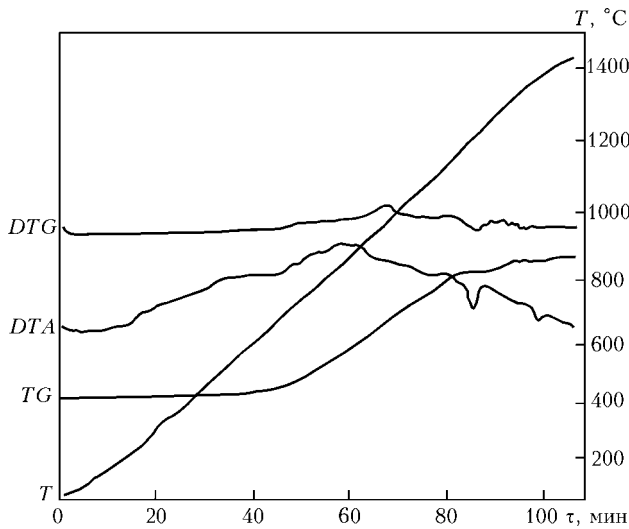


Рис. 5. Дериватограмма, полученная при нагреве образца WC-Co в течение 110 мин под флюсом АН-295 до температуры 1450 °С

тавляет 15... 20 мм/мин. Следовательно, время взаимодействия предварительно нагретой вставки и высокотемпературного шлака составляет 1,0... 1,5 мин, что вполне достаточно для расплавления кобальтовой связи, легирования металла WC и Co, а также их окисления до среднего статистического показателя (приблизительно 7... 8 %). В этих условиях плавки применение защитных покрытий электрода малоэффективно и на практике не используется.

Исследование активности кислорода во флюсе АН-295 показало, что он имеет довольно низкий окислительный потенциал (0,00012 моль. %) и по этому показателю занимает промежуточное положение между флюсами АНФ-28 и АНФ-29, широко используемыми в промышленности для ЭШП (рис. 6).

При анализе влияния мощности $P_{шл}$, вводимой в шлак, а значит, температуры и скорости плавки, на поведение WC и Co мы разделили все опытные плавки на три группы, соответствующие низкой, средней и высокой мощности. Установлено, что меньший угар зафиксирован при плавке на высокой мощности, соответствующей комплексному параметру 1,2... 1,4 кВт/кг/мин. В связи с этим разработан дифференцированный режим плавки, суть которого состоит в том, что осуществляется быстрый нагрев электрода и к моменту входа в шлак твердосплавных вставок $P_{шл}$ увеличивается на 5... 50 % относительно номинальной, а также поддерживается на этом уровне до полного входа вставки в шлак. Такое циклическое изменение мощности совершается столько раз, сколько уровней со вставками имеется в расходуемом электроде [10].

Определен еще один фактор, оказывающий определенное влияние на потери вольфрама, углерода и кобальта. Вначале при сборке расходуемого электрода не придавали значения положению б/у коронки. Если коронка располагалась вставками вниз (в сторону шлаковой ванны), то при достижении электродом значения температуры 950... 1000 °С, когда расплавляется припой Л-63, вставка, не зажатая деформированным корпусом, падала в ти-

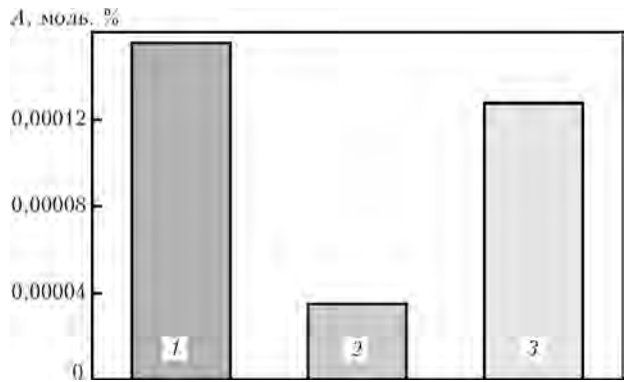


Рис. 6. Активность кислорода А во флюсах АНФ-28 (1), АНФ-29 (2) и АН-295 (3)

гель. При этом она в течение долей секунды проходила шлак и попадала в металлическую ванну, где лишь частично оплавлялась. При разливке металла такая вставка, как правило, попадала в отливку корпуса и по этой причине корпус уходил в брак.

В дальнейшем сборку электродов проводили только вставками вверх, в нескольких горизонтальных плоскостях, чтобы, во-первых, исключить падение вставок в шлак, во-вторых, реализовать дифференцированный режим плавки [11].

Использование результатов исследований и совершенствование технологии плавки б/у бурового инструмента позволили уменьшить угар и сузить пределы содержания вольфрама, углерода и кобальта в отливках корпусов до значений, указанных в табл. 4.

W	C	Co
4,7... 10,5	4,4... 8,8	5,1... 9,3
7,5	7,3	6,8

Металлографические исследования, изучение химического состава и механических свойств при различных вариантах термообработки, а также результаты натурных испытаний буровых коронок, изготовленных из опытной стали типа 45ХГСВ09 ЭКЛ, и их стоимость приведены в работе [1].

Выводы

1. Показано, что в процессе нагрева расходуемого электрода, составленного из б/у бурового инструмента, происходит окисление WC и Co с образованием шпинели $CoWO_4$ и WO_3 .

2. Рассчитаны изменения относительной массы образцов и тепловые эффекты реакций окисления WC и Co. Установлено, что в процессе нагрева расходуемого электрода до 1150... 1200 °С окисляется незначительная (до 10 %) часть WC и Co, остальное остается в шлаковой и металлической ваннах.

3. Установлено, что флюс АН-295 отличается невысоким окислительным потенциалом. При этом мень-



ший угар WC и Co имеется при плавке на высокой мощности, соответствующей 1,2... 1,4 кВт/кг/мин.

4. Отработана оптимальная схема сборки расходного электрода, состоящая в том, что твердосплавные вставки располагаются в положении «верх» относительно шлаковой ванны.

5. Оптимизация технологических параметров электрошлаковой плавки б/у бурового инструмента позволила существенно улучшить показатели окисления (угара) вольфрама, углерода и кобальта при производстве экономнолегированных сталей системы легирования C-Si-Mn-Cr-W для корпусов бурового инструмента.

1. *Богаченко А. Г., Линенко-Мельников Ю. П., Мельник В. И.* Новые экономнолегированные стали для корпусов буровых коронок. Породоразрушающий и металлообрабатывающий инструмент — техника и технология его изготовления и применения: Сб. науч. тр. — Киев, 2009. — Вып. 12. — С. 69–79.
2. *Клочко Н. А.* Основы технологии пайки и термообработки твердосплавного инструмента. — М.: Металлургия, 1981. — С. 73–76.

3. *Штампы для горячего деформирования металлов.* — М.: Высш. шк., 1977. — С. 319–328.
4. *Гуманов В. И.* Свойства сплавов системы карбид вольфрама–кобальт. — М.: Металлургия, 1971. — 10 с.
5. Тепловой баланс и температурные поля расходного электрода при плавке под флюсом / А. А. Никулин, Л. А. Волохонский, В. И. Дроздов и др. // *Электротермия.* — 1964. — Вып. 38. — С. 29–30.
6. *Металлургия электрошлакового процесса.* — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 122, 157.
7. *Куликов И. С.* Термическая диссоциация соединений. — М.: Металлургия, 1966. — 112 с.
8. *Куликов И. С.* Термодинамика карбидов и нитридов. — Челябинск: Металлургия, 1988. — С. 76–77.
9. *Краткий справочник по химии* / Под ред. О. Д. Куриленко. — Киев: Наук. думка, 1988. — 386 с.
10. *Пат. 22677* Украина, МПК С 21 С 5/56; В 23 К 25/00. Способ электрошлаковой тигельной плавки расходного электрода — Оpubл. 25.04.2007; Бюл. № 5.
11. *Пат. 21646* Украина, МПК С 21 С 5/00; В 23 К 25/00. Расходуемый электрод / А. Г. Богаченко, Т. А. Богаченко, А. Ф. Бурлыка и др. — Оpubл. 15.03.2007; Бюл. № 3.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Киев. нац. ун-т им. Тараса Шевченко

Ин-т проблем материаловедения им. И. М. Францевича, Киев
Поступила 20.11.2012

ПАО «ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ» — 80 лет!



Коллектив первенца отечественной высококачественной металлургии Запорожского электрометаллургического завода «Днепроспецсталь» имени А. Н. Кузьмина празднует 80-летие. 10 октября 1932 г. вся страна отмечала пуск Днепрогэса, а его промышленный ток пошел на Завод инструментальных сталей, как тогда называлась «Днепроспецсталь». Редколлегия от всей души поздравляет коллег-электрометаллургов и с удовольствием напоминает, что именно здесь впервые в мире в 1958 г. была пущена печь электрошлакового переплава, разработанного учеными Института электросварки под руководством Б. Е. Патона и Б. И. Медовара.

Пять лет спустя коллектив наиболее активных участников разработки и промышленной реализации ЭШП был удостоен Ленинской премии в области науки и техники. На «Днепроспецстали» начиналась вакуумная металлургия страны, заработал первый отечественный реактор газокислородного-рафинирования. Многие другие новые технологии и оборудование проходили обкатку именно в цехах юбилера.

Постоянное стремление к новому обеспечивало и конкурентные преимущества. Так было в прошлом, такова ситуация и сегодня, а в будущем — только с новыми технологиями, производством новых сталей и сплавов Электрометаллургический завод будет иметь перспективы.



Дорогие Коллеги!

**От всей души поздравляем Вас и желаем дальнейшего развития
и новых творческих взлетов в вашем нелегком труде.**



УДК 669.187.526

ПРОИЗВОДСТВО ДИСКОВ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО МАШИНОСТРОЕНИЯ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT6, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

**С. В. Ахонин, В. А. Березос, В. А. Крыжановский,
В. Д. Корнийчук, А. Н. Пикулин, А. Ю. Северин**

Показаны возможности получения высококачественных слитков титанового сплава VT6 способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Исследовано качество поковки, изготовленной из слитка титанового сплава VT6 способом электронно-лучевой плавки.

Capabilities are shown for producing high-quality ingots of titanium alloy VT6 using the method of electron beam cold hearth melting at the E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. The quality of forging made of titanium alloy VT6 ingot by the method of electron beam melting was investigated.

Ключевые слова: электронно-лучевая плавка; титановый сплав VT6; слиток; электронно-лучевое оплавление; поковка

Для энергетического машиностроения актуальна проблема повышения эксплуатационной надежности и ресурса деталей ответственных узлов, которые продолжительное время работали в условиях циклических нагрузок и повышенных температур. К таким деталям относятся роторы и диски турбины. На практике данная проблема решается путем создания современных конструкций, применения материалов с улучшенными физико-механическими характеристиками, а также в результате внедрения в производство прогрессивных способов получения высококачественных заготовок.

Титановые сплавы с высокими значениями механических свойств нашли широкое применение при изготовлении ответственных деталей газотурбинных установок, которые в процессе работы испытывают воздействие больших статических и переменных напряжений при сравнительно высокой температуре.

Важным критерием при принятии решения об использовании титана вместо альтернативных конструкционных материалов является соотношение

цена/качество. Поэтому снижение себестоимости титановых слитков (исходного звена для производства полуфабрикатов) одновременно с повышением их качества является актуальной задачей.

Электронно-лучевая плавка (ЭЛП) — прогрессивное направление металлургического производства титановых сплавов, позволяющая более глубоко очищать эти материалы от водорода, летучих металлических примесей и неметаллических включений.

ЭЛП позволяет снижать себестоимость титановых изделий за счет использования дешевых исходных шихтовых материалов в виде титановой губки более низких марок [1]. Поскольку производство слитков титана и его сплавов массой до нескольких десятков тонн способом ЭЛП перестало быть сложной проблемой, это также способствует снижению стоимости [2].

С целью оптимизации процесса плавки и получения слитков с гарантированным химическим составом, а также минимизации потерь легирующих элементов при ЭЛП в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проведены комплексные исследовательские работы по получению слитков титана и его сплавов способом ЭЛП [2].



Рис. 1. Слиток титанового сплава ВТ6 диаметром 600 мм

По технологии ЭЛП с промежуточной емкостью и порционной подачей металла в водоохлаждаемый кристаллизатор получены слитки из титанового сплава ВТ6 диаметром 600 мм (рис. 1).

способность которого при ЭЛП практически неограничена из-за большой теплоемкости охлаждающей воды (4,2 кДж/кг·К), а ее температура при самом напряженном режиме плавки не превышает 65 °С. Поэтому для создания более равномерного теплоотвода вдоль внешнего радиуса слитка и увеличения скорости охлаждения при кристаллизации слитка максимум электронно-лучевого нагрева смещался в периферийную часть слитка.

Исследование химического состава полученных слитков показало (табл. 1), что состав слитков по всему сечению соответствует марочному составу титанового сплава ВТ6, распределение легирующих элементов как по длине, так и по поперечному сечению слитков равномерное. Как видно из табл. 1, содержание всех примесных элементов находится

Таблица 1. Распределение легирующих элементов и примесей по длине в слитке диаметром 600 мм из титанового сплава ВТ6, полученного способом ЭЛП

Место отбора проб	Средние значения концентрации элементов, %					
	Al	V	Fe	O	H	N
Верх	5,87	3,82	0,13	0,08	0,0007	0,011
Середина	5,90	3,80	0,16	0,07	0,0007	0,009
Низ	5,83	3,81	0,16	0,07	0,0007	0,011
ГОСТ 19807–91	5,3...6,8	3,5...5,3	<0,30	<0,15	<0,015	<0,04

На условия кристаллизации титановых сплавов при ЭЛП с промежуточной емкостью влияет не только общая мощность электронно-лучевого нагрева верхнего торца слитка в кристаллизаторе, но и ее распределение по поверхности слитка. Условия локального теплоотвода из зоны верхнего торца слитка, куда вкладывается тепло от жидкого перегретого металла, поступающего из промежуточной емкости, а также от электронно-лучевого нагрева, различны. Вблизи стенок кристаллизатора происходит интенсивный отвод тепла в водоохлаждаемую медную стенку кристаллизатора, являющегося мощным «холодильником», теплоотводящая спо-

в пределах требований ГОСТ 19807–91, причем концентрация водорода в титане не превышает 0,001 %, что в 15 раз меньше максимально допускаемого стандартами значения. Повышенного содержания газов как в донной, так и в головной частях слитков не обнаружено.

Применение периферийного электронно-лучевого нагрева слитка в кристаллизаторе позволяет снизить тепловую нагрузку на центральную его часть, поддерживать при этом жидкую ванну вблизи стенок кристаллизатора, отвечающую за состояние боковой поверхности слитка. Тепловложение в центральную часть состоит практически только из теплосодержания жидкого металла, заливаемого из промежуточной емкости, и его скрытой теплоты кристаллизации. Скорость охлаждения при кристаллизации значительно возрастает, происходит объемная кристаллизация, изменяется структура слитка.

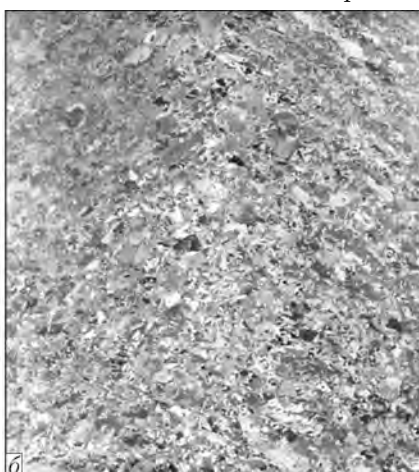
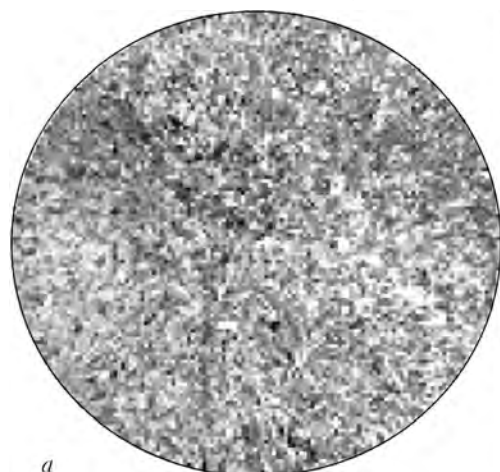


Рис. 2. Макроструктура слитка титанового сплава ВТ6 в поперечном (а) и продольном (б) сечениях

ния жидкого металла, заливаемого из промежуточной емкости, и его скрытой теплоты кристаллизации. Скорость охлаждения при кристаллизации значительно возрастает, происходит объемная кристаллизация, изменяется структура слитка.

Структура продольного сечения слитка, выплавленного с применением периферийного обогрева, характеризуется наличием равноосных зерен (рис. 2).

Структура металла слитков титанового сплава ВТ6



Рис. 3. Микроструктура (X100) слитка титана марки ВТ6

плотная, однородная, с отсутствием различно травящихся зон по сечению слитка. Существенной разницы в структуре центральной зоны слитка и периферийной зоны не обнаружено. Дефекты в виде пор, раковин, трещин и неметаллических включений не зафиксированы. Характерной для слитков ВДП сегрегации легирующих элементов не обнаружено.

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

Типичная микроструктура сплава ВТ6 (рис. 3) характеризуется равноосными α -зернами размером 4...5 мкм, которые окаймлены по границам тонкой оторочкой α -фазы. Внутри зерна строение металла характеризуется тонкими α -пластинками толщиной около 2 мкм, собранными в колонии размером 200...300 мкм.

Важнейшим критерием качества титановых слитков является отсутствие в металле неметаллических включений, особенно в виде азотсодержащих альфированных частиц или нитридов титана. При переплаве титана по технологии ЭЛП с промежуточной емкостью создаются такие термические и физико-химические условия, которые обеспечивают удаление указанных включений.

Для определения в титановых слитках внутренних дефектов в виде неметаллических включений, пор и несплошностей использовали метод ультразвуковой дефектоскопии. При исследовании слитков

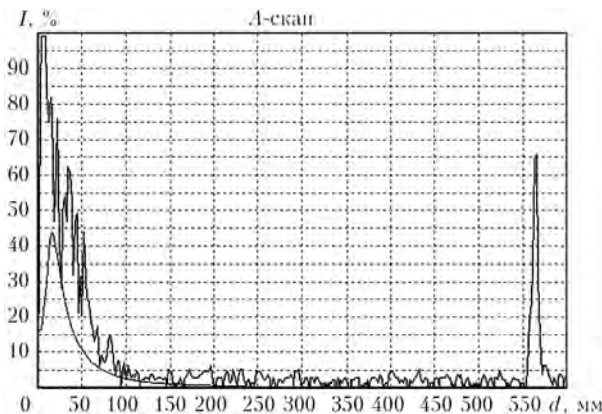


Рис. 4. Скан центральной части слитка диаметром 600 мм; I – интенсивность отраженного сигнала

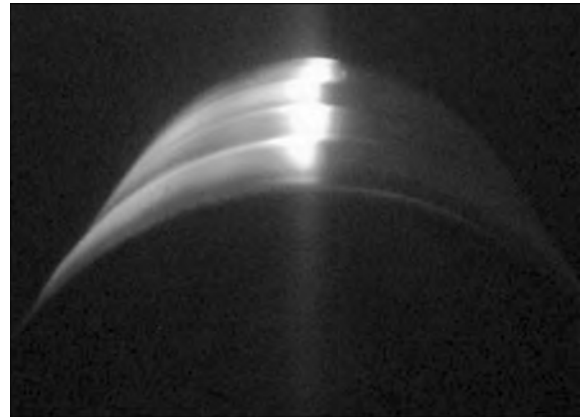


Рис. 5. Процесс оплавления слитка титана диаметром 600 мм

отмечены множественные отражения малой амплитуды. Это типично для литого металла и является результатом отражения сигнала от границ зерен. В ходе анализа не выявлены отражения, которые можно было бы интерпретировать как крупные неметаллические включения, поры, усадочные раковины. На скане четко определяется отражение донного импульса (рис. 4). В районе ввода зондирующих сигналов присутствуют шумы, обусловленные неплотным прилеганием датчика к поверхности слитка, которое не удается компенсировать путем применения «уплотняющей» смазки.

Таким образом, исследования показали, что в выплавленных способом ЭЛП слитках титановых сплавов отсутствуют несплошности, неметаллические включения размером более 1 мм, а также плотные скопления более мелких включений. Структура металла плотная, кристаллическая неоднородность и зональное строение слитка не выявлены.

С целью сокращения потерь металла в стружку вместо механической обработки применяют оплавление поверхности слитков электронным лучом, что позволяет увеличить выход годного металла на 10...15% [1, 3]. Этот способ применяли для оплавления внешней поверхности слитков диаметром 600 мм (рис. 5). Оплавление осуществляли на специализированной электронно-лучевой установке УЭ-185, оснащенной тремя электронно-лучевыми пушками для оплавления слитков [4], по режимам, рассчитанным с помощью математической модели теплофизичес-

Таблица 2. Содержание химических элементов в оплавленном слое слитка диаметром 600 мм титанового сплава ВТ6, полученного способом ЭЛП

Место отбора проб на слитке	Средние значения концентрации элементов в оплавленном слое, %					
	Al	V	Fe	O	H	N
Верх	5,77	3,88	0,13	0,09	0,0007	0,015
Середина	5,81	3,89	0,15	0,08	0,0008	0,015
Низ	5,69	3,86	0,15	0,09	0,0007	0,016
ГОСТ 19807-91	5,3...6,8	3,5...5,3	<0,30	<0,15	<0,015	<0,04



Рис. 6. Оплавленные слитки диаметром 600 мм титанового сплава BT6

ких процессов в слитке и процессов испарения легирующих элементов с поверхности ванны жидкого металла при электронно-лучевой обработке [5].

Так, слиток диаметром 600 мм подвергали электронно-лучевому оплавлению при удельной мощности нагрева 7,25 Вт/мм² и угловой скорости вращения от 0,0023 до 0,0042 рад/с. Глубина проплавления поверхностного слоя при этом достигала 10 мм, что обеспечивало полное устранение поверхностных дефектов. При этом происходит изменение массовых концентраций легирующих элементов алюминия и ванадия в оплавленном слое, однако их содержание соответствует требованиям стандартов (табл. 2).

Макроструктура оплавленного слоя отличается отсутствием пор, несплошностей и зоны термических напряжений по границе оплавленного слоя и основы слитка, а микроструктура оплавленного слоя является характерной для литого металла с более тонким строением по сравнению с основной структурой слитка, что в свою очередь обуславливается более высокими скоростями кристаллизации оплавленного слоя. Шероховатость поверхности слитка после оплавления соответствовала классу 3...4 при волнистости поверхности, равной 0,2...0,6 мм (рис. 6).

Проведены механические испытания образцов, взятых вдоль диаметра слитков в их поперечном сечении. Средние значения временного сопротивления σ_B , предела текучести $\sigma_{0,2}$, относительного удлинения δ и поперечного сужения ψ приведены в табл. 3.

Анализ результатов механических испытаний слитков титанового сплава BT6, полученного способом ЭЛП, показал повышенную технологическую пластичность в сравнении со слитками ВДП. Сле-



Рис. 7. Поковка диаметром 870x160 мм из титанового сплава BT6

дует отметить, что с точки зрения последующейковки и прокатки характеристики пластичности являются более важными для слитков, поскольку с их повышением уменьшается вероятность образования трещин при горячей деформации. Прочностные свойства не столь важны, так как рабочие характеристики металла формируются в процессе пластической деформации и последующей термообработки.

С целью изучения качества титановых слитков проведены комплексные исследовательские работы по изготовлению полуфабрикатов в виде поковок из слитков сплава титана BT6, полученных способом ЭЛП.

Структура и механические свойства поковок из титановых сплавов зависят от параметров деформации и могут изменяться в широких пределах. Вместе с тем особенностями полуфабрикатов, полученных с помощьюковки, являются более значительная неоднородность и нестабильность структуры и механических свойств, объясняющиеся широким диапазоном параметров деформации в пределах каждойковки. Поэтому стабильное обеспечение требуемого качества кованных полуфабрикатов, как правило, является более сложной задачей, чем требуемого качества полуфабрикатов, изготавливаемых другими способами пластической деформации.

Из слитков титанового сплава BT6, выплавленного способом ЭЛП с промежуточной емкостью, получена поковка диаметром 870x160 мм (рис. 7) для диска компрессора газотурбинной установки.

Для получения поковки из сплава титана BT6 использовали универсальный гидравлический пресс.

Таблица 3. Механические характеристики слитка из титанового сплава BT6 диаметром 600 мм

Способ плавки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$KCV_{1,2}$ Дж/см
ЭЛП	885	841	8,2	27,2	39,0
ВДП	900	850	6,5	21,0	28,0

Таблица 4. Температурный интервал пластической деформации титанового сплава BT6

Температура превращения, °С	Температураковки, начала (не выше)/конца (не ниже), °С				
	слитка		деформированной заготовки		
950	1050	850	1000	850	



Рис. 8. Диск диаметром 870×150 мм из титанового сплава ВТ6

Ковку слитка выполняли под прессом усилием 25 МН. Во избежание резкого захлаживания поверхности деформируемого металла ковочный боек нагревали до значения температуры не ниже 250... 300 °С. Защитно-смазочные покрытия не применяли для исключения вырыва заготовки. Объем заготовки определяли по сумме объемов поковки и отходов. При этом объем отходов составлял до 10 % объема поковки.

Термомеханические режимы пластической деформации установлены исходя из технологических характеристик деформируемого сплава с учетом температуры фазового превращения, необходимых механических свойств и других требований (табл. 4).

На поверхности поковки из сплава ВТ6 при визуальном осмотре трещин, расслоений, включений, а также участков ликвационного происхождения не обнаружено (рис. 8).

Макроструктура поковки диаметром 870 мм титанового сплава ВТ6, определяемая на образцах, вырезанных в хордовом направлении, соответствует баллу 7 по 10-бальной шкале ВИАМ 1054–76 (рис. 9). Такой размер зерна согласуется с требованиями стандарта, согласно которому размер зерна не должен превышать 9 баллов.

В макроструктуре поковки отсутствуют трещины, расслоения, пустоты, пленки, металлические и неметаллические включения, видимые невооруженным глазом.



Рис. 9. Макроструктура поковки титанового сплава ВТ6

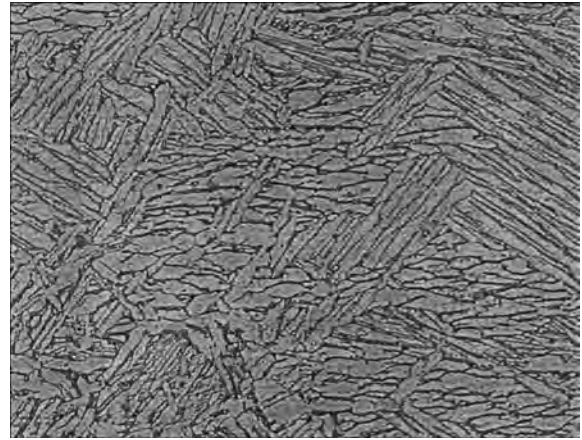


Рис. 10. Микроструктура (×500) поковки титанового сплава ВТ6

Микроструктура поковки соответствует типу 3...4 по 9-типной шкале микроструктур ОСТ1 90197–89 для сплава ВТ6 (рис. 10), что удовлетворяет требованиям стандартов.

Режимы термической обработки поковки из сплава ВТ6 выбраны ранее [6, 7]. Поковку подвергали термической обработке (двойному отжигу) по следующей схеме: нагрев при 950 °С, выдержка 2 ч, охлаждение на воздухе, затем нагрев при 550 °С, выдержка 3 ч, охлаждение на воздухе.

В табл. 5 приведены механические свойства поковки диаметром 870×160 мм из титанового сплава ВТ6 после термической обработки.

Испытание на растяжение производили на образцах диаметром 5 мм с пятикратной расчетной длиной. Форма и размеры образцов, а также методика испытаний на растяжение соответствовали требованиям ГОСТ 1497–61. Скорость перемещения захватов при испытании на растяжение (при холостом ходе машины) составляла 15 мм/мин.

Форма и размеры образцов, а также методика определения ударной вязкости соответствовали требованиям ГОСТ 9454–60.

Контроль твердости производили на прессе Бригелля. Методика испытаний соответствовала требованиям ГОСТ 9012–59.

Как видно из табл. 5, крупногабаритная поковка диаметром 870×160 мм титанового сплава ВТ6 по механическим свойствам удовлетворяет требованиям стандарта.

Исследования показали, что свойства диска диаметром 870×160 мм из титанового сплава ВТ6, изготовленного из слитка, выплавленного по разработанной технологии ЭЛП, отвечают всем требова-

Таблица 5. Механические свойства поковки титанового сплава ВТ6

№ образца	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU , Дж/см ²	НВ
1	950	12	42	11,3	270
ОСТ 1.90197–89	950... 1150	≥10	≥30	≥4	269... 363



ниям, предъявляемым промышленностью к качеству титановых сплавов (табл. 3).

Таким образом, технологические процессы ЭЛП, разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона, позволяют получать высококачественные слитки титана и его сплавов с однородной бездефектной структурой, которые в дальнейшем могут быть использованы для нужд энергетического машиностроения.

1. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 250 с.
2. *Производство крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана способом ЭЛП* / Н. П. Тригуб, В. А. Березос, В. А. Крыжановский, А. Ю. Северин // Современ. электрометаллургия. — 2010. — № 3. — С. 11–14.

3. *Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков* / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин и др. // Там же. — 2003. — № 3. — С. 12–14.
4. *Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В.* Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокорекреационных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.
5. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 268 с.
6. *Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, — 1981. — 416 с.
7. *Вульф Б. К.* Термическая обработка титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1969. — 375 с.

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

Поступила 12.11.2012

<http://www.vsm-po.ru>



ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА» и Boeing договорились о расширении совместного предприятия и сотрудничества в сфере НИОКР

Крупнейший в России производитель титана — корпорация ВСМПО-АВИСМА, входящая в Ростехнологии, и американская компания Boeing подписали меморандум о расширении сотрудничества в сфере поставок титана за счет увеличения мощностей совместного предприятия на Урале. Стороны также продолжают сотрудничество в сфере НИОКР, в частности, по разработке новых сплавов и технологий.

Сегодня стороны ведут совместную работу по созданию двух новых сплавов, которые могут быть использованы для нужд российской аэрокосмической индустрии. За последние годы Boeing и ВСМПО-АВИСМА разработали в совместном инновационном центре три новые технологии. Так, высокопрочный титановый сплав Ti5553, разработанный ВСМПО-АВИСМА, позволяет существенно снизить вес самолета, что обеспечивает экономию топлива. Это, в свою очередь, повышает рентабельность и безопасность авиаперевозок и оказывает положительное влияние на экологию. Титановый сплав Ti5553 применяется в деталях самолета Boeing-787 Dreamliner и может использоваться в последующих программах.

Корпорация «Ростехнологии» является важным и надежным партнером Boeing уже долгие годы. Вместе достигнуты результаты, позволяющие расти бизнесу обеих компаний и еще больше увеличить взаимовыгодное сотрудничество.

Также Boeing и ВСМПО-АВИСМА расширят совместное предприятие Ural Boeing Manufacturing (UBM), что обеспечит увеличение производительности механообработки тележек шасси самолетов Boeing 737. Совместное предприятие приобрело четыре новейших высокотехнологичных станка, установка которых запланирована на 2013 год. Они будут использоваться для поддержки роста объемов выпуска самого популярного в истории авиации коммерческого самолета Boeing 737.

«Сотрудничество с лидером мирового гражданского самолетостроения требует соблюдения технических характеристик, показателей качества и технико-экономических требований на уровне высших мировых стандартов, — отметил генеральный директор корпорации ВСМПО-АВИСМА Михаил Воеводин. — Благодаря НИОКР и применению самых современных технологий управления производством стоимость деталей из титана снижается, они становятся доступны для использования в гражданском авиастроении. В прошлом титан был доступен только для продукции оборонного назначения».

В 2012 году корпорация ВСМПО-АВИСМА произвела 29,5 тыс. т титана, 18 % которого было поставлено Boeing. На данный момент российское предприятие обеспечивает до 40 % потребностей американской компании в этом металле.



УДК 669.187.58

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ СЛИТКОВ И ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

**В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев,
Д. М. Жиров, А. В. Гнатушенко**

Отработаны технологические режимы выплавки γ -TiAl состава Ti-46,8Al-1Cr-0,2Si способами плазменно-дуговой гарнисажной плавки и плазменно-дугового переплава. Химический состав отливок и слитков соответствует заданному.

Technological conditions of melting of γ -TiAl of Ti-46.8Al-1Cr-0.2Si composition using methods of plasma-arc skull melting and plasma-arc remelting are optimized. Chemical composition of castings is in compliance with the preset one.

Ключевые слова: алюминид титана; плазменно-дуговая гарнисажная плавка; плазменно-дуговой переплав; качество металла

В качестве одного из основных направлений создания материалов для высокотемпературного применения рассматривается разработка титановых сплавов на основе γ -алюминид титана TiAl, которые при малой плотности по показателям жаропрочности значительно превосходят существующие металлические материалы [1, 2]. Важным фактором, сдерживающим широкое использование γ -TiAl в промышленности, является сложность его производства традиционными металлургическими способами. Это связано с большим различием физических свойств, таких как плотность, температура плавления и упругость пара у титана, алюминия и легирующих элементов, необходимостью обеспечения заданного состава металла, его высокой химической и структурной однородности. Кроме того, из-за значительной активности титана необходимо выплавлять γ -TiAl в контролируемой защитной атмосфере. Плазменно-дуговой нагрев позволяет использовать контролируемую атмосферу, плавное регулирование мощности нагрева и давления в камере печи [3], поэтому изучение процесса выплавки γ -TiAl плазменно-дуговым способом является целесообразным.

На основе анализа литературных данных и исходя из соображений экономного легирования в ка-

честве объекта исследований был выбран сплав системы Ti-46,8Al-1Cr-0,2Si (ат. %), имеющий хорошее сочетание механических свойств, сохраняющий высокий уровень прочностных свойств до 850 °С и окислостойкость до 700 °С [2]. Исследованы качество и технологические особенности получения отливок и слитков этого сплава путем плазменно-дуговых способов гарнисажной плавки и переплава.

Для проведения экспериментов по плазменно-дуговой гарнисажной выплавке γ -TiAl подготовлена установка УПП-3, оборудованная литейной оснасткой. Установка укомплектована четырьмя плазмотронами прямого действия ПДМ-7 мощностью по 30 кВт каждый, рассчитанными на значение тока до 500 А, и медным водоохлаждаемым тиглем объемом 1000 см³, который позволяет сливать расплав.

Преимуществом плазменно-дуговой гарнисажной плавки (в сравнении с процессами переплава заготовок) является возможность использования кусковой исходной шихты, в качестве которой служат титан губчатый ТГ-90, алюминий марки АД31Е с содержанием кремния 0,3... 0,7 мас. % (согласно ГОСТ 4784-97), хром марки Х98,5.

Перед экспериментами камеру объемом около 1 м³ вакуумировали, затем заполняли техническим аргоном до избыточного давления 10... 30 кПа, которое поддерживали на протяжении всей плавки. С учетом качества полученного металла и затрат электроэнергии установлено, что плавку целесообразно проводить с применением двух плазмотронов.



Рис. 1. Отливки, полученные при плазменно-дуговой гарнисажной выплавке γ -TiAl



Рис. 2. Излом отливки γ -TiAl

Ток дуги при этом равняется 300... 450 А. При длине дуги 4... 7 см и расходе плазмообразующего газа (аргона) 5 л/мин падение напряжения на дуге составляет 30... 60 В.

При выплавке γ -TiAl из исходной кусковой шихты частицы материала, контактирующие с поверхностью водоохлаждаемого тигля, не переплавляются. Для получения качественного металла необходимо производить повторный переплав. При этом достигается однородность сплава, который имеет мелкозернистую структуру. В случае выплавки из исходной кусковой шихты с использованием полученного ранее гарнисажа необходимой однородности металла удается достичь при первой плавке. При этом отклонения массовых долей титана и алюминия от заданных в разных зонах полученного слитка не превышают 1, хрома — 0,1 %.

Для получения слитков необходимо сливать сплав в изложницу. Оптимальным является режим, при котором работают все четыре плазмотрона установки. Это дает возможность равномерно распределить тепловую нагрузку по всей поверхности ванны. Радиальное расположение плазмотронов приводит к вращению расплава в тигле, что способствует усреднению температуры сплава и его химического состава. При оптимальном режиме работы плазмотронов ток составляет 250... 400 А при падении напряжения на дуге 30... 50 В. Длительность плавки слитка массой около 3 кг равняется 10 мин. Перед сливом металла избыточное давление повышали до 50 кПа для получения более плотной структуры. Слив металла осуществляли с помощью поворотного механизма, обеспечивающего наклон тигля. Продолжительность слива сплава составляет около 5 с.

Из-за конструктивных особенностей установки УПП-3 невозможно осуществлять обогрев металла при наклоненном тигле, поскольку металл в нем быстро остывает, коэффициент слива не превышает 36 % и существенно зависит от степени заполнения тигля. Сплав сливали в графитовую изложницу с нанесенным слоем оксида алюминия для предупреждения взаимодействия металла с углеродом. По-

лученные отливки (рис. 1) имеют мелкозернистую структуру, которая несколько укрупняется ближе к центру (рис. 2).

В таблице приведен химический состав отливки γ -TiAl, определенный с помощью микрорентгеноспектрального анализа. В целом состав металла отвечает расчетному при шихтовке. Отклонение распределения элементов по высоте и поперечному сечению является незначительным и типичным при формировании отливок.

Для плазменно-дугового переплава подготовили прессованные заготовки, исходными материалами для которых служили титан губчатый ТГ-90, алюминий в гранулах марки «Ч», хром марки Х98,5, кремний с содержанием примесей менее 1 мас. %.

Для получения слитка алюминид титана печь УПП-3 переоборудовали, вместо тигля установили проходной медный водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром 100 мм. Прессованные заготовки загружали в колонну с механизмом подачи, расположенную в верхней части камеры. Для вытягивания слитка использовали нижний шток, на который крепили водоохлаждаемый поддон с зацепом в виде «ласточкин хвост», с помощью которого слиток удерживали на нем и вытягивали вниз. Согласованность работы механизмов подачи заготовки и вытя-

Химический состав отливки и слитка γ -TiAl, полученных плазменно-дуговым способом

Место отбора проб	Массовая доля элементов, %			
	Ti	Al	Cr	Si
Низ отливки (центр)	66,14	32,3	1,40	0,16
Низ отливки (край)	65,84	32,6	1,40	0,16
Верх отливки (край)	65,47	33,1	1,26	0,17
Низ слитка	64,70	33,5	1,50	0,17
Верх слитка	65,30	33,1	1,50	0,12
Расчетный состав при шихтовке	65,40	33,1	1,35	0,15



Рис. 3. Слиток γ -TiAl, полученный при плазменно-дуговом переплаве прессованной заготовки

гивания слитка позволяют осуществлять непрерывный процесс переплава.

Перед экспериментами по плазменно-дуговому переплаву, как и при плазменно-дуговой гарнисажной плавке, камеру вакуумировали, затем заполняли техническим аргоном до избыточного давления 10... 30 кПа, которое поддерживали на протяжении всего процесса. Переплав осуществляли с применением всех четырех плазмотронов. Ток дуги каждого составлял 350... 450 А. При длине дуги 5... 8 см и расходе плазмообразующего газа (аргона) 5 л/мин падение напряжения на дуге равнялось 40... 60 В.

Для предупреждения прогара поддона в момент включения плазмотронов на него укладывали куски сплава, полученного при плазменно-дуговой гарнисажной выплавке γ -TiAl. После их расплавления начинали передвижение заготовки и штока. В процессе плавки заготовку подавали между плазмотронами. При вхождении в зону действий плазменных дуг она оплавлялась, и капли металла попадали в ванну. При такой схеме расположения заготовка экранирует излучение плазменных струй и расплава. В результате она принимает на себя большую часть излучения, что в итоге приводит к уменьшению энергии, необходимой для ее плавления. Средняя скорость переплава составляла 3... 4 мм/мин и ограничивалась скоростью вытягивания, поскольку скорость переплава заготовки может быть выше. Слиток необходимо вытягивать медленно для поддержания некоторого объема ванны с целью обеспечения однородности слитка и предотвращения разрыва внешнего твердого слоя и пролива расплава.

Полученный при переплаве заготовки слиток имеет качественную поверхность, в отличие от нижней зоны (рис. 3, справа), которая формировалась при расплавлении помещенного на поддоне металла. Размер зерна слитка определяли путем измерения среднего условного диаметра зерен согласно ГОСТ 5639–82, он соответствует номеру 1 (рис. 4). Анализ химического состава, определенный с помощью рентгенофлуоресцентного метода (таблица), свидетельствует об удовлетворительной однородности слитка. Таким образом, получать слитки γ -TiAl удовлетворительного качества можно путем однократного плазменно-дугового переплава прессованной заготовки.

В процессах дробления титановой губки, ее транспортировки, изготовления расходуемых электродов, при длительном хранении возможна адсор-

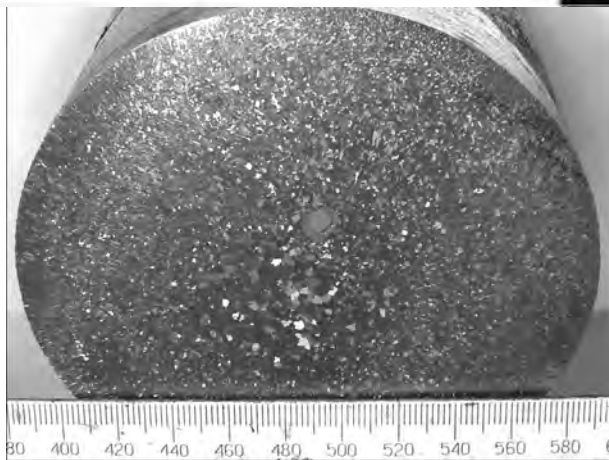


Рис. 4. Макроструктура слитка γ -TiAl

бция атмосферных газов и влаги развитой поверхностью губчатого титана и остатками солей хлора. Эти примеси могут стать причиной повышенного содержания в металле водорода, кислорода и азота [4]. Одной из задач переплава заготовки, спрессованной из губчатого титана, является удаление из металла водорода [5]. Поэтому при выплавке γ -TiAl из шихты, содержащей титановую губку, необходимо уделять внимание поведению этого газа и его соединений.

Присутствие водорода в атмосфере вызвано тепловым воздействием на стенки камеры и плазмотронов, а также на переплавляемую заготовку. В результате нагрева влага отрывается со стенок и падает в объем установки. Часть ее попадает на расплавленный металл, разлагается на кислород и водород [6].

Концентрацию водорода в атмосфере печи определяли методом хроматографического анализа с помощью прибора «Газохром 3101». Его тарировку проводили с использованием газовой смеси, содержащей 1 об. % водорода в аргоне. Перед началом плавки стенки плавильной камеры, корпусов плазмотронов, медного тигля или кристаллизатора тщательно очищали от возгонов, образовавшихся при предыдущей плавке.

При плазменно-дуговой гарнисажной выплавке γ -TiAl происходит быстрое расплавление большей части шихты. В случае использования исходной титановой губки при общей массе загрузки 1,75 кг концентрация водорода в камере достигает 1,5 об. % (рис. 5, кривая 1), а при повторном переплаве сплава массой 3,5 кг — 0,3... 0,8 об. % (рис. 5, кривые 2, 3). Можно сделать вывод, что при повторном переплаве основным источником водорода в камере является влага, адсорбированная на поверхности оборудования. Большая концентрация водорода в атмосфере камеры при выплавке γ -TiAl из исходной шихты вызвана выделением его соединений из титановой губки при нагреве. Таким образом, можно утверждать об удалении водорода в условиях плазменно-дуговой гарнисажной плавки.

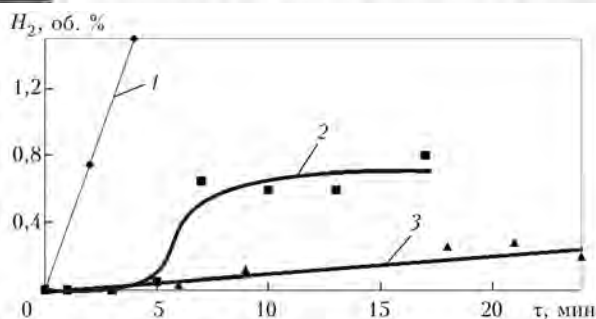


Рис. 5. Содержание водорода в камере печи при плазменно-дуговой гарнисажной выплавке γ -TiAl: 1 — переплав исходной шихты; 2, 3 — повторные переплавы

При плазменно-дуговом переплаве заготовки нагрев и расплавление шихты, содержащей титановую губку, осуществляются постепенно по длине заготовки (700 мм). Поэтому возрастание концентрации водорода в атмосфере печи происходит медленнее, чем при плазменно-дуговой гарнисажной плавке (рис. 6). После достижения максимума (около 0,5 об. %) концентрация водорода начинает снижаться. Такое его поведение согласуется с данными о плазменно-дуговом переплаве прессованной заготовки титана [6], что объясняется уменьшением содержания влаги и водорода в камере благодаря ее продувке плазмообразующим газом [7]. Поэтому по окончании выделения основного объема соединений водорода его содержание в атмосфере камеры начинает уменьшаться. Массовая доля водорода в полученном слитке, определенная аппарате «LECO», как в верхней, так и в нижней частях составляет около 0,006 %.

Содержание азота и кислорода в слитке от нижней к верхней части снижается соответственно от 0,022 до 0,017 и от 0,380 до 0,176 мас. %. Уменьшение вызвано вероятным снижением концентрации этих газов в атмосфере печи из-за их взаимодействия с металлами и продувки камеры аргоном.

Массовая доля азота и водорода в полученном слитке отвечает требованиям, предъявляемым к титану и его сплавам [4, 8]. Содержание кислорода в нижней части слитка превышает регламентированное, однако оно может быть снижено путем прогрева камеры перед переплавом и промывки ее атмосферы аргоном.

Выводы

1. Отливки γ -TiAl, полученные при плазменно-дуговой гарнисажной плавке из кусковой шихты со сливом металла в изложницу, отвечают заданному химическому составу. Отклонение содержания эле-

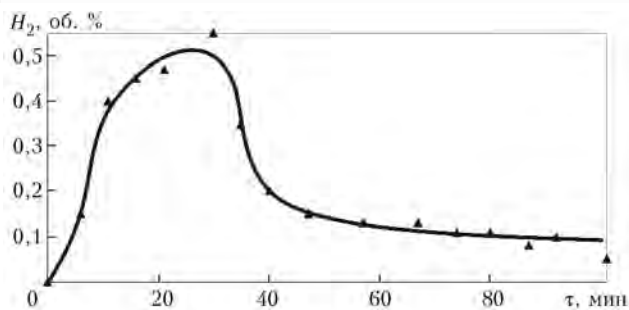


Рис. 6. Содержание водорода в камере печи при получении слитка γ -TiAl путем плазменно-дугового переплава прессованной заготовки

ментов является незначительным и типичным при формировании отливок.

2. Способом плазменно-дугового переплава прессованных заготовок можно получать слитки γ -TiAl с качественной поверхностью. Анализ химического состава свидетельствует об удовлетворительной однородности слитка.

3. При плазменно-дуговой выплавке γ -TiAl удаляется водород, источником которого является адсорбированная влага. Содержание азота, кислорода и водорода в полученном слитке соответствует требованиям, предъявляемым к титану и его сплавам.

1. *Интерметаллидное жаропрочение сплавов титана, получаемых способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки* / Я. Ю. Компан, А. Т. Назарчук, Д. А. Петров и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 1. — С. 3–11.
2. *Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшин И. С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. — М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. — 520 с.
3. *Григоренко Г. М., Шейко И. В.* Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах. — Киев: Сталь, 2006. — 320 с.
4. *Протокилов И. В.* Дегазация электрода, спрессованного из губчатого титана, в процессе вакуумирования камерной печи ЭШП // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 1. — С. 12–15.
5. *Исследование состава газовой атмосферы при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе губчатого титана* / М. Л. Жадкевич, И. В. Шейко, С. М. Теслевич и др. // Там же. — 2004. — № 3. — С. 37–41.
6. *Исследование состава газовой фазы при плазменно-дуговой плавке титана из прессованной заготовки* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. В. Тэлин и др. // Там же. — 2004. — № 4. — С. 24–28.
7. *Динамика состава атмосферы крупнотоннажной печи У-600 при плазменно-дуговом переплаве конструкционных сталей с рециркуляцией газа* / А. А. Ждановский, Ю. В. Латаш, О. С. Забарилло и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1984. — № 20. — С. 92–96.
8. *ГОСТ 19807–91.* Титан и сплавы титановые деформируемые. — Введ. 01.07.92.

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

Поступила 28.05.2012



УДК 669.187.58

ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА И РАФИНИРОВАНИЕ КРЕМНИЯ В СЕКЦИОННОМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

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

Представлены результаты исследований возможности плавки кремния в проходной кристаллизатор при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе. Исследованы закономерности процесса плавления, подачи шихты и вытягивания слитка. Исследована возможность рафинирования металлургического кремния от бора в процессе переплава.

Presented are the results of investigating the possibility of silicon melting into through-type mould during induction melting in a sectional mould. Regularities of process of melting, charge feeding and ingot withdrawal were studied. The possibility of refining of metallurgical silicon from boron during remelting was investigated.

Ключевые слова: металлургический кремний; переплав; рафинирование; индукционная плавка в секционном кристаллизаторе; концентрация бора

Большинство разработок альтернативных источников энергии на основе преобразования солнечного света используют в качестве активного элемента кремний. Как правило, это чистый кремний (6... 8 N), который получил название в условной градации solar grade silicon (SoG-Si). Прямой стадии получения кремния такой чистоты в настоящее время практически не существует. Поэтому в производство вовлекается более дорогой кремний электронного качества (9... 11 N), который разбавляется очищенным металлургическим кремнием (99,95 %). Высокая цена электронного кремния обусловлена сложностью его производства, основанного на хлорсилановой технологии очистки.

Современные попытки усовершенствования и оптимизации такого процесса очистки пока не принесли значительного удешевления кремния, поэтому в ближайшее время солнечная энергетика не сможет эффективно конкурировать с традиционными производителями электроэнергии.

К тому же, после очистки кремния требуется дополнительный переплав для выплавки слитка, пригодного для изготовления пластин фотоэлектродообразователей (ФЭП). Для ФЭП может при-

меняться как монокристаллический кремний, так и поликристаллический. При выращивании монокристаллического кремния используют способ вытягивания из расплава (метод Чохральского) на прецизионном оборудовании с малой производительностью. ФЭП на основе поликристаллического кремния хоть и имеет меньший КПД, по сравнению с монокристаллическими, но технология выплавки поликристаллического кремния намного дешевле [1, 2].

Наличие в металлургическом кремнии большого количества вредных примесей не позволяет использовать его при изготовлении ФЭП. Поэтому для современной промышленности представляет большой интерес производство чистого кремния малостадийными процессами, обеспечивающими приемлемую чистоту материала и заданную форму слитка. Самой трудно удаляемой и вредной примесью является бор, предельная концентрация которого в SoG-Si не должна превышать 0,3... 0,4 ppmw.

Наилучшие результаты по удалению бора из расплавленного кремния получены при обдуве расплава увлажненным аргоном или водяным паром [3, 4]. Поэтому совмещение процессов непрерывного выращивания слитков кремния и его рафинирования от вредных примесей является перспективным направлением в создании новых технологий производства кремния.

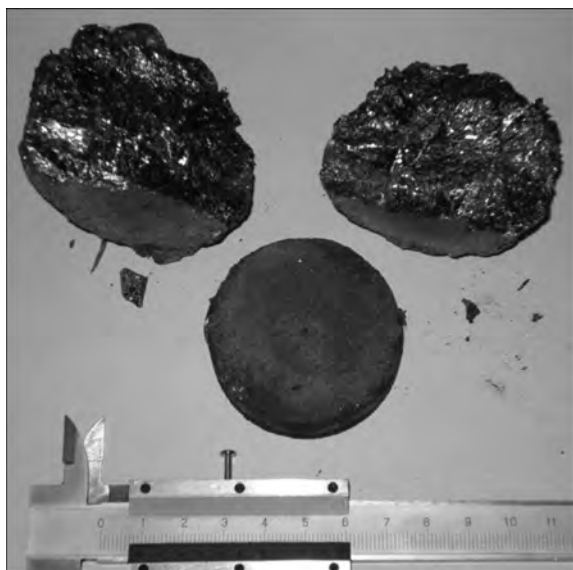


Рис. 1. Слиток кремния после переплава при ИПСК на графитовой подложке

Основную долю поликристаллического кремния для производства ФЭП выплавляют в виде слитков квадратного сечения в тиглях с покрытием из SiO_2 , Si_3N_4 , SiC . Такие печи оснащены резистивным графитовым нагревателем, внутри которого размещают тигель с шихтой. Слиток в сечении представляет собой квадрат, причем высота слитка намного меньше ширины сечения [5]. Также в процессе плавки может происходить дополнительное рафинирование шлаками, газовыми реагентами, вакуумированием. Возможность перемещения тигля позволяет осуществлять направленную кристаллизацию. Однако объем переплавляемого кремния остается ограниченным.

Главной отличительной особенностью кремния, в сравнении с большинством других элементов (металлов), является его обратный коэффициент расширения, т. е. при затвердевании кремниевого слитка происходит его расширение, что приводит к заклиниванию.

В данной работе предложено для непрерывной плавки кремния использовать секционный кристаллизатор и высокочастотный нагрев. Особая конструкция кристаллизатора, в котором ламели имеют степень свободы и закреплены на водяном коллекторе консольно, позволяет скомпенсировать расширение кремниевого слитка при кристаллизации.

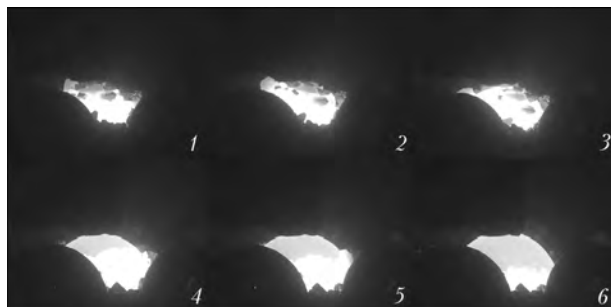


Рис. 2. Плавление порции досыпанной шихты с образованием купола расплава; 1–6 – процесс расплавления кремния



Рис. 3. Слиток кремния, выплавленный при ИПСК с вытягиванием

Особенностью индукционной плавки в секционном кристаллизаторе является образование купола расплава, который позволяет полностью избежать контакта жидкого кремния со стенкой кристаллизатора [6].

Опытные плавки выполняли в кристаллизаторе диаметром 58 мм. В качестве источника питания использовали генератор мощностью 100 кВт с частотой тока 66 кГц. Во всех экспериментах перед плавкой камеру дважды «промывали» аргоном, т. е. вакуумирование чередовали с заполнением аргоном до заданного давления.

Поскольку кремний в твердом состоянии имеет высокое электрическое сопротивление, то при помещении в электромагнитное поле в нем наводятся слабые токи, недостаточные для нагрева и расплавления мелкой шихты. Эта проблема может быть решена либо путем длительной выдержки (6... 12 мин) с медленным нагревом крупного и монолитного куска кремния, либо с использованием других способов интенсификации нагрева шихты.



Рис. 4. Плавка кремния при ИПСК в разреженной атмосфере

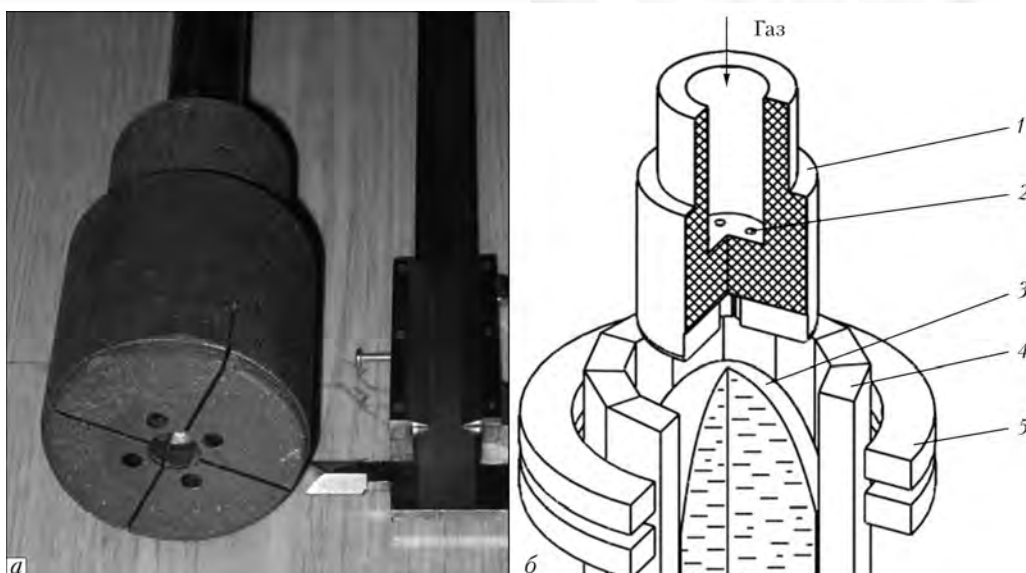


Рис. 5. Общий вид (а) графитового нагревателя и схема его применения (б): 1 — графитовый нагреватель; 2 — газовый канал; 3 — расплав кремния; 4 — секционный кристаллизатор; 5 — индуктор

На первом этапе исследований для нагрева шихты под нее, т. е. на дно кристаллизатора, помещали графитовую подложку (шайбу). Графит, находящийся немного ниже зоны индуктора, но в зоне воздействия поля, нагревается значительно быстрее, что в дальнейшем приводит к дополнительному разогреву кремния. При достижении высоких температур (1200... 1300 °С) он сам начинает интенсивно разогреваться под действием поля, а при появлении очагов жидкой фазы процесс плавления охватывает весь объем шихты на высоте индуктора. В результате проведенных экспериментов был выплавлен слиток с плотной и однородной структурой (рис. 1).

Следующим этапом стало исследование возможности вытягивания слитка во время плавки с одновременной досыпкой шихты. Предварительно измельченный кремний (фракцией 3... 9 мм) через керамическую трубку дозатора подавался непосредственно на купол расплавленной ванны (рис. 2). В процессе досыпки и плавления шихты осуществляли дискретное вытягивание слитка вниз со средней скоростью около 1,5 мм/мин. Вытягивание происходило за счет жесткого соединения графитовой подложки со штоком механизма вытягивания. Благодаря хорошей смачиваемости расплавленный кремний прочно сплавляется с графитовой подложкой, образуя промежуточные соединения карбида кремния. В результате был выплавлен слиток длиной примерно 100 мм (рис. 3).

Далее проводили эксперименты по изучению возможности рафинирования кремния в вакууме и при обдуве газообразными реагентами. При плавке в разреженной атмосфере (остаточное давление составляло $5 \cdot 10^2$ Па) (рис. 4) хорошо видно, как с поверхности ванны удаляются легколетучие соединения. При плавке с более глубоким разрежением наличие летучей взвеси в камере и неизолирован-

ного индуктора приводило при продолжительной плавке к электрическим пробоям на токоподводах.

Кремний в твердом состоянии является слабо электропроводным и для его нагрева в индукционном поле использовали графитовую подложку. Однако прямой контакт углерода с расплавленным кремнием вызывает образование карбидов, что негативно сказывается на его конечном качестве.

Решением этой проблемы стало создание верхнего графитового «нагревателя», не контактирующего с жидким кремнием (рис. 5). Нагреватель, находясь в зоне воздействия высокочастотного электромагнитного поля индуктора, выполняет одновременно три функции. На начальной стадии он способствует более интенсивному нагреву кремниевой шихты за счет теплового излучения, а в процессе плавки и рафинирования осуществляет дополнительный нагрев газового реагента для интенсификации реакций и предотвращения захламления ванны расплава.

На заключительной стадии плавки разогретая графитовая часть способствует обогреву головной

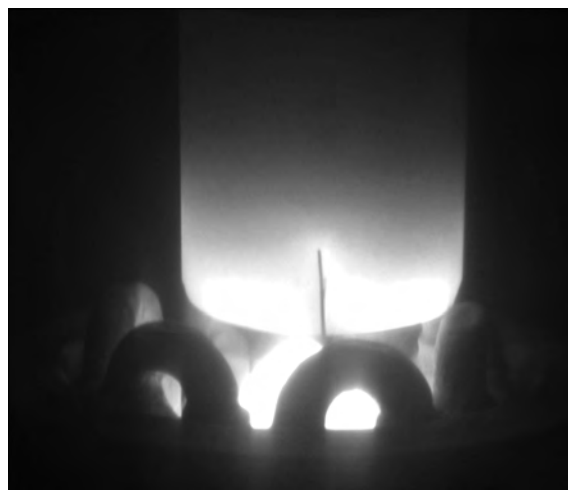


Рис. 6. Графитовый нагреватель в процессе плавки и обдува

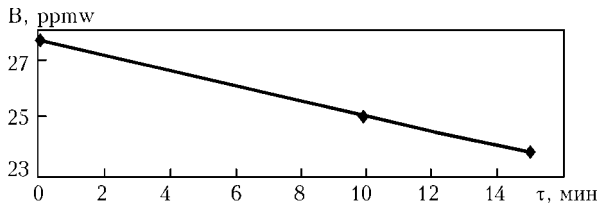


Рис. 7. Зависимость концентрации бора от времени выдержки при обдуве увлажненным аргонном

части слитка, обеспечивая направленную кристаллизацию вверх. Таким образом, сокращаются напряжения в слитке и расплав при затвердевании выдавливается вверх.

Конструкция представляет собой графитовое тело, свободно входящее в кристаллизатор, на нижнем торце которого имеются прорезы и отверстия газовых каналов. Наличие прорезей обусловлено особенностями индукционного нагрева, при котором токи протекают в поверхностном слое. В результате разделения на сектора в этих секциях индуцируются отдельные кольцевые токи, что обеспечивает равномерный нагрев всего графитового тела (рис. 6).

В качестве реагента использовали увлажненный аргон с массовой долей влаги примерно 1,2% (0,04 г/мин) с общим расходом газовой смеси 4 л/мин. Предварительные анализы изменения концентрации бора проводили методом масс-спектрометрии тлеющего разряда (GDMS) на приборе «Element GD» (Thermo Fisher Scientific, Germany). Перед исследованием поверхностные загрязнения образцов удалялись ультразвуковой обработкой в растворе ацетона с последующим высушиванием в потоке азота при комнатной температуре. Далее поверхностный слой очищали путем распыления в течение 10 мин со средней скоростью распыления 20 нм/с. Таким образом, анализ начинался с глубины приблизительно

12 мкм от поверхности. Исследования показали снижение содержания бора в кремнии на 4 ppmw при обдуве увлажненным аргонном в течение 15 мин (рис. 7).

Проведенные исследования показали принципиальную возможность применения индукционной плавки в секционном кристаллизаторе и рафинирования металлургического кремния. Дальнейшее изучение и усовершенствование представленной технологии с применением комбинированной индукционной плавки в секционном кристаллизаторе и рафинированием жидкого кремния может быть перспективным и для промышленного производства слитков кремния качества «SoG-Si».

1. *The solar Europe industry initiative: research, technology development and demonstration in support of 2020 and long-term targets* / Wim C. Sinke, D. Fraile Montoro, E. Despotou et al. // Photovoltaic Specialists Conf. (PVSC). 35-th IEEE (Honolulu, 20–25 June 2010). — Honolulu, 2010. — P. 000424–000429.
2. *Md Saiful Islam, Muhammad A. Rhamdhani, Geoffrey A. Brooks. Solar-grade silicon: current and alternative production routes* // Chemeca 2011 engineering a better world. (Sydney, Australia, 18–21 Sept. 2011). — Sydney, 2011. — P. 1826–1839.
3. *Boron removal from UMG-Si by hybrid melting utilizing steam plasma torch and EMCМ* / D. V. Moon, H. M. Lee, B. K. Kim et al. // Photovoltaic Specialists Conf. (PVSC). 35-th IEEE, (Honolulu, 20–25 June 2010). — Honolulu, 2010. — P. 002194–002197.
4. *Boron removal in molten silicon by a steam-added plasma melting method* / Naomichi Nakamura, Hiroyuki Baba, Yasuhiko Sakaguchi, Yoshiei Kato // Materials Transactions. — 2004. — 45, № 3. — P. 858–864.
5. *Growth by the Heat Exchanger Method and Characterization of Multi-crystalline Silicon ingots for PV.* / D. Ouadjaout, Y. Gritli, L. Zair, M. Boumaour // Rev. Energ. Ren. — 2005. — Vol. 8. — P. 49–54.
6. *Григоренко Г. М., Шейко И. В.* Индукционная плавка металлов в холодных тиглях и охлаждаемых секционных кристаллизаторах. — Киев: Сталь, 2006. — 320 с.

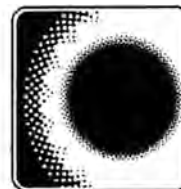
Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 25.09.2012

Международная конференция «Ti-2013 в СНГ»

Май 2013, г. Донецк, Украина

Проведение очередной ежегодной международной конференции «Ti-2013 в СНГ» запланировано в мае 2013 г. в Донецке (сроки уточняются).



УДК 669.187.58

ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ПРОИЗВОДСТВА СЛИТКОВ КАРБИДОВ ВОЛЬФРАМА ДЛЯ ТЕРМОЦЕНТРОБЕЖНОГО РАСПЫЛЕНИЯ НА ИХ КАЧЕСТВО И ХИМИЧЕСКУЮ НЕОДНОРОДНОСТЬ

А. П. Жудра, В. И. Дзыкович

Рассмотрены два различных способа производства слитков карбидов вольфрама для термоцентробежного распыления. Приведены режимы выплавки. Исследовано качество слитков в зависимости от способа получения. С помощью микрорентгенспектрального анализа изучено содержание примесей в полученных слитках.

Two different methods of manufacture of tungsten carbide ingots for thermo-centrifugal spraying were considered. The melting conditions are given. The quality of ingots depending on method of producing was investigated. Using X-ray spectral micro-analysis, the content of impurities in produced ingots was studied.

Ключевые слова: карбиды вольфрама; печь электро-сопротивления Таммана; индукционные печи нагрева; графитовая лодочка; литник; дефекты литья; микрорентгенспектральный анализ; термоцентробежный способ распыления

По разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона технологии производство плавных карбидов вольфрама в сферических гранулах способом термоцентробежного распыления осуществляется в два этапа. Первоначально выплавляются цилиндрические слитки эвтектического состава $WC-W_2C$ длиной 120..180 мм и диаметром 29...30 мм. Затем с использованием плазменно-дугового переплава в защитных газах слитки распыляют при вращении с большой скоростью на специализированном оборудовании. Следует отметить, что от качества слитков в значительной степени зависит течение технологического процесса распыления, качество получаемых гранул и количество отходов. Поэтому качеству слитков производители плавного сферического карбида вольфрама должны уделять большое внимание.

Как правило, для получения слитков литых карбидов вольфрама используют технологию выплавки в электронагревательных печах Таммана [1, 2]. Печи, в которых в качестве нагревателя применяют графитовую трубу, позволяют получать температуру рабочей зоны до 3100...3200 °С. Защита зоны плавления осуществляется за счет образования в ней углеводородной смеси.

В общем случае шихту, содержащую порошок вольфрама, углеродосодержащий компонент (графитовый порошок, сажа или древесный уголь) и измельченные отходы плавных карбидов вольфрама $WC-W_2C$ засыпают в лодочку (1,5...2,0 кг), открытый конец которой вставляют в литник. Лодочку вместе с литником подают в печь, разогретую до требуемой температуры. Контроль за достижением температуры производится визуально путем наблюдения за излучением трубчатого нагревателя. Излучение должно быть светло-зеленого цвета на белом фоне.

Нагрев и плавление компонентов шихты продолжается до образования гладкой поверхности расплава, который выдерживается в таком состоянии 5...7 с, после чего оператор наклоняет печь под углом $\alpha = 45^\circ$, расплав стекает в литник. Лодочка вместе с литником попадает в холодильник, где сплав кристаллизуется. Поскольку готовность материала и момент его слива в литник оператор определяет визуально, качество полученных слитков во многом зависит от его квалификации.

После остывания оператор извлекает слиток из литника и проверяет его геометрические размеры (длину, диаметр), а также наличие пор, трещин, усадочных раковин. Схема процесса выплавки в печи электросопротивления показана на рис. 1, внешний вид полученных слитков — на рис. 2.

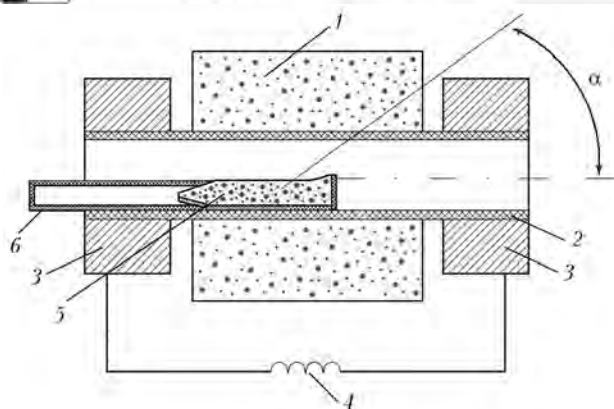


Рис. 1. Схема выплавки слитков WC-W₂C в печах электросопротивления: 1 – корпус печи; 2 – графитовая труба; 3 – токоподводы; 4 – трансформатор типа ОСУ-100; 5 – лодочка; 6 – литник



Рис. 2. Внешний вид слитков карбидов вольфрама WC-W₂C, полученных способом выплавки в печи Таммана

Основные характеристики печи электросопротивления

Внутренний диаметр нагревателя, мм	55
Длина нагревателя, мм	750
Температура активной зоны, °С	3200... 2200
Установленная мощность, кВт	100
Время плавки, мин	2... 3

Изучение особенностей технологии выплавки в печах электросопротивления и предварительные исследования слитков литых карбидов WC-W₂C позволили установить ряд следующих недостатков процесса:

в течение всего процесса выплавки необходимо постоянно контролировать расплавление объема шихты в лодочке и своевременный слив расплавленного металла в литник;

для постоянного слежения за процессом полного расплавления шихты в активную зону нагрева периодически подают поток воздуха для удаления скопившихся там газов, что приводит к выгоранию компонентов шихты, а также к интенсивному износу плавильной пары (лодочки и литника) и нагревательного элемента (графитовой трубы);

оптимальной формой слитка является цилиндрический стержень, однако существующая технология позволяет получать слитки со значительной конусностью, что обусловлено изготовлением литников с конической внутренней поверхностью для облегчения операции извлечения слитка из литника после остывания;

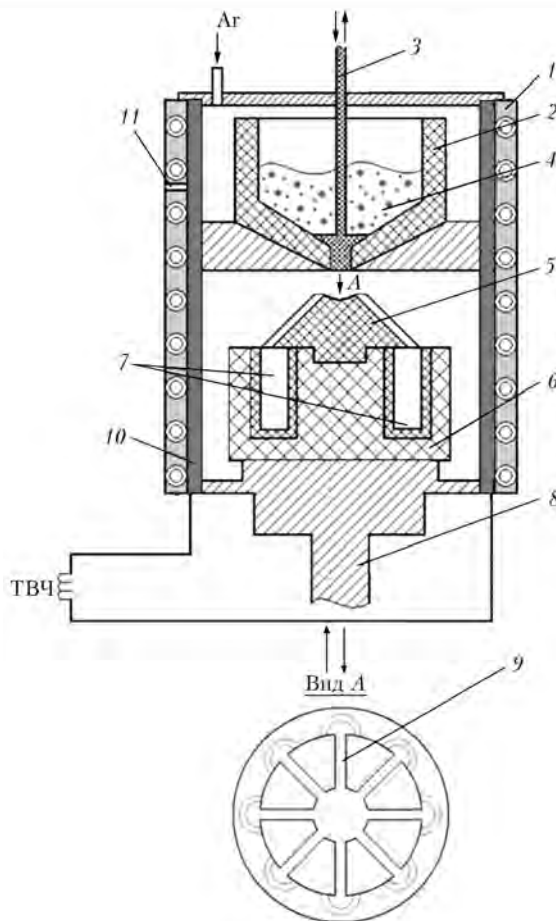


Рис. 3. Схема индукционного процесса выплавки слитков: 1 – индуктор; 2 – графитовый тигель; 3 – графитовая пробка; 4 – шихта; 5 – коническая втулка для разлива; 6 – графитовая обойма; 7 – графитовые разъемные литники; 8 – нижняя платформа; 9 – желоба для литья; 10 – футеровочная масса; 11 – смотровое окно для пиromетрического контроля температуры

постоянное участие в процессе плавки оператора приводит к нестабильности качества слитков и, как следствие, к нарушению их стехиометрического состава, что обусловлено неравномерным временем выдержки расплава в печи и его несвоевременным сливом.

Для решения указанных проблем проведен ряд экспериментальных работ, которые значительным образом повлияли на улучшение качества слитков.

Основным отличием является применение индукционной схемы нагрева (рис. 3).

По этой технологии, разработанной совместно с сотрудниками ООО ЗУВАТ «Корд» [3], приготовленная шихта 4 засыпается в графитовый тигель 2. По достижении температуры 3100... 3200 °С, контроль которой осуществляется пирометром через смотровое окно 10, и выдержке 2... 3 мин расплав сливается из литника при помощи графитовой пробки 3. Под действием сил гравитации он попадает на коническую втулку 5 и по желобам 9 стекает в литники 7, расположенные в графитовой обойме 6, нижняя платформа опускается, обойма с литниками вынимается и помещается в холодильник для остывания. Далее литники вынимаются из обоймы и,



Рис. 4. Внешний вид слитков карбидов вольфрама, выплавленных в индукционной печи

поскольку их конструкция выполнена разъемной, готовые слитки извлекаются без особого труда.

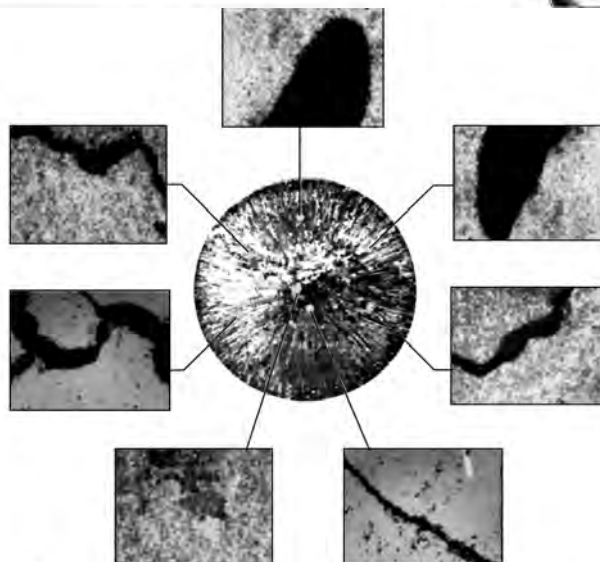
Затем литники собираются, вставляются в обойму и вместе со втулкой опять загружаются в печь. Печь готова к следующему циклу плавки. Защита активной зоны плавки осуществляется путем подачи в нее инертного газа аргона. Время полного цикла плавки составляет 20 мин. Требуемая температура достигается в результате нагрева графитового стакана 10, футерованного нитридом бора со специальными добавками ZrO_2 и других компонентов.

Очередная порция шихты загружается в тигель при помощи специального питателя, установленного в верхней части печи. Поскольку контроль над основной частью цикла (нагрев и слив жидкого расплава) происходит строго по времени, без участия оператора, возможно достижение высокой стабильности качества готового материала с четким соблюдением стехиометрического состава слитков.

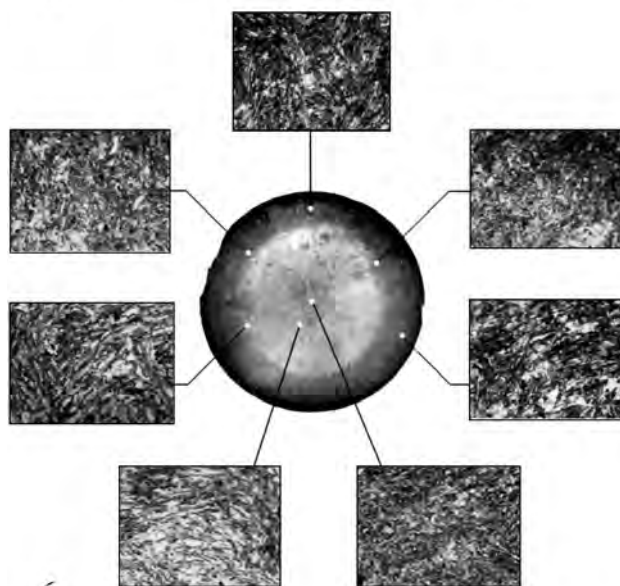
В качестве источника питания используют тиристорный преобразователь частоты ТПЧТ-120, предназначенный для питания индукционных печей вакуумной и открытой плавки, кузнечных и термических индукционных установок для нагрева и плавки черных и цветных металлов, а также для питания установок специального назначения. Тиристорный преобразователь частоты ТПЧТ-120 для вакуумной плавки применяется в комплекте с понижающим разделительным трансформатором.

Основные технические данные ТПЧТ-120

Номинальная выходная мощность, кВт.....	120
Номинальное выходное напряжение, В:	
с разделительным трансформатором.....	400
без разделительного трансформатора.....	700
Номинальная рабочая частота, кГц.....	2,4
Выходные рабочие частоты, кГц.....	1,0; 2,4; 4,0
Пределы регулирования выходного напряжения от номинального, %.....	20... 100
Выходной длительный ток, А:	
с разделительным трансформатором.....	440±50
без разделительного трансформатора.....	250±25



a



б

Рис. 5. Макроструктуры поперечного среза слитков и микроструктуры (X500) произвольных участков поперечного сечения при выплавке в печи Таммана (a) и в индукционной печи (б)

Массовая доля элементов, %				
Al	W	Fe	O	C
<i>В примесях</i>				
1,007	76,056	4,413	18,524	–
1,356	71,664	0,207	26,773	–
1,163	83,793	4,711	10,333	–
1,194	68,499	3,872	26,435	–
<i>В слитках</i>				
0,149	95,562	0,154	–	4,135
0,127	95,087	0,117	–	4,659
0,151	95,462	0,158	–	4,229
0,164	95,519	0,109	–	4,228

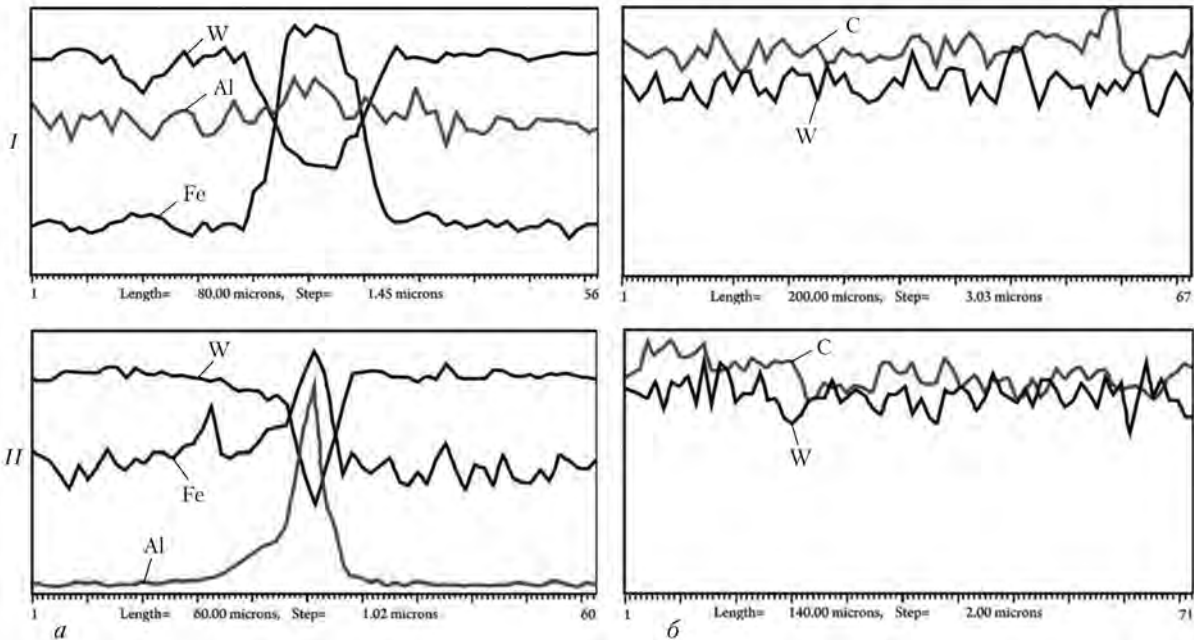


Рис. 6. Фрагменты микрорентгеноспектрального анализа слитков (I, II – участки), выплавленных в печи электросопротивления (а) и в индукционной (б)

Оптимальные режимы выплавки слитков карбидов вольфрама WC–W₂C

Входная мощность, кВт	100... 120
Время плавки, мин	15... 20
Ток выпрямителя, А	210... 280
Выходное напряжение, В	700... 720
Рабочая частота, кГц	2,2... 2,4
Загрузка шихтовых материалов, кг	15

Внешний вид слитков, выплавленных в индукционной печи, показан на рис. 4.

На рис. 5 представлены макроструктуры поперечного сечения слитков, выплавленных различными способами, и микроструктуры произвольных участков поперечного среза.

Качество слитков, полученных в печи электросопротивления, значительно уступает качеству слитков, выплавленных индукционным способом (рис. 5, а, б а). Структура слитка, выплавленного в печи электросопротивления, поражена значительным количеством трещин, пузырей, которые являются следствием неполной дегазации расплава во время плавления шихтовой смеси в лодочке и последующего слива жидкого металла в литник. Недостатком технологии выплавки в печи Таммана является скопление примесей, образующихся в составе материала слитков, что подтверждается рис. 6, а и данными микрорентгенспектрального анализа (таблица).

Об отсутствии подобных явлений при индукционном способе выплавки слитков свидетельствуют рис. 5, б и рис. 6, б, а также данные таблицы.

Таким образом, в результате проведенных экспериментов разработана новая технология получения слитков плавящихся карбидов вольфрама. Вы-

сокое качество последних позволило значительно улучшить технологический процесс их расплавления, существенно снизить количество отходов, улучшить прочностные характеристики сферических гранул.

Выводы

1. Предложен новый способ выплавки слитков карбидов вольфрама для термоцентробежного распыления с использованием индукционной схемы нагрева.
2. Установлено, что слитки, полученные способом индукционной выплавки, не содержат дефектов в виде усадочных раковин и трещин и имеют однородную эвтектическую структуру, в отличие от слитков, выплавленных при использовании печей электросопротивления Таммана.
3. С помощью микрорентгенспектрального анализа установлено значительное снижение количества примесей в составе слитков, полученных индукционным способом. Это позволяет сделать вывод о повышении показателей микротвердости и однородности сфероидизированных частиц, распыленных термоцентробежным способом.

1. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1971. – 392 с.
2. Киффер Р., Бенезовский Ф. Твердые сплавы / Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1968. – 384 с.
3. Дзыкович В. И. Исследование и разработка материалов для износостойкой наплавки на основе сфероидизированных гранул карбидов вольфрама: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Киев, 2010. – 25 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 18.06.2012



УДК 621.791

УТОЧНЕНИЕ ИНЕРЦИОННЫХ СВОЙСТВ ТЕРМОПАР, ПРИМЕНЯЕМЫХ ПРИ ИССЛЕДОВАНИЯХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ И СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

В. В. Долиненко Е. В. Шаповалов, В. А. Коляда,
А. В. Гнатушенко, В. В. Якуша

Предложена методика и представлены результаты исследований инерционных свойств термопар, конструкции которых не имеют термогильзы. В экспериментах использовался расплав соли NaCl, который нагревался в индукционной плавильной печи. Для трех типоразмеров хромель-алюмелевых и вольфрамрениевых термопар экспериментально получены значения их постоянных времени.

The method was offered and results of investigations of inertia properties of thermocouples, the design of which has no thermosleeves, were presented. In experiments the melt of NaCl salt, which was heated in induction melting furnace, was used. For three typical sizes of chromel-alumel and tungsten-rhenium thermocouples the values of their time constants were obtained.

Ключевые слова: термопара; расплав соли; постоянная времени; сигма-дельта АЦП

Термопары являются доступным средством измерения температуры при проведении экспериментов по проверке адекватности тепловых математических моделей сварочных, металлургических и других процессов. Наибольшее распространение в дуговой сварке и спецэлектрометаллургии получили термопары хромель-алюмелевые (ТХА) и вольфрамрениевые (ТВР, тип ВР5/ВР20). Они позволяют измерять температуру соответственно до 1300 (ТХА) и 2500 °С (ТВР) с погрешностью ± 1 °С.

Экспериментальные исследования обычно связаны с циклическим нагревом изделия мощным источником теплоты. Поэтому температура в исследуемой зоне имеет характер несимметричного импульса с крутым передним фронтом нарастания и более пологим срезом спада. Однако ввиду наличия инерционных свойств термопара формирует электрический сигнал термо-ЭДС с отставанием во времени относительно истинного изменения температуры в контролируемой точке изделия. Чем больше постоянная времени термопары, тем больше погрешность измерения температуры. Поэтому при проведении экспериментов важно знать истинное значение постоянной времени применяемой термопары.

Для оценки постоянной времени τ_{tp} обычно используют такую формулу [1, 2]:

$$\tau_{tp} = \rho C d / (4\alpha_{эфф}), \quad (1)$$

где ρ — плотность материала термопары, кг/м³; C — удельная теплоемкость материала термопары, Дж/кг·К; d — диаметр термопарной проволоки, м; $\alpha_{эфф}$ — коэффициент теплопередачи, Вт/(м²·К).

Предварительные исследования показали, что использование формулы (1) для оценки значения постоянной времени термопары вызывает определенные трудности. Коэффициент теплопередачи определяет плотность теплового потока при передаче тепла от одной среды к другой через разделяющую их стенку. Из справочных данных для суммарных коэффициентов теплообмена двух сред жидкость–тонкая стальная стенка–жидкость [3] в качестве ориентировочных значений можно принять $\alpha_{эфф} = 25 \dots 500$ Вт/(м²·К). Тогда, например, для хромель-алюмелевой термопары, выполненной из проволоки диаметром $d = 0,001$ м с плотностью $\rho = 8700$ кг/м³ и удельной теплоемкостью $C = 500$ Дж/кг·К [4], получали $\tau_{tp} = 2,3 \dots 43,5$ с. Если ориентироваться на верхний предел значений τ_{tp} , то на практике это должно вызывать значительное временное запаздывание сигнала ЭДС термопары.

Целью данной работы является уточнение инерционных свойств термопар, применяемых в исследованиях металлургических и сварочных процессов для регистрации термических циклов. Одним из важных характеристик при этом является способность температурного датчика верно отображать максимальное значение температуры в данной точке физического тела, которое фиксировалось при быстрым перемещении или изменении интенсивности

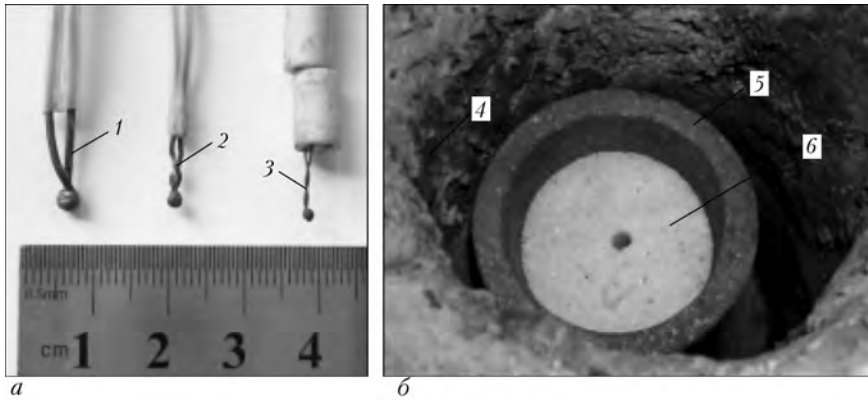


Рис. 1. Условия проведения экспериментов: *a* — исследуемые типоразмеры термопар; 1 — типа ТХА, проволока диаметром 1,0 мм; 2 — типа ТХА, проволока диаметром 0,6 мм; 3 — типа ВР5/ВР20, проволока диаметром 0,2 мм; *б* — индукционная плавильная печь (вид сверху без теплоизоляционной крышки); 4 — футеровка; 5 — тигель; 6 — соль NaCl в холодном состоянии

источника тепла. С целью обеспечения минимального времени отклика сигнала термо-ЭДС использовались конструкции термопар, не имеющие термогильзы или другой защитной арматуры.

Для исследований подготовлены три типоразмера термопар — хромель-алюмелевые с $d = 1,0$ и $0,6$ мм и вольфрамрениевые типа ВР5/ВР20 с $d = 0,2$ мм (рис. 1, *a*). Длина выводов хромель-алюмелевых термопар составляла 1000, вольфрамрениевых — 2000 мм. В качестве объекта измерения температуры выбран расплав поваренной соли NaCl (температура плавления 801, кипения 1465 °C [5]). Соль помещали в графитированный тигель и разогревали до температуры расплава в индукционной плавильной печи с вертикальной загрузкой (рис. 1, *б*).

Каждый эксперимент состоял из следующих фаз: включения электрического питания индуктора плавильной печи и нагрев соли выше температуры плавления (до 850... 1100 °C); отключения электрического питания индуктора; опускания термопары в тигель с расплавом с одновременной регистрацией текущего значения напряжения термо-ЭДС; выемки термопары и охлаждения ее в емкости с холодной водой после достижения предельной температуры. Термопары погружались в расплав соли на глубину около 5 мм.

Температуру измеряли в экспериментах с помощью разработанного микропроцессорного контроллера, структурная схема которого приведена на рис. 2.

В состав контроллера входил 32-разрядный микропроцессор LPC2378 и контроллер интерфейса

Ethernet-100Base-TX, что обеспечило обработку сигналов термо-ЭДС в реальном масштабе времени и выдачу показаний температуры в ПЭВМ. Сигнал термо-ЭДС оцифровывали с помощью дополнительного аналогового узла, построенного на базе микросхемы 24-разрядного сигма-дельта АЦП типа AD7794 (Analog Devices). Оцифрованные данные передавались в микропроцессор через элемент высокочастотной гальванической развязки. Управляющая программа микропроцессорного контроллера пересчитывала напряжение термопары в температуру

по шкале Цельсия в соответствии со стандартными градуировочными таблицами для термопар типа ТХА и ВР5/ВР20 [6] и с учетом температуры холодного спая. Для обеспечения скоростной регистрации частоту настройки цифрового фильтра сигма-дельта АЦП установили 10 Гц. Предварительные испытания разработанного контроллера показали, что его переходная характеристика в режимах измерения температуры как ТХА, так и ВР5/ВР20 термопар имеет вид ступеньки с запаздыванием в пределах 100 мс. Уровень шумов измерений не превышал 2,5 — для режима измерения «ТХА» и 5 °C — для режима измерения «ВР5/ВР20».

Временная диаграмма проведения эксперимента показана на рис. 3.

Из рисунка видно, что к моменту начала эксперимента температура соли достигла 900 °C, а затем в силу действия механизмов теплопроводности, конвекции и лучеиспускания по экспоненциальному закону медленно снижалась с постоянной времени τ_{fur} . Значение постоянной времени τ_{fur} экспериментально оценено с помощью инфракрасного пирометра с лазерным указателем цели типа ДТ-8869Н, имеющего следующие характеристики: диапазон измеряемых температур -50... 2200 °C; погрешность измерений — не более $\pm 2\%$; время отклика — 150 мс. Измерения динамики остывания соли производились с интервалом 30 с в течение 4 мин (рис. 3, кривая 3). По результатам измерений получена следующая зависимость остывания соли:

$$T_{solt} = T_0 \exp\left(-\frac{t}{\tau_{fur}}\right),$$

где T_{solt} и T_0 — соответственно текущее и начальное значения температуры соли, °C; t — время, с; $\tau_{fur} = 500$ с.

Измеренная с помощью термопары кривая температуры имела характер импульсного сигнала. Можно выделить четыре фазы соответствующего временного процесса (рис. 3): опускание термопары

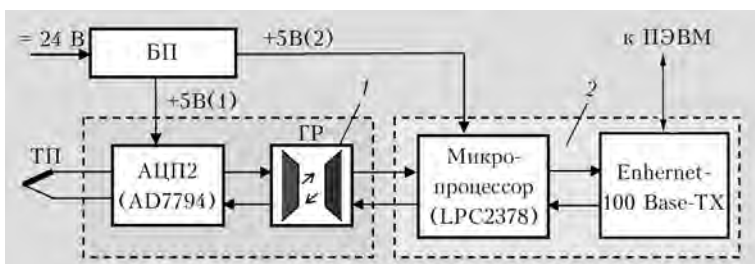


Рис. 2. Структурная схема микропроцессорного контроллера: 1 — аналоговый узел; 2 — цифровой узел; БП — блок питания; ГР — гальваническая развязка; ТП — термопара

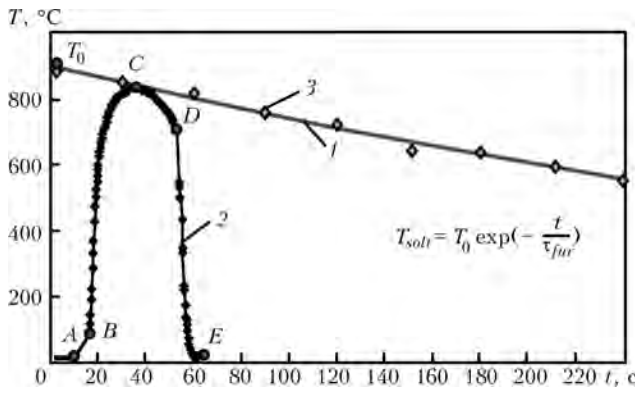


Рис. 3. Временная диаграмма проведения эксперимента: 1 – кривая экспоненты температуры остывания соли; 2 – кривая термоцикла измерения температуры соли с использованием термопары; 3 – экспериментальные данные, полученные с помощью инфракрасного пирометра DT-8869H; A-B – интервал времени, соответствующий опусканию термопары в расплав; B-C – интервал времени измерения температуры расплава; C-D – интервал времени, соответствующий остыванию вынутой из соли термопары на открытом воздухе; D-E – интервал времени, соответствующий остыванию термопары в сосуде с водой

в тигель – A-B; контакт термопары с расплавом и ее резкое нагревание (собственно интервал измерения) – B-C; выемка термопары из тигля – C-D; охлаждение термопары в емкости с холодной водой – D-E. Инерционные свойства термопары оценивались по результатам анализа интервала B-C – на основе разности температур ΔT :

$$\Delta T = T_C - T_B,$$

где T_B и T_C – температуры, соответствующие точкам B и C, °C; t_B и t_C – значения времени, соответствующие точкам B и C, с.

Математическое моделирование показало, что для значений постоянной времени термопары $\tau_{tp} < 2$ с погрешность определения t_{tp} в такой схеме эксперимента не превышает 4 %. Поэтому принималось, что температура расплава соли при измерении температуры с помощью термопары имела постоянное значение.

Передаточная функция инерционной термопары соответствует интегрирующему звену первого по-

рядка [1]. Поэтому переходную функцию термопары можно записать следующим образом:

$$T_{tp} = T_{max} [1 - \exp(-\frac{t}{\tau_{tp}})],$$

где T_{tp} и T_{max} – соответственно измеренное в момент времени t и истинные значения температуры, °C. Подставив в эту формулу $t = \tau_{tp}$ получим

$$T(\tau_{tp}) = T\tau \cong 0,63 T_{max},$$

где $T_{max} = \Delta T$.

Таким образом, значение постоянной времени термопары τ_{tp} соответствует времени нарастания сигнала термопары от условного нуля (температуры T_B) до уровня 0,63 условного максимума – разности температур $T_C - T_B$.

Начальная температура соли варьировалась от 850 до 1100 °C. Для уменьшения погрешности измерений одну и ту же термопару использовали в нескольких экспериментах. На рис. 4 представлены наиболее показательные кривые переходных процессов.

С целью более точного определения температур T_C и T_B показания термопар подвергались статистической обработке по алгоритму скользящего среднего. При определении температуры T_τ использовалась линейная интерполяция на интервале между соседними точками кривой термоцикла.

После обработки экспериментальных данных получены следующие результаты измерений постоянных времени термопар:

$\tau_{tp} = (1,5 \pm 0,1)$ с – для ТХА термопар, проволока диаметром 1,0 мм; $\tau_{tp} = (1,0 \pm 0,1)$ с – для ТХА термопар, проволока диаметром 0,6 мм; $\tau_{tp} = (0,6 \pm 0,1)$ с – для ТВР (ВР5/ВР20) термопар, проволока диаметром 0,2 мм.

С практической точки зрения полученные данные можно интерпретировать следующим образом. Если термопара имеет постоянную времени τ_{tp} , то она может применяться для регистрации термоцикла с длительностью переднего фронта не менее $4,7 \tau_{tp}$ (погрешность измерения максимального значения температуры не более 1 %). Для приведенных

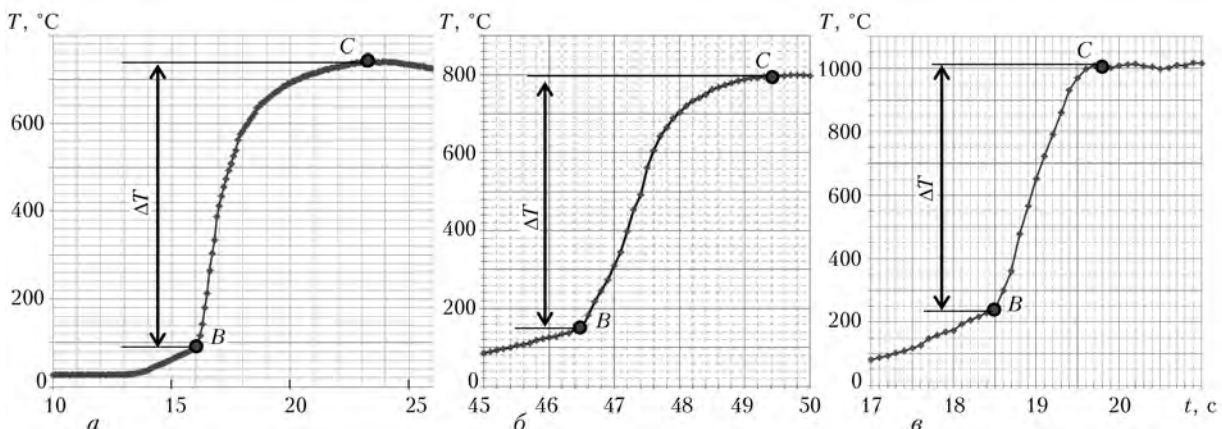


Рис. 4. Экспериментально полученные переходные характеристики термопар: а – типа ТХА, проволока диаметром 1,0 мм; б – типа ТХА, проволока диаметром 0,6 мм; е – типа ТВР (ВР5/ВР20), проволока диаметром 0,2 мм



экспериментальных данных можно записать следующие ограничения на минимальную длительность фронта термоцикла: 7,0, 4,7 и 2,8 с.

Полученные результаты исследований инерционных свойств термодпар позволяют обоснованно принимать решение относительно типа и конструкции термодпары для регистрации термоциклов при проведении исследований металлургических или сварочных процессов.

Таким образом, предложенная методика экспериментальной оценки инерционных свойств термодпар с использованием расплава поваренной соли NaCl позволила уточнить действительные постоянные времени ТХА и ТВР термодпар, конструкции которых не имеют термогильз или другой защитной аппаратуры. Сигналы ЭДС термодпар оцифровывались с частотой 10 раз/с с помощью специально

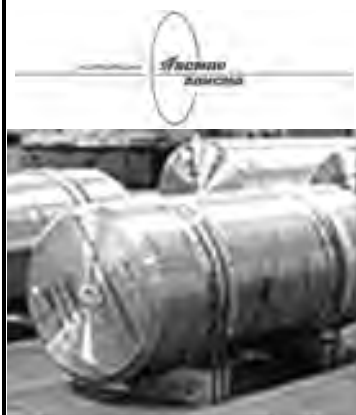
разработанного микропроцессорного контроллера, аналоговая часть которого выполнена на базе 24-разрядного сигма-дельта АЦП типа AD7794.

1. Фрэнкс Р. Математическое моделирование в химической технологии. — М.: Химия, 1971. — 272 с.
2. Алексеев С. В., Приймак С. В., Федик И. И. Особенности исследования энерговыделения в большой мишени, облучаемой пучком релятивистских протонов // Инж. физика. — 2000. — № 2. — С. 39–42.
3. Крейт Ф., Блэк У. Основы теплопередачи / Пер. с англ. — М.: Мир, 1983. — 512 с.
4. Рогельберг И. Л., Бейлин В. Сплавы для термодпар. Справ. изд. — М.: Металлургия, 1983. — 360 с.
5. Кухлинг Х. Справочник по физике / Пер. с нем. — М.: Мир, 1985. — 520 с.
6. ГОСТ Украины Р 8.585–2001. Термодпары. Номинальные статические характеристики. — Введ. 21.11.2001.

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

Поступила 19.09.2012

[http // www.vsmo.ru](http://www.vsmo.ru)



ОАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА»

и Messier-Bugatti-Dowty договорились

о продлении действия долгосрочного соглашения на поставку титановой продукции

Российская титановая Корпорация ВСМПО-АВИСМА и фирма «Messier-Bugatti-Dowty» (Safran group) 10 июля 2012 объявили о продлении срока существующего соглашения на поставку титановых штамповок и их обработку.

Согласно подписанному документу, ВСМПО-АВИСМА продолжит поставлять Messier-Bugatti-Dowty и их субпоставщикам титановые штамповки и детали с черновой механической обработкой для обеспечения их требований по поставке шасси для программы В787. ВСМПО будет пре-

доставлять весь пакет необходимых услуг, включая услуги логистики, и обеспечит выполнение заказов точно в срок за счет работы широкой сети собственных дистрибьюторов, расположенных в США, Великобритании, Германии и Китае.

«Мы рады возможности продолжить наши отношения с Messier-Bugatti-Dowty, — сказал генеральный директор Корпорации ВСМПО-АВИСМА Михаил Воеводин, комментируя сделку. — Будучи эксклюзивным поставщиком титановых деталей шасси самого ответственного применения, мы готовы укрепить сотрудничество и обеспечить поддержку Messier-Bugatti-Dowty во время значительного роста объемов производства по программе Boeing 787. Этот контракт очень показателен для отражения наших целей, поскольку позволяет на деле продемонстрировать наши возросшие технологические и сервисные возможности для обеспечения необходимой поддержки наших заказчиков».

Messier-Bugatti-Dowty (Safran group) — мировой лидер в производстве шасси и тормозных систем самолетов. Компания реализует полный цикл производимой продукции — от дизайна до эксплуатационной поддержки и ремонтов. Messier-Bugatti-Dowty является партнером 33 компаний-лидеров по строительству гражданских, военных, служебных и региональных самолетов, участвует в более чем 22 тыс. программах, изготавливая ежедневно более 35 тыс. шасси.



УДК 669.187.58

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПОДОГРЕВА НА СТРУКТУРУ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ АМг6 В ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ С ВТ6 СПОСОБОМ ДСВ

Г. М. Григоренко, Е. В. Половецкий, Ю. В. Фальченко,
Л. М. Капитанчук, Т. А. Зубер

Рассмотрено влияние температуры сварки на структуру сварных соединений сплава алюминия АМг6 со сплавом титана ВТ6 через прослойку из АД1 в свободном состоянии. Показано, что оптимальной можно считать температуру 540 °С, при которой дефекты в виде включений и интерметаллидов не обнаруживаются, а области, в которых не произошел процесс схватывания, занимают до 5 % общей площади соединения.

Considered is the effect of welding temperature on structure of welded joints of aluminium alloy АМg6 with titanium alloy ВТ6 through a layer of АД1 in free state. It is shown that temperature 540 °С can be considered optimum at which the defects in the form of inclusions and intermetallics are not observed and lack of penetration occupies up to 5 % of total area of joint.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме; сварное соединение; параметры сварки; микротвердость; микроструктура

Потребность в сварке разнородных металлов возникает при изготовлении самых разнообразных объектов во многих областях науки и техники. Одними из широко применяемых биметаллических соединений являются соединения титана с алюминием, для получения которых целесообразно использовать способ диффузионной сварки в вакууме (ДСВ). Ввиду химической активности свариваемых металлов важную роль в получении бездефектных соединений имеет правильный выбор технологических параметров сварки, которые определяются и структурно-фазовым составом зоны соединения. Влияние температуры на процессы, происходящие при сварке в соединении, по мнению многих исследователей, является преобладающим [1–8].

Металлографические исследования проводили на шлифах, изготовленных из исследуемых сварных соединений с последующим их ионным травлением с помощью установки Fine coat ion sputter JFC-1100 фирмы JEOL (Япония) на специально подобранных и отработанных для исследуемых биметаллических пар режимах. Последующие исследования микро-

структуры и распределения химических элементов протравленных шлифов сварных соединений проводили с помощью ОЖЕ-микро-зонда JAMP 9500F фирмы JEOL (Япония), оборудованном энергодисперсионным рентгеновским спектрометром системы ИНКА компании «Oxford Instruments» (Великобритания). Изменение микротвердости изучали на микротвердомере модели М400 фирмы «LECO» (США).

В процессе сварки исследуемые сплавы подвергали определенному термомеханическому воздействию, вследствие чего в них происходили рекристаллизационные и диффузионные процессы, оказывающие влияние на структуру и свойства металла у зоны сварного соединения и в основном металле. В работе рассмотрено влияние температуры на структуру сварных соединений сплавов алюминия АМг6 и титана ВТ6 через прослойку АД1. Сварные соединения АМг6 + АД1 + ВТ6 получены при постоянных значениях давления (20 МПа) и времени (20 мин). Значения температуры сварки были следующими: 520, 540 и 560 °С.

На рис. 1, а и 2, а, б представлены микроструктуры сварных соединений, полученных при температуре сварки 520 °С. Степень деформации прос-

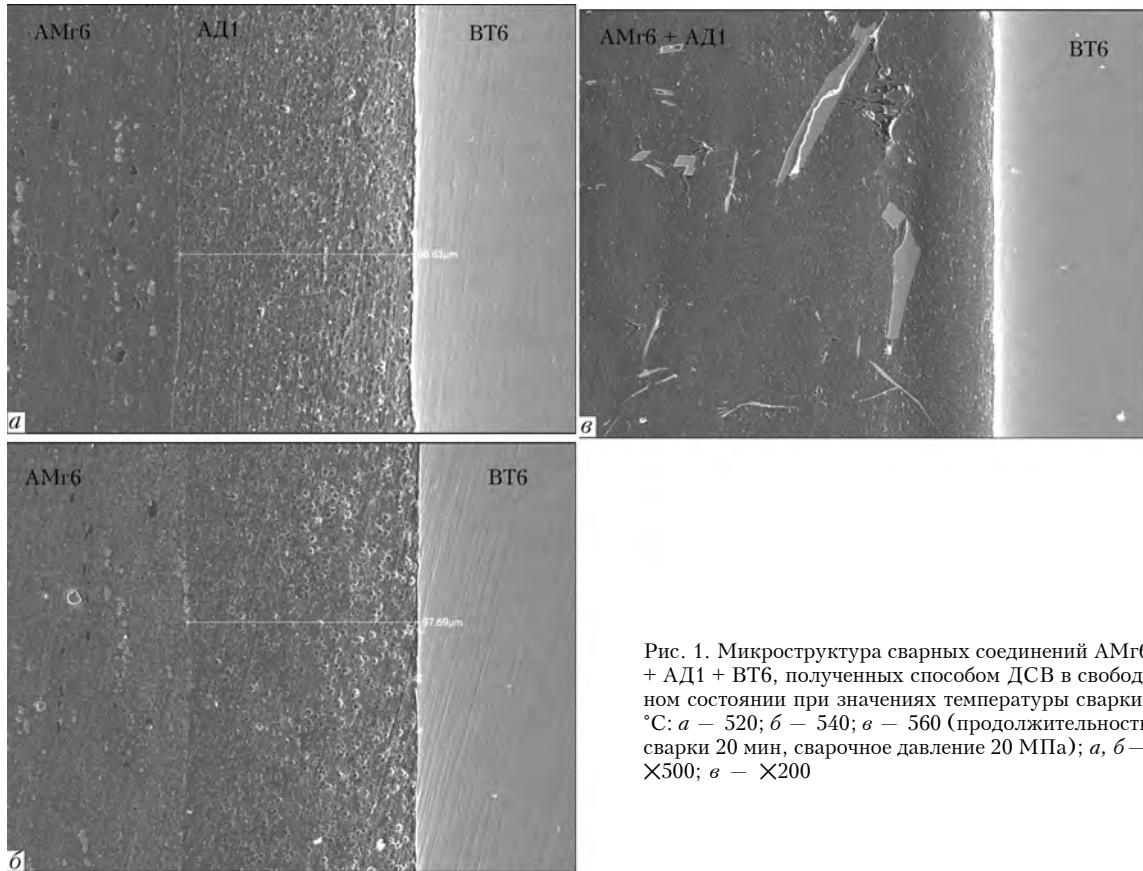


Рис. 1. Микроструктура сварных соединений АМг6 + АД1 + ВТ6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при значениях температуры сварки, °С: а – 520; б – 540; в – 560 (продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа); а, б – $\times 500$; в – $\times 200$

лойки при этой температуре составляет 33... 35 %. По границе соединения между сплавом АМг6 с прослойкой видны отдельные участки со скоплениями мелких (до 0,2 мкм) включений (рис. 1, а, 2, а). По границе соединения между сплавом ВТ6 с прослойкой общая доля дефектных участков составляет более 50 % площади соединения (рис. 2, б).

В приграничных участках ВТ6 и АМг6 обнаружено незначительное изменение размеров и формы зерна. Значения микротвердости для сплава титана ВТ6 составляет HV 3030... 3210 МПа (рис. 3), для сплава алюминия АМг6 HV 500... 520 МПа. Микротвердость прослойки из сплава алюминия АД1 равняется HV 360... 380 МПа и возрастает в направлении к сплаву алюминия АМг6.

Анализ характера распределения микротвердости в зоне соединения показывает, что в сплаве алюминия АМг6 у границы с прослойкой значения микротвердости снижаются в среднем на 18 %, а у границы сплава титана ВТ6–прослойка повышаются на 28... 30 % по сравнению с металлом в исходном состоянии (рис. 3). Изменения значений микротвердости вглубь от границы с прослойкой для ВТ6 составляют около 100... 125 и примерно 50... 70 мкм для АМг6.

На рис. 1, б и 2, д, ж представлены микроструктуры соединений, полученных при температуре сварки 540 °С. Степень деформации прослойки при этой температуре составляет 30... 33 %. Зона соединения АМг6–АД1 подобна границе зерен с мелкими включениями (рис. 2, д). С помощью растровой электронной микроскопии при больших увеличени-

ях на границе соединения прослойка–сплав титана выявлены участки, в которых не произошел процесс схватывания, но их общая доля составляет не более 5 % площади контакта.

В приграничных областях как у ВТ6, так и у АМг6 зафиксировано незначительное изменение размеров и формы зерна. Микротвердость в приграничных областях имеет следующие значения: для сплава титана ВТ6 HV 2780... 2800, сплава алюминия АМг6 HV 410... 420 МПа (рис. 3). Микротвердость прослойки из сплава алюминия АД1 составляет HV 310... 350 МПа и повышается в сторону контакта со сплавом алюминия АМг6. Измерения микротвердости показали, что для сплава алюминия АМг6 на границе с прослойкой значения микротвердости снижаются на 25... 30 %, а для сплава титана ВТ6 повышаются на 12... 14 %, по сравнению с основным металлом (рис. 3). Изменение значений микротвердости вглубь от прослойки для ВТ6 достигает примерно 175... 220 и около 40... 50 мкм для АМг6.

При температуре сварки 560 °С происходит перегрев сплава алюминия АМг6 с началом «деградационных процессов» [3, 9]. Микроструктуры сварных соединений представлены на рис. 1, в, 2, в, г. Зона соединения прослойки и сплава алюминия при этой температуре неразличима, степень деформации прослойки измерить невозможно (рис. 1, в). В АМг6 обнаружены включения различных размеров и формы (рис. 2, г). В зоне соединения прослойка–сплав титана зафиксированы как разрозненные, так и обобщенные в сплошной слой включения небольшого размера (рис. 2, в). Участки, в которых

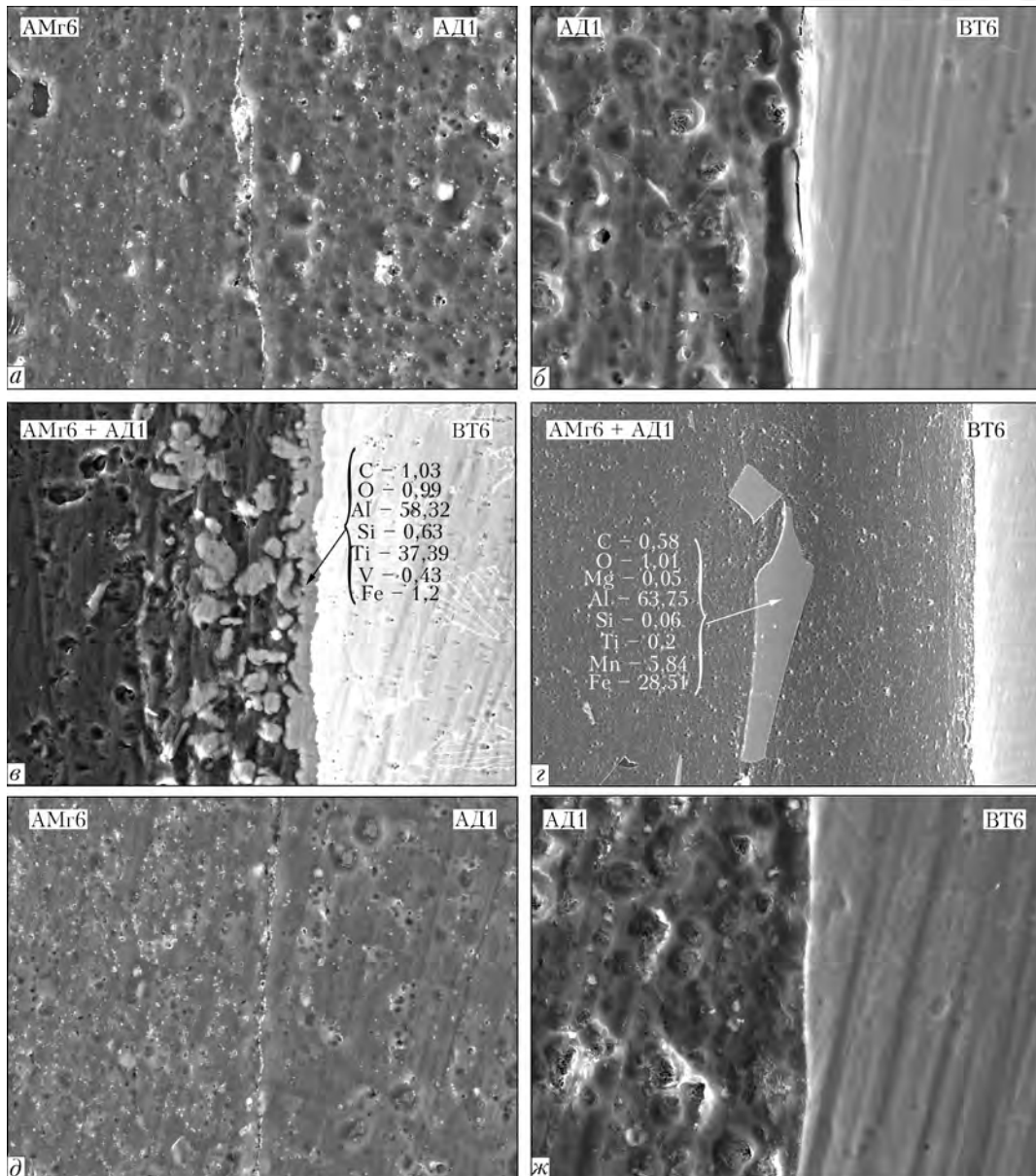


Рис. 2. Микроструктура сварных соединений АМг6 + АД1 + ВТ6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при температуре сварки 520 (а, б); 560 (в, г); 540 (д, ж) °С; продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа; а, б, д, ж – $\times 5000$; в – $\times 3000$; з – $\times 500$; состав прослойки (в) и включений (з) дан в массовых долях процента

не произошел процесс схватывания, трещины отсутствуют.

Более детальные исследования включений в сплаве алюминия и на границе контакта остатков прослойки со сплавом титана показали следующее. Включения в сплаве алюминия не имеют правильных геометрических форм. Их размер колеблется по длине от 5 до 200, по ширине — от 3 до 20 мкм. Анализ с использованием энергодисперсионного рентгеновского спектрометра показал, что они имеют сложный химический состав (рис. 2, з). Можно предположить, что при температуре сварки 560 °С происходит коагуляция включений. Образовавшиеся включения являются местами скопления примесей и легирующих элементов. Включения в зоне соединения АД1–ВТ6 имеют преимущественно глобулярную форму с размером до 4 мкм, а также собраны в сплошной слой толщиной приблизительно

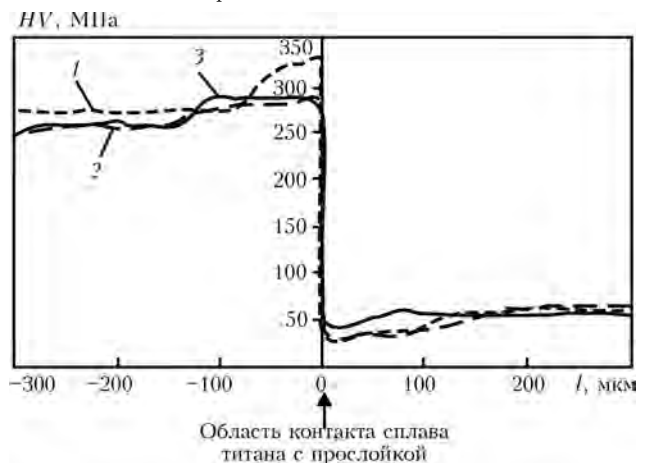
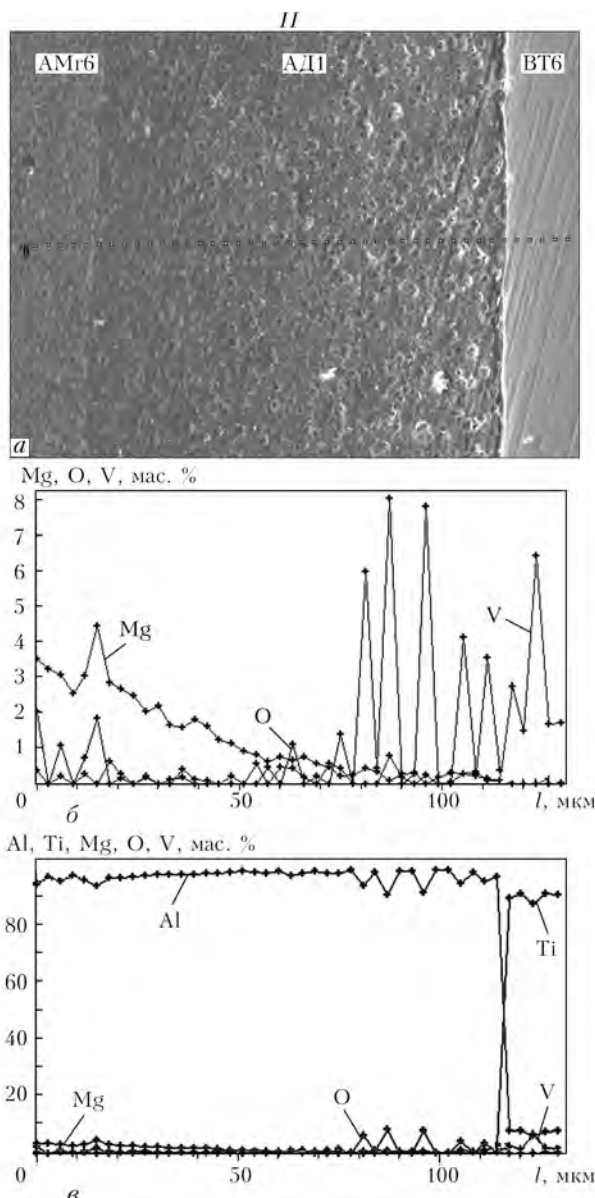
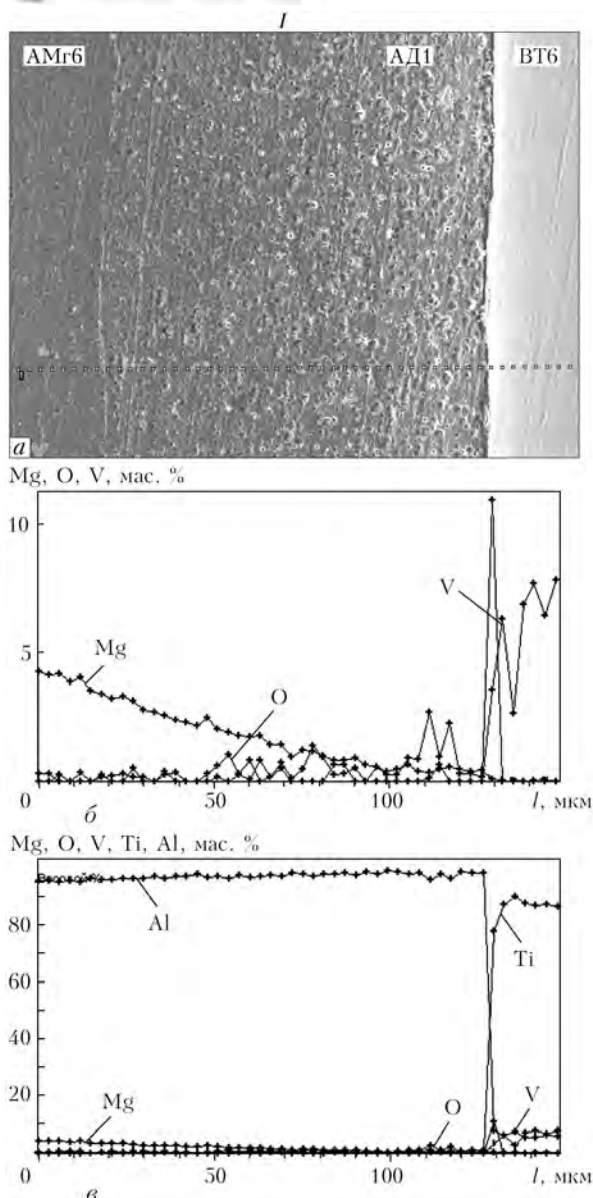


Рис. 3. Изменение значений микротвердости в сварных соединениях ВТ6 + АД1 + АМг6, полученных способом ДСВ в свободном состоянии при значениях температуры сварки 520 (1); 540 (2); 560 °С (3); длительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа



1 мкм на границе соединения (рис. 2, в). Их химический состав отличается от включений в сплаве алюминия. С помощью рентгеновского спектрометра можно установить, что эти включения имеют интерметаллидный тип (Ti_3Al).

У границы раздела у BT6 отмечено незначительное изменение размеров и формы зерна. Микротвердость у границы раздела имеет следующие значения: для сплава титана BT6 HV 2800... 2860, для сплава алюминия AMg6 — HV 570... 590 МПа (рис. 3). Микротвердость у зоны контакта АД1–BT6 со стороны АД1 составляет HV 480... 520 МПа и повышается при удалении от BT6. Микротвердость включений в сплаве алюминия равняется HV 980... 1100 МПа. Измерения микротвердости показали что для сплава титана BT6 у границы контакта с прослойкой она повышается на 8... 10 %, по сравнению с основным металлом (рис. 3). Изменение значений микротвердости вглубь от поверхности контакта с прослойкой для BT6 составляет около 130... 150 мкм.

Исследования химического состава по нормали к зоне сварного соединения с помощью энергодисперсионного рентгеновского спектрометра показали следующее. Во время протекания процесса сварки во всех случаях происходит перераспределение легирующих элементов сплава алюминия AMg6 (рис. 4). Магний диффундирует в прослойку практически по всей ее толщине, а в сплаве алюминия AMg6 у границы соединения с прослойкой образуется зона с пониженным содержанием магния. При температурах сварки 520 и 540 °C содержание продифундировавшего в прослойку магния уменьшается по мере приближения к сплаву титана. При температуре сварки 560 °C вследствие перегрева сплавов алюминия и начала «деградационных» процессов произошло перераспределение легирующих и примесных элементов сплавов AMg6 и АД1. Результатом этих процессов стало образование сплава с содержанием магния около 3 %, в котором находятся включения разного размера, формы со сложным химическим составом. Данные изменения отразились и на механических свойствах, а именно — изменения значений микротвердости у границы



III

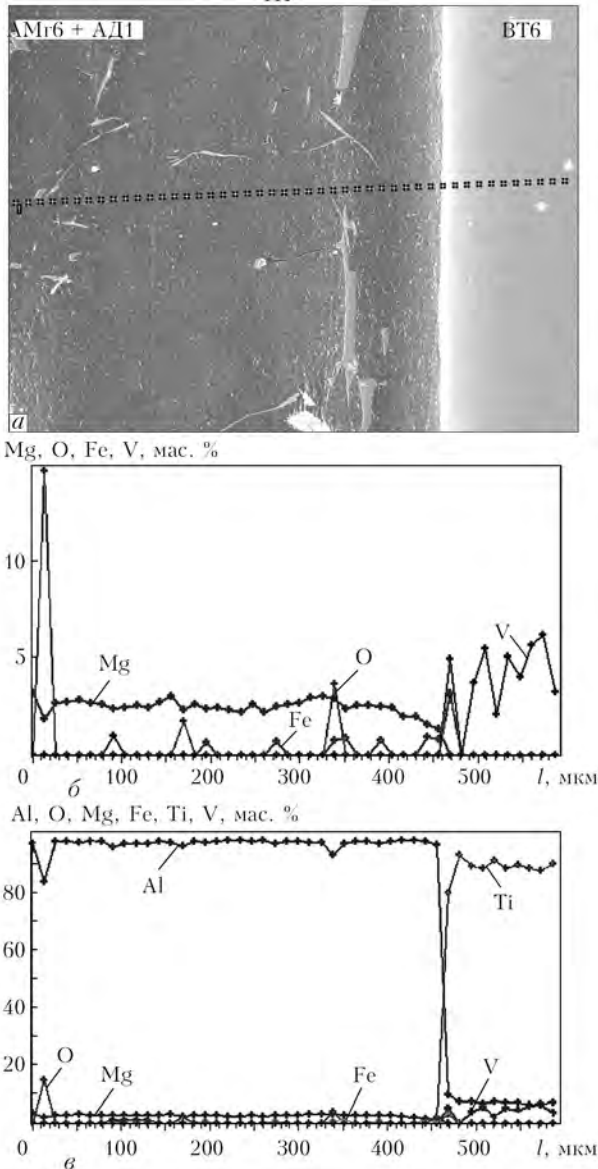


Рис. 4. Распределение химических элементов по нормали к сварному соединению АМг6 + АД1 + ВТ6, полученному способом ДСВ в свободном состоянии при температуре сварки 520 (I), 540 (II), 560 (III); продолжительность сварки 20 мин, сварочное давление 20 МПа; значками указана линия анализа l (a)

соединения сплава алюминия АМг6 с прослойкой из АД1 как со стороны сплава алюминия так и со стороны прослойки имеет прямую зависимость от перераспределения магния. На границе соединения прослойки со сплавом титана зафиксирована зона диффузионного взаимодействия размером 1,2 мкм с повышенным содержанием кислорода. При температурах сварки 520 и 540 °С интерметаллиды и другие включения не обнаружены.

Выводы

1. При температуре 520 °С в зоне соединения АД1–ВТ6 обнаружены зоны, в которых не произошел процесс схватывания, составляющие более 50 % общей площади области соединения. При температуре 560 °С зона перехода АМг6–АД1 неразличима. Однако при этой температуре происходит перегрев

сплавов алюминия с началом «деградационных процессов». В сплаве алюминия имеются включения различных размеров сложного химического состава. В соединении на границе АД1–ВТ6 отмечены как разрозненные, так и обобщенные в сплошной слой интерметаллиды участки, в которых не произошел процесс схватывания, и трещины отсутствуют.

2. При температуре 540 °С дефекты в виде включений и интерметаллидов не зафиксированы, зоны, в которых не произошел процесс схватывания, занимают до 5 % общей площади области соединения АД1–ВТ6. Поэтому оптимальной можно считать температуру 540 °С.

3. Магний из сплава алюминия АМг6 в процессе сварки вследствие диффузионных процессов проникает в прослойку из сплава алюминия АД1 практически по всей ее толщине. В АМг6 образуется зона с пониженным содержанием магния.

4. Во всех случаях происходит повышение микротвердости у границы соединения сплава титана ВТ6 с прослойкой из АД1 и прослойки со сплавом алюминия АМг6, а также ее снижение в АМг6 у границы соединения с прослойкой из АД1. Изменение значений микротвердости у границы соединения АМг6–АД1 как со стороны АМг6, так и со стороны АД1 имеет прямую зависимость от перераспределения магния как основного легирующего элемента, влияющего на механические свойства сплавов алюминия. Упрочнение сплава титана связано с термомеханическим упрочнением приконтактной зоны во время сварочного процесса.

5. Использование прослойки из сплава алюминия АД1 и оптимальных режимов сварки дает возможность получения в твердом состоянии качественного биметаллического соединения АМг6–ВТ6.

1. Афанасьев И. В., Сидоров Н. К. Диффузионная сварка меди с медью, никелем и сплавами АМг6 и Н29К18 // Автомат. сварка. — 1968. — № 11. — С. 44–47.
2. Каракозов Э. С., Лебедев Н. В. Оценка качества соединений при сварке давлением с подогревом // Там же. — 1975. — № 1. — С. 26–28.
3. Григорьевский В. И., Акинин В. К. Диффузионная сварка алюминиевого сплава АМг6 с титановым сплавом ОТ4 через композитную прослойку титан–алюминий // Свароч. пр-во. — 1991. — С. 2–4.
4. Соединение труб из разнородных металлов / С. Н. Киселев, Г. Н. Шевелев, В. В. Рощин и др. — М.: Машиностроение, 1981. — 176 с.
5. Фридлянд Л. А., Зиновьева Т. Н., Конов Ю. К. Сварка алюминия с титаном // Свароч. пр-во. — 1963. — № 11. — С. 5–8.
6. Ланкина Л. В., Коренюк Ю. М. Исследование процессов на границе соединения при нагреве биметалла титан–алюминий // Там же. — 1974. — № 8. — С. 4.
7. Исследование переходной зоны титан–алюминий при диффузионной сварке / Д. В. Пономарев, С. Г. Емельянов, А. В. Башурин, В. Н. Гадалов // Технология металлов. — 2008. — № 9. — С. 12–15.
8. Диффузионная сварка Ti–6Al–4V с промежуточной прокладкой из алюминия / Koono Akiomi, Yamamoto Akihika, Yamada Tashihiko et al. // Есэцу гаккай ромдунсю, Quarterly J. Jap. Welding Soc. — 1985. — 3, № 1. — P. 145–151.
9. Справочник по алюминиевым сплавам / Под ред. В. И. Елагина. — М.: Всесоюз. ин-т легких сплавов, 1978. — 132 с.

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

Поступила 6.07.2012



ДИСПЕРСИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ — ПУТЬ К ПОВЫШЕНИЮ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ (ОБЗОР)

Г. М. Григоренко, О. М. Задорожнюк

Выполнен обзор отечественных и зарубежных литературных данных о способах упрочнения титановых сплавов нового поколения. Подробно рассмотрен способ дисперсионного упрочнения частицами алюминидов и силицидов титана. Прирост прочности за счет выделения частиц избыточных фаз зависит в первую очередь от свойств и структуры этих фаз, их связи со структурой матрицы, формы и размера частиц, расстояния между ними и характера распределения частиц в матрице. Такие многокомпонентные сплавы титана требуют детального изучения структурных особенностей и механических свойств.

Review of national and foreign literature data about methods of strengthening the titanium alloys of new generation was made. Method of dispersed strengthening of titanium with particles of aluminides and silicides was studied in detail. The increment in strength due to precipitation of particles of excessive phases depends, first of all, on properties and structure of these phases, their bonding with matrix structure, shape and size of particles, distance between them and nature of distribution of particles in matrix. Such multi-component titanium alloys require detail study of structure peculiarities and mechanical properties.

Ключевые слова: титановые сплавы; дисперсионное упрочнение; интерметаллиды; алюминиды; силициды; структура; прочность; дислокация; механические свойства

Титановые сплавы благодаря уникальному сочетанию таких физических и механических характеристик, как высокая удельная прочность, достаточная технологическая пластичность и высокая коррозионная стойкость, являются одними из наиболее привлекательных конструкционных материалов, в особенности в авиаракетостроении, химическом машиностроении, медицине и других отраслях народного хозяйства.

Основными требованиями к титановым сплавам, применяемым в ракетостроении, являются высокая удельная прочность, малый удельный вес, а в некоторых случаях, — низкая хладоломкость и др.

Высокая коррозионная стойкость титана в атмосферных условиях, морской воде и высокоагрессивных средах обуславливает его эффективное использование для изготовления конструкций, работающих в экстремальных условиях эксплуатации. Так, в кораблестроении титановые сплавы применяются главным образом как коррозионностойкий материал в морской среде. Как правило, используют сплавы, хорошо сваривающиеся и характеризующиеся удовлетворительной технологической пластичностью.

Кроме того, титановые сплавы применяются в химическом, тяжелом, энергетическом и транспортном машиностроении, машиностроении для легкой, пищевой промышленности и в бытовых приборах.

Одним из ценных свойств титана является его биологическая совместимость с живой тканью. Сочетание высокой удельной прочности и практически идеальной совместимости титана и его сплавов с тканями человеческого организма делает их наиболее перспективным материалом для изготовления протезов и имплантов. Титан успешно используется и как броневой материал.

Наряду с интенсификацией использования титановых сплавов растут и требования к их прочности. Высокопрочные сплавы ВТ-20 и ВТ-22 уже не совсем соответствуют им, и в ВИАМ разработан новый сплав ВТ-23М. Но и его механические свойства нужно повышать.

Рациональное решение задачи повышения уровня конструктивной прочности заключается в комплексном применении способов объемного и поверхностного упрочнения. Необходимость обеспечения высокого уровня механических свойств требует контроля и управления множеством структурных параметров металлического материала, в том числе размерами зерен; объемной долей, дисперсностью,



морфологией и характером расположения частиц различных фаз; содержанием легирующих элементов в твердом растворе; плотностью дислокаций; типом дислокационной структуры; структурой и свойствами поверхностного слоя (толщиной слоя, его адгезией, типом поверхностного упрочнения), структурой переходного слоя.

Управление структурой металлических материалов с целью повышения их механических свойств имеет важное практическое значение. Варианты решения этой задачи присутствуют во многих работах материаловедческого характера [1–4]. Деформация и разрушение кристаллических тел под действием приложенных сил — это основные факторы, определяющие механические свойства материалов [1, 5].

Сопротивление деформированию металлических материалов в кристаллическом состоянии может быть увеличено за счет четырех принципиально различных механизмов упрочнения. Это субструктурное, твердорастворное, поликристаллическое и многофазное упрочнение. В современных конструкционных материалах чаще всего используется комбинированное воздействие нескольких из этих механизмов, нередко и всех четырех.

В чистых металлах увеличение сопротивления деформированию осуществляется исключительно за счет субструктурного упрочнения [6], достигаемого при введении в кристаллическую решетку большого количества дефектов — дислокаций при плотностях, имеющих значения $1 \cdot 10^{18} \dots 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$. Дислокации, скользящие через хаотически расположенные неподвижные дислокации, испытывают со стороны последних сопротивление двойкой природы. Во-первых, это упругое торможение, обусловленное совокупным упругим полем всех дислокаций, присутствующих в материале (дислокационным ансамблем). Во-вторых, это контактное торможение, вызванное взаимодействием скользящих дислокаций с конкретными неподвижными дислокациями. Скользящие дислокации могут пересекать неподвижные. При этом образуются пороги, волочение которых в процессе деформации приводит к генерации точечных дефектов (вакансий, межузельных атомов). Другой вид контактного взаимодействия — дислокационные реакции, когда взаимодействующие дислокации образуют новую дислокацию с другими параметрами. Такие реакции могут приводить к формированию дислокационных барьеров, препятствующих скольжению последующих дислокаций [7].

Благодаря упругому взаимодействию и междислокационным реакциям дислокации не сохраняют хаотического расположения, а создают различные субструктуры, отличающиеся определенным порядком в их расположении. Типы дислокационных субструктур (хаотическое распределение дислокаций, скопления, сетчатая субструктура, неразориентированные ячейки, микрополосовая субструктура и фрагментированная) и их классификация приведены в работе [8]. Типы дислокационных субструктур

в деформированных металлах и сплавах можно разделить на два больших класса: неразориентированные субструктуры и разориентированные. В первом случае могут присутствовать небольшие разориентировки, но они не превышают $0,5^\circ$. В этом классе выделяются: хаотическое распределение дислокаций (хаос); скопления дислокаций; дислокационные клубки; сетки; ячейки; ячеисто-сетчатая субструктура. К разориентированному классу субструктур относятся такие типы распределения дислокаций, в которых присутствуют разориентировки, превышающие $0,5^\circ$ (ячейки с разориентировками; ячеисто-сетчатая субструктура с разориентировками; микрополосовая субструктура; субструктура с многомерными дискретными и плавными разориентировками (ориентационный хаос); фрагментированная; двойниковая). При умеренных деформациях возникают неразориентированные субструктуры, при больших — разориентированные [8]. Сопротивление движению дислокации через упорядоченное расположение дислокаций (через субструктуру) отличается от сопротивления при движении через их хаотическое распределение. Если в последнем случае оно зависит только от плотности дислокаций, то при организации субструктуры — уже от параметров последней. Это явление и называется субструктурным упрочнением, способствующим упрочнению чистых металлов. В формировании прочности закаленной стали оно дает значительный вклад, порой превышающий вклад других видов упрочнения. В последнее время развиваются технологии, позволяющие создавать определенные субструктуры в различных металлических сплавах, обеспечивающих им стабильные прочностные свойства.

Твердорастворное упрочнение основано на введении в кристаллическую решетку основного металла элементов замещения или внедрения. В случае введения второго элемента в кристаллическую решетку основного металла может образовываться твердый раствор замещения или внедрения. При взаимодействии атомов замещения или внедрения с атомами основного металла, во-первых, может образоваться определенный порядок в расположении атомов (ближний или дальний), во-вторых, кристаллическая решетка основного металла искажается вследствие различного размера атомов, образующих твердый раствор. Особенно большие искажения возникают при образовании твердых растворов внедрения (например, атомы углерода или азота в железных сплавах). В процессе пластической деформации дислокации при своем движении разрушают ближний порядок в сплаве и преодолевают искажения кристаллической решетки. Это повышает работу сопротивления деформированию. Соответственно возникает вклад в сопротивление деформированию, обусловленный наличием ближнего порядка, и вклад, вызванный размерным эффектом из-за искажения кристаллической решетки. Один из основных механизмов упрочнения закаленной углеродистой стали, широко используемой в техни-

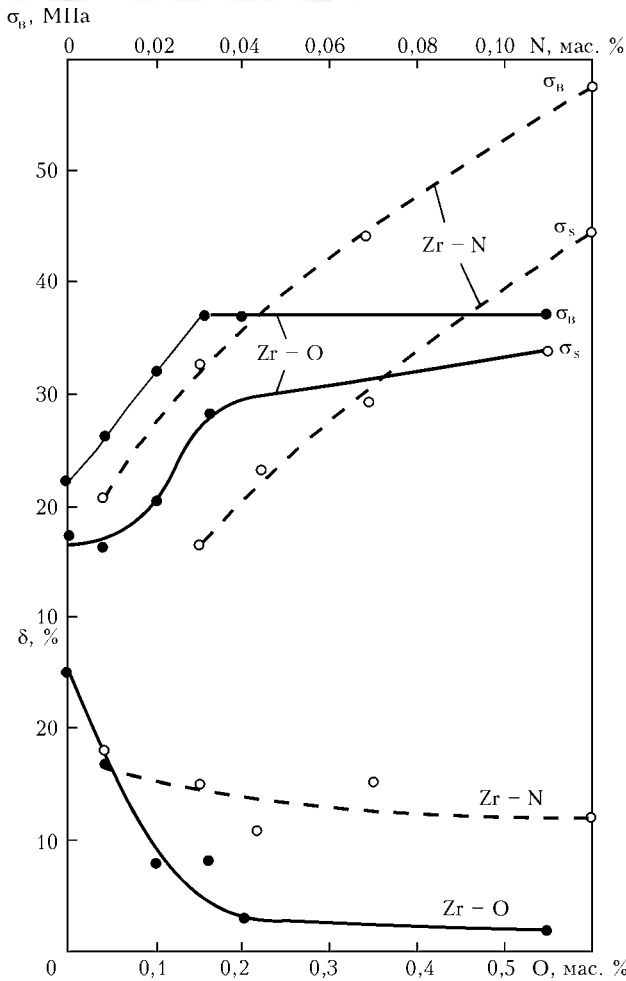


Рис. 1. Влияние содержания кислорода (Zr-O) и азота (Zr-N) на предел прочности σ_b и относительное удлинение δ циркония [8]

ке, — твердорастворное упрочнение. Примером его использования является введение азота в кристаллическую решетку аустенитной стали [9]. Также примером могут послужить быстрорежущие стали, в состав которых путем легирования добавляют 5 мас. % молибдена и 6 мас. % вольфрама, а также титановые сплавы, упрочненные за счет легирования β -стабилизаторами, такими как молибден, ванадий, хром и др.

Другой аспект современного применения твердорастворного упрочнения — создание материалов с аномальной температурной зависимостью сопротивления деформированию. Это бинарные сплавы с определенным соотношением компонентов, у которых с ростом температуры предел текучести не снижается, а наоборот, возрастает. Типичными примерами таких материалов являются интерметаллиды $TiAl$, Ni_3Al , Ni_3Ge и др., которые используются в технике как жаропрочные материалы [7].

В особую группу также можно выделить сплавы на основе никелидов титана, в которых формоизменение материала осуществляется по мартенситному или двойниковому механизму [10], благодаря которому в образце можно достигнуть значительной деформации без интенсивного развития в материале процессов скольжения. Наблюдаемый в этом случае предел текучести (фазовый предел текучести) ма-

териала не связан со скольжением, и поэтому при его превышении материал способен выдерживать длительные циклические нагрузки без разрушения.

В последние годы широко применяется внутреннее окисление, при котором диффундирующий в образец кислород при отжиге взаимодействует с химически активными легирующими элементами, образуя равномерно распределенные в объеме дисперсные выделения оксидов. Кислород по эффективности упрочняющего действия уступает только азоту. На рис. 1 приведен пример воздействия кислорода и азота на цирконий [11].

Большинство используемых на практике материалов — поликристаллы. *Поликристаллическое тело* состоит из областей (зерен), каждая из которых представляет собой монокристалл, но эти отдельные монокристаллы повернуты относительно друг друга под некоторым углом (десятки градусов). Зерна разделяют границы. Наличие границ зерен в поликристалле приводит к его дополнительному упрочнению по сравнению с монокристаллом. Экспериментально установлено, что с уменьшением среднего размера зерна d прочность S возрастает в большинстве случаев в соответствии с соотношением

$$S_{\text{полукр}} \sim kd^{-1/2},$$

где k — константа, не зависящая от размера зерна [12].

В последние годы интенсивно развиваются технологии, связанные с использованием ультрамелкозернистых поликристаллических материалов [13]. Таким путем удается значительно повысить сопротивление деформированию, поскольку мелкие зерна в своих границах накапливают большую избыточную энергию. Для ограничения их роста при повышенных температурах границы зерен закрепляют малорастворимыми частицами вторых фаз. Они препятствуют миграции (движению) границ и тем самым росту зерен. Эффективность закрепления границ зерен определяется размером и объемной долей частиц второй фазы. Использование ультрамелкозернистых материалов весьма перспективно, однако пока остается нерешенной проблема стабильности микроструктуры при повышенных температурах [13, 14].

Многофазное упрочнение чаще всего заключается в образовании мелких выделений второй фазы в матрице основного металла или сплава. К этому типу упрочнения относится и дисперсионное упрочнение. Указанные выделения могут иметь ту же самую или иную кристаллическую решетку, создавать поля напряжений, быть перерезаемыми или непроходимыми для дислокаций. В любом случае они создают дополнительные препятствия для движения дислокаций и могут значительно повышать прочность материала. Таким способом, например, повышают прочность отпущенной стали и многих алюминиевых сплавов. В отличие от твердорастворного, субструктурного и поликристаллического многофазное упрочнение может серьезно снизить пластичность металлического материала, что часто



является существенной проблемой при использовании многофазных материалов.

Основная трудность физики упрочнения заключается в невозможности выделить один механизм упрочнения в качестве основного, что, по-видимому, объясняется пока отсутствием адекватной теории, описывающей формирование предела текучести даже для наиболее простых случаев, а именно чистых металлов и твердых растворов.

Частицы избыточных фаз могут более существенно, чем растворенные атомы, влиять на пластическую деформацию во всем интервале температур. Обычно в сплавах они находятся в окружении матрицы — твердого раствора на базе основного металла — и являются эффективными барьерами для скользящих в матрице дислокаций.

Дисперсионное упрочнение и упрочнение дисперсными частицами описываются механизмом Орована. Согласно этой модели дислокации при движении будут удерживаться на частицах до тех пор, пока прилагаемое напряжение не будет достаточным для того, чтобы линия дислокаций изогнулась и прошла между частицами, оставив около них дислокационную петлю [15].

Упрочнение, достигаемое за счет выделения дисперсных включений в процессе кристаллизации металла или термообработки называется дисперсионным, а за счет введения дисперсных частиц в расплав или исходную шихту и последующего формирования или спекания — дисперсным [5]. Такой переход от одного вида упрочнения к другому достаточно наглядно разобран в работе [3].

Выделение из твердого раствора мелких частиц не только вызывает повышение твердости, но и препятствует росту зерна при нагреве [2].

Дисперсионное упрочнение — это упрочнение металла или сплава за счет образования химически устойчивых неметаллических фаз субмикронного размера, которые тормозят перемещение дислокаций при высокой температуре [16].

В дисперсионно-упрочненном сплаве дисперсные частицы образуются из матрицы. Границы между решеткой матрицы и выделениями могут быть когерентными, полукogerентными, некогерентными, т. е. изменяются в зависимости от стадии распада перенасыщенного твердого раствора. В начале распада соблюдается определенное ориентационное соотношение между решеткой матрицы и выделениями, затем по мере развития процесса распада межфазная граница раздела изменяется от малоугловой к большеугловой. Выделение, если оно не зародилось на границе, полностью окружено одинаково ориентированной матрицей. При повышении температуры частицы могут вновь растворяться в твердом растворе.

Выделения избыточных фаз могут обеспечить прирост прочности вплоть до температуры солидуса сплава. Но не все фазы вызывают упрочнение, а если оно и происходит, то изменяется в широких пределах. Прирост прочности за счет выделения

частиц избыточных фаз зависит в первую очередь от свойств и структуры этих фаз, их связи со структурой матрицы, формы и размера частиц и расстояния между ними, характера распределения частиц в матрице. В общем, можно сказать, что наибольшего упрочнения сплава можно ожидать в тех случаях, когда дисперсная фаза равномерно распределена в объеме сплава, а расстояние между ее частицами мало. Дисперсионное упрочнение или твердение может достигаться и при старении (отпуске) в результате распада образовавшегося после закалки пересыщенного твердого раствора (метастабильной фазы).

Титан — полиморфный металл, который может находиться в виде двух аллотропических модификаций: низкотемпературной α , устойчивой до $882,5^\circ\text{C}$ и имеющей гексагональную плотноупакованную решетку (ГПУ) с параметрами $a = 0,29511$ нм, $c = 0,46848$ нм, соотношением осей $c/a = 1,5873$ и от $882,5^\circ\text{C}$ до точки плавления (1660 ± 20) $^\circ\text{C}$ в виде высокотемпературной β -модификации титана с объемноцентрированной кубической решеткой (ОЦК) и параметром $a = 0,3282$ нм. В чистом титане при нормальной температуре не удается сохранить β -фазу даже при быстром охлаждении металла, нагретого выше точки β - α -превращения, например закалкой в воду. При охлаждении с любой скоростью имеет место превращение β -фазы в α -фазу, которое носит бездиффузионный, мартенситный характер. Однако в зависимости от скорости охлаждения получаются различные конечные микроструктуры чистого титана: от обычной полиэдрической равновесной структуры α -фазы, характерной вообще для чистых металлов при медленном охлаждении (рис. 2), до мартенситоподобной в виде зазубренных пластинок при быстром охлаждении. Такая игольчатая структура превращенной α -фазы носит название α' -фазы (рис. 3).

В качестве конструкционного материала используют технический титан, содержащий ряд примесей, из которых основными являются примеси внедрения (кислород, азот, водород, а также углерод). Эти элементы повышают прочность титана и в разной степени снижают пластичность и вязкость металла, в частности, водород и азот значительно охрупчивают титан, что влечет за собой необходимость ограничения их содержания.

В связи с характером воздействия на титан различных легирующих элементов промышленные сплавы по типу структуры подразделяются на следующие группы: α -сплавы, псевдо- α -сплавы (сплавы на основе α -фазы с небольшим количеством β -фазы в равновесном состоянии 2...7 %), (α + β)-сплавы, псевдо- β -сплавы (сплавы на основе β -структуры с небольшим количеством α -фазы) и β -сплавы.

В соответствии со строением электронной оболочки атома для титана наиболее характерны соединения, в которых он четырехвалентен. Производ-

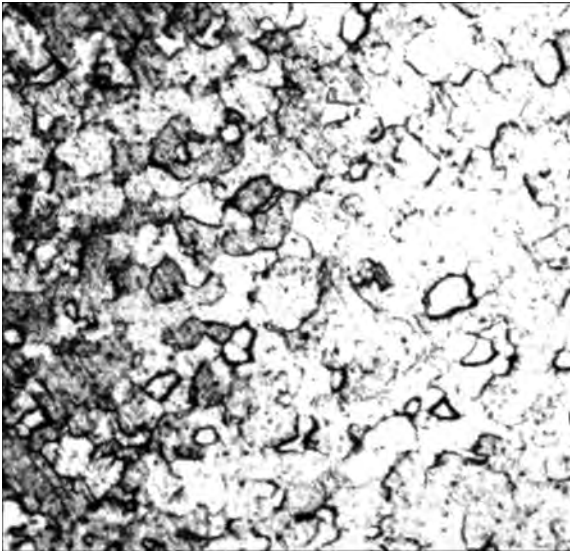


Рис. 2. Полиэдрическая микроструктура иодидного титана, $\times 300$



Рис. 3. α' -фаза в техническом титане, $\times 300$

ные двухвалентного титана неустойчивы, их известно немного.

В легировании титана, как и в случае легирования железа, основное значение имеет способность к растворению легирующего элемента в титане и влияние его на положение критической точки (температура $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения) [4].

В соответствии с этим все элементы разделены на группы А и Б. К группе А относятся элементы, неограниченно (или значительно) растворимые в титане, к группе Б — ограниченно растворимые в титане, которые при сравнительно небольшом количестве образуют химические соединения с титаном (титаниды) [4].

Кроме того, легирующие элементы повышают температуру перехода $\alpha \leftrightarrow \beta$ (класс элементов I) или понижают ее (II). Если элемент изоморфен α -титану, т. е. имеет гексагональную кристаллическую решетку, то он расширяет α -область (I класс). Если элемент изоморфен β -титану, т. е. имеет кубическую объемноцентрированную решетку, то он расширяет β -область (II класс). Элементы первого класса называют α -стабилизаторами (алюминий, кислород, азот, углерод), элементы II класса — β -стабилизаторами (ванадий, хром, железо, никель, медь, ниобий, молибден и др.) [4].

Наличие у сплавов титана высокотемпературной модификации твердого раствора (β), способной к значительному переохлаждению, обуславливает получение разнообразных структур в зависимости от термической обработки. Полиморфное $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение может иметь два различных механизма.

При высоких значениях температуры, т. е. при небольшом переохлаждении относительно равновесной температуры $\alpha \rightarrow \beta$ -перехода, превращение происходит обычным диффузионным путем, а при значительном переохлаждении и, следовательно, при низкой температуре, когда подвижность атомов мала, — по бездиффузионному мартенситному механизму [4]. В первом случае образуется полиэдри-

ческая структура α -твердого раствора, во втором — игольчатая α' .

Легирующие элементы, снижающие температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения, способствуют получению мартенсита, тогда как при малом легировании для этого требуется интенсивное охлаждение. При очень высоком содержании β -стабилизаторов температура $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения снижается до нуля и β -твердый раствор охлаждается до комнатной температуры без превращений [4].

Титановые сплавы классифицируют по различным признакам. Наиболее распространена классификация сплавов по фазовому составу. Помимо уже перечисленных α -сплавов, псевдо- α -сплавов, ($\alpha + \beta$)-сплавов, псевдо- β и β -сплавов, она включает сплавы, упрочненные интерметаллидами [17–19].

Модуль упругости интерметаллидов менее интенсивно снижается с повышением температуры, чем аналогичное свойство сплавов с неупорядоченной кристаллической структурой, а коэффициент самодиффузии в интерметаллидах на несколько порядков меньше, чем в неупорядоченных сплавах при сопоставимых температурах. На этом основании можно ожидать значительно меньшей скорости ползучести в сплавах с упорядоченной структурой. Интерметаллиды, содержащие легкие элементы (алюминий, бериллий) в качестве основных элементов, отличаются малой плотностью, что обеспечивает высокие удельные прочностные характеристики, важные для авиации и ракетной техники.

Алюминиды титана. В системе Ti–Al существуют такие интерметаллидные соединения: Ti_3Al , $TiAl$, $TiAl_2$, $TiAl_3$, $\alpha TiAl_3$. Из них с точки зрения дисперсионного упрочнения наибольший интерес представляют Ti_3Al и $TiAl$. Твердость алюминидов титана составляет 7,0...9,5 ГПа [20].

Область гомогенности алюминиды титана Ti_3Al при комнатной температуре простирается от 15 до 23 мас. % алюминия и сохраняет упорядоченную структуру до температуры 1090 °C [21]. Фаза α_2

(Ti₃Al) имеет ГПУ кристаллическую структуру, близкую к решетке α-фазы, но отличается от нее упорядоченным расположением атомов титана и алюминия. Периоды решетки α₂-фазы следующие: $a_{\alpha_2} = 2a_{\alpha}$; $c_{\alpha_2} = c_{\alpha}$ ($a_{\alpha_2} = 0,577$ нм; $c_{\alpha_2} = 0,460$ нм; $c/a = 0,797$) [22]; плотность алюминида Ti₃Al равна 4,20 г/см³.

При комнатной температуре пластичность алюминида Ti₃Al ничтожно мала ($\delta < 1\%$), что обусловлено особенностями его дислокационного строения и свойствами дислокаций [23].

Механические свойства интерметаллида Ti₃Al при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, размера и формы микроструктуры. Поэтому механические свойства интерметаллида Ti₃Al меняются в широких пределах [24, 25]: $\sigma_b = 220...600$ МПа, $\delta = 0...0,5\%$. Модули упругости ($E \approx 140$ ГПа; $G \approx 52,5$ ГПа) в меньшей степени зависят от указанных выше факторов. Механические свойства алюминида Ti₃Al могут быть улучшены легированием. Наилучшие результаты дает легирование алюминида Ti₃Al ниобием, так что система Ti₃Al–Nb является основополагающей при разработке сплавов на его основе.

Алюминид γ(TiAl) характеризуется упорядоченной тетрагонально-искаженной гранцентрированной решеткой, аналогичной сверхструктуре CuAu, в которой слои, упакованные атомами титана, чередуются со слоями, занятыми атомами алюминия. Периоды решетки γ-фазы следующие: $a = 0,3984...0,3949$ нм; $c = 0,4065...0,4089$ нм; $c/a = 1,020...1,035$. Периоды решетки и соотношение c/a возрастают с увеличением содержания алюминия. Плотность алюминида TiAl равна 3,84 г/см³.

В зависимости от чистоты и микро-структуры механические свойства интерметаллида TiAl колеблются в довольно широких пределах и при комнатной температуре составляют $\sigma_b = 350...580$ МПа, $\delta = 0,5...1,5\%$ [21, 26, 27]. Модули упругости алюминида TiAl при 20 °C равны $E = 175$ ГПа, $G = 67$ ГПа. Микротвердость составляет 1670 МПа, а твердость по Роквеллу — HRB 88 [28].

Мелкозернистый интерметаллид TiAl проявляет определенную склонность к сверхпластичности: при 800 °C и скорости деформации $8,3/10^{-4}$ с⁻¹ удлинение составляет 225 % [29].

Сплавы, упрочненные интерметаллидом TiAl, разделяют на две группы: однофазные γ-сплавы и двухфазные (γ + α₂)-сплавы [21, 30–32]. Из двухфазных сплавов наилучшей пластичностью отличаются сплавы, содержащие 35...37 мас. % алюминия [33].

Диаграмма фазовых равновесий системы Ti–Al приведена на рис. 4. Наряду с интерметаллидами также известно упрочнение силицидами.

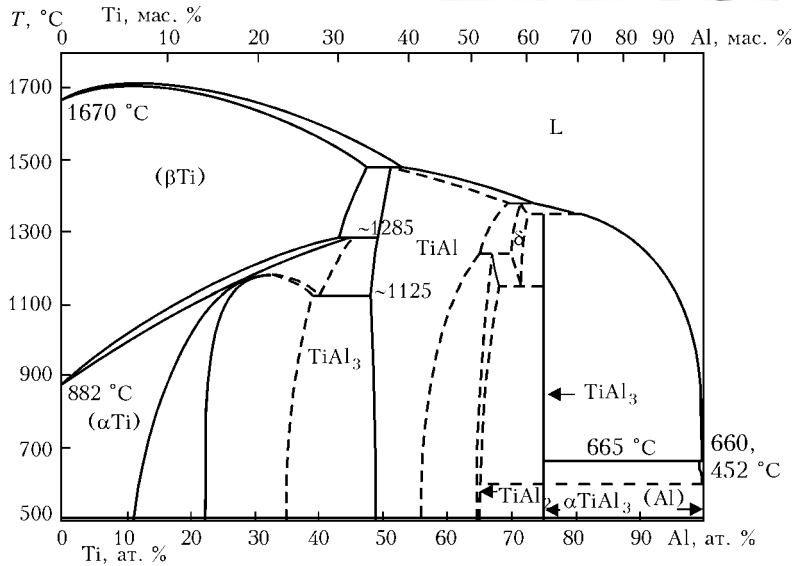


Рис. 4. Диаграмма фазовых равновесий системы Ti–Al

Силициды титана. Диаграмма фазовых равновесий системы Ti–Si (рис. 5) имеет большое сходство с диаграммой фазовых равновесий системы Fe–C. В сплавах обеих систем присутствуют эвтектическое, эвтектоидное и мартенситное превращения, имеет место ограниченная растворимость легирующего элемента, резко изменяющаяся с температурой. Выделение упрочняющей фазы происходит при снижении растворимости кремния в матрице в соответствующих интервалах температур в виде первичных, вторичных и третичных силицидов (подобно тому, как в углеродистых сталях различают первичный, вторичный и третичный цементит) [34].

Растворимость кремния в α- и β-Ti меньше 0,3 мас. % при 800 °C, около 2 мас. % при 1000 °C и около 3 мас. % при 1200 °C. Известно существование шести соединений в системе Ti–Si: Ti₃Si, Ti₅Si₃, Ti₅Si₄ (ромбическая), Ti₅Si₄ (гексагональная), TiSi (двух модификаций) и TiSi₂ [35–38].

Подробные исследования фазовых равновесий в системе Ti–Si представлены в работе [39]. Авторы отмечают, что силицид Ti₃Si в сложном компонентных сплавах не обнаружен. В бинарном сплаве его стабильность сильно зависит от примесей кислорода и углерода, и обычно он присутствует в структуре только после отжига при длительных выдержках. Силицид Ti₅Si₃ зафиксирован в большинстве простых и сложнотелурованных сплавов данной системы. Он является наиболее жаропрочным ($T_{пл} = 2130$ °C), что позволяет использовать его в качестве упрочняющей фазы.

Следует отметить интересные данные об изменении типа упрочняющей фазы в эвтектических сплавах системы Ti–Zr–Al–Si. При увеличении содержания циркония в сплавах данной системы от 5 до 18 мас. % вместо фазы типа Ti₅Si₃ возникает фаза (Ti,Zr)₂ (Si,Al), которая более дисперсна [35]. Установлено, что в композитах, упрочненных фазой такого типа, в опытах на растяжение или изгиб при комнатной температуре удается получить пластич-

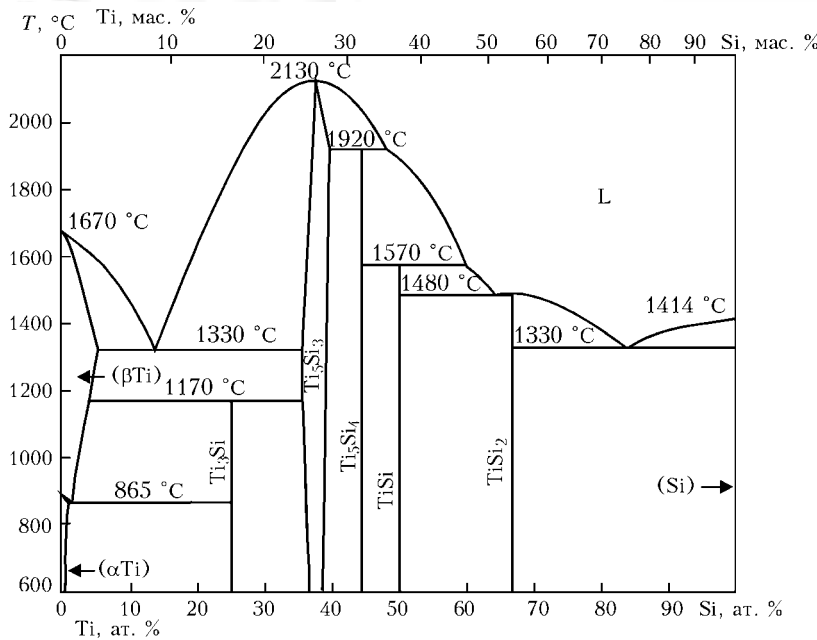


Рис. 5. Диаграмма фазовых равновесий системы Ti-Si

ность, превышающую 2 %, в то время как эвтектические сплавы, упрочненные фазой Ti_5Si_3 , имеют в литом состоянии пластичность не более 1 %.

Кристаллическая структура силицида Ti_5Si_3 представляет собой сложный гексагон $D8_8$ с параметрами решетки $a = 0,514$ нм, $c = 0,744$ нм. Он имеет плотность $4,32$ г/см³, коэффициент интенсивности напряжений $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}, прочность $\sigma_b = 11,3$ ГПа (при температуре 1000 °C), пластичность $\delta \approx 1,5$ %, модули упругости $E = 156$, $G = 61$ ГПа и твердость по Викерсу 970 ± 20 HV_1 [40].

Силицид $TiSi_2$ имеет орторомбическую структуру $C54$ с параметрами решетки $a = 0,8267$, $b = 0,4800$, $c = 0,855$ нм и плотность $4,07$ г/см³. Температура плавления составляет 1480 °C, модули упругости $E = 256$, $G = 103$ ГПа, прочность $\sigma_b = 8,7$ ГПа (при температуре 700 °C) и твердость по Викерсу HV_1 815 ± 15 [40].

В состоянии непосредственно после литья титановый сплав, упрочненный силицидами, отличается мелкозернистой доэвтектической, эвтектической или слегка заэвтектической микроструктурами в зависимости от содержания кремния. Микроструктура эвтектического сплава состоит из мелкодисперсных частиц силицида Ti_5Si_3 прерывистой (дискретной) стержнеобразной формы внутри матрицы гексагонального плотноупакованного твердого раствора $\alpha-Ti(Si)$, доэвтектическая микроструктура — из закристаллизовавшихся первичных зерен $\alpha-Ti(Si)$ и окружающей их эвтектики [41].

Упрочненный силицидами титановый сплав имеет предел текучести 800 МПа, твердость по Бринеллю HB $350...400$ и достаточные пластичность и ударную вязкость, критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} более 23 МПа·м^{1/2} при комнатной температуре и вплоть до 500 °C, а при 650 °C он возрастает до 30 МПа·м^{1/2} (при том, что сам силицид Ti_5Si_3 имеет $K_{IC} = 7$ МПа·м^{1/2}). Предел те-

кучности при 650 °C будет составлять $\sigma_{0,2} \geq 250$ МПа, а предел прочности при растяжении превосходит $\sigma = 450$ МПа.

Заэвтектические микроструктуры состоят из закристаллизовавшихся первичных зерен Ti_5Si_3 гексагональной формы внутри мелкозернистой эвтектической микроструктуры [41].

В состоянии непосредственно после литья доэвтектические сплавы при комнатной температуре имеют критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} более 23 МПа·м^{1/2} и предел текучести 1030 МПа при пластической деформации 10 %.

Эвтектический сплав имеет критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{IC} = 15...18$ МПа·м^{1/2}, а предел текучести при комнатной температуре превосходит 1080 МПа при пластической деформации $3,5$ %. При

800 °C и выше у эвтектических сплавов предел прочности падает до значения 250 МПа, а у доэвтектических — до 200 МПа [41].

Выводы

1. Прочность металлических материалов в кристаллическом состоянии может быть увеличена за счет четырех принципиально различных механизмов упрочнения.
2. Дисперсионное упрочнение — один из наиболее эффективных путей повышения прочности конструкционных высокопрочных титановых сплавов.
3. Прирост прочности за счет выделения частиц избыточных фаз зависит в первую очередь от свойств и структуры этих фаз, их связи со структурой матрицы, формы, размера частиц и расстояния между ними, характера распределения частиц в матрице.
4. В литературе практически отсутствуют сведения о влиянии дисперсных частиц алюминидов на свойства титановых сплавов.
5. Наряду с интерметаллидами также известно упрочнение силицидами.
6. Дисперсионное упрочнение — это перспективное направление в создании высокопрочных конструкционных титановых сплавов нового поколения.
7. Такие многокомпонентные сплавы титана требуют детального изучения структурных особенностей и механических свойств.

1. Берштейн М. Л., Займовский В. А. Механические свойства металлов: Учеб. пособие. — М.: Металлургия, 1979. — 495 с.
2. Ржевская С. В. Материаловедение. Учебник. Изд. 4-е. — М.: Логос, 2004. — 162 с.
3. Трефилов В. И. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов. — Киев: Наук. думка, 1987. — 73 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение. — 6-е изд. — М.: Металлургия, 1986. — С. 55, 435–436.
5. Бочвар А. А. Повышение прочности или упрочнение материалов, 2012 // do.gendocs.ru/docs/index-223261.html

6. *Конева Н. А.* Физика прочности металлов и сплавов // Соросовский образовательный журнал, ISSEP. — М., 1997. // www.pereplet.ru/obrazovanie/stsoros/367.html
7. *Гордиенко Л. К.* Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. Научный совет по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов». — М.: Наука, 1973 // books.google.com.ua/books/about/Субструктурное_упроч.html
8. *Конева Н. А.* Классификация, эволюция и самоорганизация дислокационных структур в металлах и сплавах // Соросовский образовательный журнал, ISSEP. — М., 1996. — № 6. — С. 99–107.
9. *Гуляев А. П.* Металловедение. — 6-е изд. — М.: Металлургия, 1986. — С. 295–299.
10. *Ооцука К., Симидзу К. И.* Сплавы с эффектом памяти формы / Пер. с яп. — М.: Металлургия, 1990. — 224 с.
11. *Wiedermann K. H.* Die eigenschaften von zirkonlegierungen als konstruktionswerkstoffe in kernreaktoren, Teil I // Metall. — 1967. — **21**, № 2. — P. 113–120.
12. *Siegel R. W., Fougere G. E.* Nanostruct. Mater. Papers in «Superplasticity in advanced Materials» ICSAM-94: Mater. Sci. — 1995. — V. 6. — P. 205.
13. *Кашин О. А.* Деформационное поведение в области микропластической деформации титана и Ti–Al–V сплава с ультрамелкозернистой структурой при различных видах термического воздействия: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Томск, 2007. — 11 с.
14. *Колачев Б. А., Ильин А. А., Дроздов П. Д.* О влиянии границ зерен на пластичность интерметаллидов // Металлы. — 2001. — № 3. — С. 41–48.
15. *Голбдштейн М. И.* Специальные стали. Учебник для вузов. — М.: Металлургия, 1985. — 134 с.
16. *Металлы и сплавы.* Справочник / Под ред. Ю. П. Солнцева. — СПб: НПО «Профессионал», НПО «Мир и семья», 2003. — 66 с.
17. *Металлография титановых сплавов* / Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун и др. // Под ред. С. Г. Глазунова и Б. А. Колачева. — М.: Металлургия, 1980. — 464 с.
18. *Металловедение титана и его сплавов* / С. П. Белов, М. Я. Брун, С. Г. Глазунов и др. — М.: Металлургия, 1992. — 352 с.
19. *Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А.* Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. 3-е изд. — М.: МИСиС, 1999. — 416 с.
20. *Влияние условий импульсного электронно-пучкового плавления систем Al (пленка)/Ti (подложка) на фазообразование и свойства поверхностных сплавов Ti+Al* // В. П. Ротштейн, Ю. А. Колубаева, Х. Меи и др. // Письма в ЖТФ. — 2012. — **38**, вып. 17 // j.iff.ru/pjtf/2012/17/p7-14.pdf
21. *Material Properties Handbook. Titanium alloys* / Ed. by R. Boyer, G. Welsch, E. W. Collings // ASM International, Kinsman Road, Materials Park, 1994. — 1176 p.
22. *Металлография титановых сплавов* / Е. А. Борисова, Г. А. Бочвар, М. Я. Брун и др. — М.: Металлургия, 1980. — 464 с.
23. *Корнилов И. И., Нартова Т. Т., Андреев О. Н.* Структура и свойства алюминидов Ti₃Al и некоторых сплавов на его основе // Строение, свойства и применение металлов. — М.: Наука, 1974. — С. 194–197.
24. *Колачев Б. А., Ильин А. А., Дроздов П. Д.* О влиянии границ зерен на пластичность интерметаллидов // Металлы. — 2001. — № 3. — С. 41–48.
25. *Имаев Р. М., Габидуллин Н. Г., Салищев Г. А.* Влияние температуры деформации на механические свойства интерметаллида Ti₃Al // Там же. — 1992. — № 6. — С. 73–79.
26. *Бочвар Г. А.* Исследования ОАО ВИЛС в области высокопрочных сплавов на основе титана и интерметаллидов системы Ti–Al // Технология легких сплавов. — 1998. — № 5-6. — С. 51–53.
27. *Имаев Р. М., Кайбышев О. А., Салищев Г. Ю.* Механические свойства мелкозернистого интерметаллида TiAl. II. Хрупковязкий переход // ФММ. — 1991. — № 3. — С. 179–187.
28. *Синельникова В. С., Подергин В. А., Речкин В. Н.* Алюминиды / Под ред. Г. В. Самсонова. — Киев: Наук. думка, 1965. — 89 с.
29. *Имаев Р. М., Имаев В. М.* Механическое поведение субмикроструктурного интерметаллида TiAl, при повышенных температурах // ФММ. — 1992. — № 2. — С. 125–129.
30. *Titanium'92: Science and Technology: Proc. 8th World Conf. of Titanium (San Diego, California, USA, June 1992).* — San Diego, 1992. — V. 1–3. — 3000 p.
31. *Kim Y.-W., Dimiduk D. M.* Progress in the Understanding of gamma Titanium Aluminides // JOM, USA. — 1991. — August. — P. 40–47.
32. *Froes F.H., Suryanarayana C. Eliezer.* Production, Characteristics and Commercialization of Titanium Alluminides // ISIJ Intern. — 1991. — V. 31. — № 10. — P. 1235–1248.
33. *Поварова К. Б., Банных О. А.* Принципы создания новых материалов для работы при высоких температурах // Обработка легких и специальных сплавов. — М.: ВИЛС, 1996. — С. 56–70.
34. *Фирстов С. А., Ткаченко С. В., Кузьменко Н. Н.* Титановые «чугуны» и титановые «стали» // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 2009. — № 1. — С. 14–20.
35. *Influence of zirconium on phase composition, structure, and mechanical properties of as-cast alloys of Ti–Al–Si system.* High Temperature Materials and Processes / S. Firstov, I. Gornaya, K. Gorpenco et al. // Freund Publishing. — 2006. — **25**, № 1-2. — P. 59–66.
36. *Phase composition and mechanical properties of Ti–Si–Al–Zr in situ composites* / M. V. Bulanova, O. I. Bankovskiy, T. Ya. Velikanova et al. // Zeitschrift fur Metallkunde. Intern. J. of Mater. Research: J. resources IFW Library. — 2000. — № 1. — P. 14–20.
37. *Influence of tin on the structure and properties of as-cast Ti-rich Ti–Si alloys* / M. V. Bulanova, L. Tretuachenko, K. Meleshevich, S. Firstov // J. of alloys and compounds, resources IFW Library. — 2003. — V. 350. — P. 164–173.
38. *Влияние недеформируемых частиц силицида на характер деформации сплавов на основе титана при повышенных температурах* / Д. Н. Бродниковский, А. В. Головаш, С. В. Ткаченко и др. // Металлофизика и новейшие технологии. — 2006. — Т. 28 (Спецвыпуск). — С. 137–146.
39. *Murray J. L.* The Si–Ti (Silicon-Titanium) System // Phase diagrams of binary titanium alloys // ASM. Metals Park, Ohio. — 1987. — P. 289–293.
40. *Frommeyer G.* Metallic materials with high structural Efficiency «Structures and Properties of the Refractory Silicides Ti₃Si₃ and TiSi₂ and Ti–Si–(Al) Eutectic Alloys». — Kyiv, Ukraine, 07.–13.09.2003 // www.dtic.mil/dtic/tr/fulltext/u2/a426363.pdf
41. *Неорганическое материаловедение: энциклопедическое издание.* В 2 т. Т. 2. Книга 2. Материалы и технологии / Под ред. Г. Г. Гнесина и В. В. Скорохода. — Киев: Наук. думка, 2008. — 449 с.

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

Поступила 09.11.2012



II ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ, АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ТЕХНОЛОГИИ»



4–8 сентября 2012 г. в курортном поселке Коблево на базе отдыха Национального университета кораблестроения «Корабел» прошла II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии». Организаторами конференции выступили Национальный университет кораблестроения им. адмирала Макарова и Академия наук судостроения Украины по инициативе Совета молодых ученых и Студенческого парламента университета.

Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний. Были представлены доклады от научных и учебных организаций Киева, Николаева, Херсона, Львова, Харькова, Краматорска, Мариуполя и Луганска по следующим направлениям:

прогрессивные технологии сварки и родственные технологии;

новые конструкционные и функциональные материалы, покрытия;

математическое моделирование и информационные технологии;

работоспособность, техническая диагностика и неразрушающий контроль.

Значительное количество докладов по различным направлениям было сделано молодыми учеными и специалистами — сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона. Выступления были посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, так и исследова-

нию фундаментальных процессов происходящих при этих условиях. Интерес у аудитории вызвали доклады Е. Половецкого «Влияние принудительной схемы деформирования на структуру и свойства сварного соединения при диффузионной сварке АМГ6 с ВТ6», А. Полишко «Неметаллические включения в зоне сплавления однородных слоев модельного слитка из высоколегированной стали типа 316, полученного методами ЭШН ЖМ», К. Ляпиной «Методы получения суспензий с использованием инкапсулированных нанопорошков металлов», Ю. Хохловой «Исследование возможности применения активатора на основе галлия для соединения пеноалюминия с легкими сплавами», И. Березина «Effect of ultrasonic impact treatment on fatigue performance welded joints of high strength aluminium alloy», Д. Ермоленко «Влияние нанообразований в металле на формирование микроструктуры сварного шва и его механические свойства», И. Лендела «Механические колебания с управляемыми параметрами в дуговой механизированной и автоматической и автоматической сварке», Р. Селина «Сварка в узкий зазор соединений толщиной 40 мм стали 20» и др. Хочется отметить интересное выступление молодого специалиста, впервые принимающего участие в конференциях. Это Татьяна Зубер, которая представила результаты исследований «Влияния скоростного охлаждения на структуру и твердость стали 06ГБД с карбонитридным упрочнением после испытаний на установке Gleeble 3800». Участники конференции имели возможность в ходе обсуждения задать интересующие их вопросы, обменяться мнениями о прослушанных докладах и обсудить перспективы сотрудничества. Лучшие доклады конференции будут опубликованы в сборнике научных работ Национального университета кораблестроения.

Участники конференции выражают свою благодарность руководству университета и членам совета молодых ученых за проведение мероприятия на высоком организационном и техническом уровне.

С. Г. Григоренко



МЕЖДУНАРОДНЫЙ СЕМИНАР «МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ В ПРОЕКТАХ ЕС»

6 сентября 2012 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялся международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС». Организация семинара — результат сотрудничества Европейской комиссии, Государственного агентства по вопросам науки, инноваций и информатизации Украины и ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

В работе семинара приняли участие представители ряда научно-исследовательских институтов НАН Украины при участии эксперта Европейской комиссии (ЕК) д-ра А. Сталиоса и первого секретаря ЕК в Украине Е. П. Дубинского. Семинар проходил в формате презентаций и обмена мнениями участников по каждому из представленных докладов.

Открывая семинар, первый заместитель председателя Государственного агентства по вопросам науки, инноваций и информатизации Украины академик НАН Украины Б. В. Гринев, отметил, что актуальность проведения семинара обусловлена необходимостью информирования ученых Украины об итогах и перспективах развития Седьмой рамочной программы Европейского Союза (ЕС) по научно-техническому сотрудничеству (FP7). Также актуальным является оказание информационной поддержки в области подготовки материалов проектов для получения финансирования по программе FP7 на 2013–2020 гг.

В своем докладе «Развитие науки, техники, инноваций в Украине» академик НАН Украины Б. В. Гринев представил данные о структуре исследований и финансовых аспектах деятельности научных организаций Украины, динамике инновационных показателей за период с 2000 по 2011 гг., а также кратко остановился на приоритетных направлениях развития науки и техники в Украине на период до 2020 г.

Информацию о достижениях Института электросварки им. Е. О. Патона в области фундаментальных исследований и создания прогрессивных технологий сварки и специальной металлургии представил академик НАН Украины К. А. Ющенко. В своем докладе он отметил актуальность развития взаимовыгодного сотрудничества ученых Украины и ЕС в совместных проектах по программе FP7.

Наибольший интерес присутствующих вызвал доклад эксперта ЕК д-ра А. Сталиоса «The 2012 SICA results. The NMP 2013 Framework Programme & the Horizon 2020». В докладе была представлена информация об организационной структуре программы FP7, итогах выполнения в 2012 г. проектов Специальных акций международного сотрудничества (Specific International Cooperation Actions (SICA)), а также перспективах финансирования проектов на период 2013–2020 гг.

Докладчиком было отмечено, что Украина относится к категории «Страны-партнеры международного сотрудничества» (ICPC), для которых существует два механизма участия в программе FP7.

Первый механизм — участие украинских научных коллективов в конкурсе совместных проектов с организациями стран-членов ЕС или ассоциированными стран (минимум три независимых юридических лица из разных стран-членов или кандидатов в ЕС). Для участия в конкурсах в большинстве случаев необходимо создание консорциума или подключение к уже существующему консорциуму.

Второй механизм — участие в рамках Специальных акций международного сотрудничества (SICA). Специальные акции международного сотрудничества нацелены на решение проблем, которые стоят перед Украиной или другими странами-партнерами международного сотрудничества или имеют глобальное значение. Решение этих проблем должно представлять взаимный интерес и выгоду и для стран ЕС, и для Украины. Минимальное количество участников для создания консорциума — четыре независимых юридических лица, из которых два — из стран-членов ЕС или ассоциированных стран и два — из Украины (или других стран-партнеров международного сотрудничества).

В структуре программы FP7 выделены пять основных блоков: «Сотрудничество» (Cooperation), «Идеи» (Ideas), «Люди» (People), «Возможности» (Capacities), «Ядерные исследования» (Nuclear Research). Около 2/3 общего бюджета FP7 выделяется на программу «Сотрудничество».

Докладчик кратко остановился на основных типах проектов, с помощью которых реализуется программа FP7. Существует шесть типов проектов или схем финансирования (Funding Schemes):

совместный проект (Collaborative project) (CP), предусматривающий финансирование двух видов — совместных широкомасштабных проектов (Large — scale integrating project) (IP) и малых или средних научно-исследовательских проектов (Small or medium — scale focused research project) (STREP);

совместный проект в рамках Специальных акций международного сотрудничества со странами-партнерами международного сотрудничества (Collaborative project for specific cooperation actions dedicated to international cooperation partner countries (SICA));

исследования в интересах отдельных групп, в том числе, малых и средних предприятий (Research for the benefit of specific groups, such as SMEs);

мероприятия по координации и поддержке (Coordination and support action (CSA);

сеть передового научного опыта (Network of excellence) (NoE);

проведение тренингов и мероприятий с целью развития профессиональных навыков исследователей (Support for training and career development of researchers).



Д-р А. Сталиос представил данные об организационных и финансовых аспектах выполнения работ в 2012 г. в рамках Специальных акций международного сотрудничества. Среди десяти основных тем (направлений) международного сотрудничества в рамках SICA докладчик подробно остановился на направлении, представляющем интерес для ученых в области материаловедения — «Нанонауки, нанотехнологии, новые материалы и производственные процессы» (Nanosciences, nanotechnologies, Materials and new Production technologies (NMP)).

В 2012 г. в рамках SICA на выполнение работ по программе NMP.2012.2.2-3 «Перспективные материалы для высокотемпературной энергетики» было выделено 13,752 млн евро. Из 23 представленных на конкурс проектов успешно прошли все стадии отбора только четыре проекта, в которых задействовано 13 научных и производственных коллективов из стран ICPC (Украина, Армения, Грузия, Беларусь).

Приведенные показатели позволяют оценить существенные сложности при прохождении представленными проектами всех стадий конкурсного отбора. Большинство представленных проектов оцениваются по двухэтапной процедуре. На первом этапе в дистанционном режиме проводится определение приемлемости (Eligibility), т. е. выполняется оценка по ограниченному критерию (научно-техническое качество, ожидаемые результаты). На втором этапе полная форма представленных предложений

подвергается всестороннему анализу экспертов, членов программного комитета, комиссии по финансированию, и после консультаций, согласований и переговоров принимается решение о финансировании или отклонении проектов.

В 2013 г. на реализацию проектов, где рассматривается участие стран восточно-европейского партнерства Интеграция: NMP.2013.4.0-5 «Применение социально-полезных наноматериалов и (или) технологий в странах международного сотрудничества (ICP)», планируется выделить около 13,9 млн евро, из которых около 4 млн евро на финансирование проектов, соответствующих направлению Materials: NMP.2013 2.1-1.

Анализируя перспективы развития программы FP7 «Horizon 2020», д-р А. Сталиос отметил три приоритета, которым должны соответствовать представляемые на конкурс проекты — отличная наука, промышленное лидерство, социальные вызовы. Планируемый объем финансирования на реализацию проектов в 2014–2020 гг. составляет около 80 млн евро.

Подводя итоги работы семинара, академик НАН Украины Б. В. Гринев отметил его актуальность и полезность для дальнейшего развития сотрудничества ученых Украины и ЕС в совместных проектах в рамках Специальных акций международного сотрудничества.

И. В. Зягор

III МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «РЕСУРС, НАДЕЖНОСТЬ И ЭФФЕКТИВНОСТЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ»

15–18 октября 2012 г. в Институте проблем машиностроения им. А. Н. Подгорного НАН Украины, г. Харьков, состоялась III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования». Организаторами конференции являлись Национальная академия наук Украины, Научно-технический союз энергетиков и электротехников Украины, Научный совет по научным основам тепловых машин при ВФТПЭ НАН Украины, Институт проблем машиностроения им. А. М. Подгорного НАН Украины, НТК «ИПМАШ» НАН Украины.

В работе конференции приняли участие представители Национальной академии наук Украины, Министерства образования и науки Украины, энергогенерирующих и электроснабжающих компаний, проектных институтов, которые относятся к топливно-энергетическому комплексу Украины, ОАО «Турбоатом», а также представители институтов России и Польши.

Цель конференции — анализ новых разработок в отрасли научно-технического обеспечения и сопровождения для реализации задач Энергетической стратегии Украины в части оценки остаточного ресурса, продления срока эксплуатации, повышения надежности и эффективности использования энергетического оборудования электростанций Украины.

Тематика конференции включала следующие направления:

применение современных систем диагностики, продление срока эксплуатации энергетического оборудования;

оценка состояния металла элементов оборудования; разработка нормативно-технической документации в сфере диагностирования;

особенности применения методов и методик оценки остаточного ресурса эксплуатации оборудования и его продления.

Конференцию открыл и выступил со вступительной речью академик НАН Украины, директор Института проблем машиностроения им. А. Н. На-



горного — Ю. М. Мацевитый. Он поздравил участников конференции с началом ее работы, подчеркнул актуальность конференции для энергетики Украины, пожелал успехов в работе всем ее участникам, обратил внимание на необходимость обмена научным и практическим опытом. Затем Юрий Михайлович указал на важность проблемы эксплуатации, ремонта и модернизации оборудования, тепловых и атомных электростанций, которое уже выработало свой парковый ресурс. Надежность стареющего оборудования снижается и в этой связи целесообразным являются его своевременные и эффективные модернизация и ремонт, а также выявление уровня повреждаемости.

На пленарном заседании с докладом «Техническое состояние генерирующего оборудования и задачи повышения надежности и эффективности его использования» выступил М. П. Михайлов, директор департамента генерации НАК «Энергетическая компания Украины». В последующем выступлении А. Н. Нагорный, генеральный директор Восток-энерго, руководитель департамента ДТЕК рассмотрел задачу переоснащения генерирующего оборудования теплоэлектростанций в современных условиях. С интересом участники конференции отнеслись к докладу Н. Н. Гришина, первого заместителя главного конструктора паровых турбин ОАО «Турбоатом», посвященного созданию, модернизации и особенностям конструкций паровых турбин. При изготовлении таких турбин, включающих сварные соединения, используются новые технические решения, разработанные специалистами ОАО «Турбоатом», ИЭС им. Е. О. Патона и НТУ «ХПИ».

Последующие доклады были посвящены решению теоретических и практических задач, имеющих конкретную направленность. Отмечалось, например, что особого внимания требуют сварные соединения элементов паропроводных систем, интенсивность повреждаемости которых выше, чем самих паропроводов. В докладах приводили усовершен-

ствованные методики оценки повреждаемости, трещиностойкости, а также ресурса роторов и корпусных деталей турбоагрегатов, диагностирования уровня деградации энергетического оборудования, особенности использования восстановительной термической обработки, а также физико-химические процессы, проходящие в металле длительно эксплуатируемого оборудования.

Доклады сопровождалась оживленными дискуссиями, например, доклад об использовании методов и методик выявления уровня деградации металла длительно эксплуатируемого оборудования. Подчеркивалась необходимость разработки новой нормативной документации, охватывающей конкретные направления по контролю металла и продлению его ресурса.

На конференции отмечалось дальнейшее неуклонное обострение проблемы физического и морального старения энергетического оборудования в Украине, увеличение количества энергооборудования, выработавшего парковый ресурс. Эти факторы являются одной из главных причин снижения надежности, технико-экономических, а также экологических показателей энергоблоков.

В заключение решено информировать Министерство энергетики и угольной промышленности Украины о необходимости принятия мер, обеспечивающих надежность и эффективное использование энергетического оборудования.

Конференция поставила перед учеными и специалистами, занятыми в сфере энергетики, конкретные научные и практические задачи, а также указала пути их эффективной реализации. Также конференция позволила углубить деловые контакты между заинтересованными сторонами, установить новые.

В. В. Дмитрик

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ МЕТАЛЛУРГИИ, ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ И НАПЛАВКИ СТАЛЕЙ И ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ»

25-26 октября 2012 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась Научно-техническая конференция «Современные проблемы металлургии, технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов», посвященная 100-летию двух видных ученых в области металлургии и технологии сварки и наплавки сталей и цветных металлов — докторов техн. наук, проф. И. И. Фрумина и проф. Д. М. Рабкина. Конференция была организована ИЭС им. Е. О. Патона, Обществом сварщиков Украины и международной ассоциацией «Сварка».

В работе конференции приняли участие более 100 ученых и специалистов в области сварки и смежных процессов от научно-исследовательских институтов, вузов и предприятий Украины, России и Польши.

Открыл пленарное заседание конференции академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф. Л. М. Лобанов. Он рассказал о жизненных путях И. И. Фрумина и Д. М. Рабкина.

И. И. Фрумина принял на работу в ИЭС Евгений Оскарович Патон в 1937 г. С 1941 по 1945 гг.



участвовал в Великой отечественной войне. Войну окончил в Берлине в звании майора — начальника химслужбы зенитной дивизии. После демобилизации И. И. Фрумин возвратился в ИЭС, где сначала возглавлял химическую и флюсовую лаборатории, а затем почти 30 лет — отдел физико-металлургических проблем наплавки износостойких и жаропрочных сталей. Им вместе с коллегами выполнен комплекс основополагающих работ в области металлургии сварки, теории образования пор и трещин при сварке, разработано и налажено промышленное производство первых плавящихся флюсов.

Значительный вклад внес И. И. Фрумин в создание научных и практических основ механизированной наплавки. Под его руководством разработаны первые порошковые проволоки для наплавки, новые способы и технологии наплавки, которые нашли широкое применение в различных отраслях промышленности. За исследование, разработку и внедрение механизированной наплавки валков горячей прокатки И. И. Фрумин стал первым лауреатом Премии им. Е. О. Патона НАН Украины. За разработку порошковых проволок для сварки и наплавки ему в составе коллектива ученых присуждена Государственная премия СССР.

Д. М. Рабкин начал работать в ИЭС в 1939 г. после окончания Киевского индустриального института (теперь НТУУ «КПИ»). В 1941–1943 гг. находился в рядах Красной Армии. В 1943 г. был отозван с фронта в ИЭС для оперативного решения вопросов, связанных с созданием и внедрением технологий сварки бронеконструкций и снарядов на заводах Урала и Сибири. Вся дальнейшая его деятельность связана с ИЭС им. Е. О. Патона, где он занимался проблемами металлургии сварки легких сплавов.

Д. М. Рабкин проявил себя как талантливый исследователь процессов плавления алюминиевых сплавов при дуговой сварке и физико-химических реакций в дуге и в сварочной ванне. Им выполнены фундаментальные исследования в области как металлургии и материаловедения алюминиевых сплавов, так и создания новых технологий их сварки — механизированной полуоткрытой дугой с использованием галогенидных флюсов, электрошлаковой, электронно-лучевой и др. За монографию «Металлургия сварки плавления алюминия и его сплавов» он был удостоен Премии им. Е. О. Патона НАН Украины.

Затем выступил руководителем отдела физико-металлургических проблем наплавки износостойких и жаропрочных сталей д-р техн. наук И. А. Рябцев, который, в частности, отметил, что в отделе продолжают и развивают те направления исследований и те традиции, которые заложил И. И. Фрумин. В последние годы в отделе занимаются исследованием и разработкой новых методов оптимизации структуры и свойств наплавленного металла. Для этого используется эффект структурной наследственности. С целью реализации этого эффекта в состав шихты порошковых проволок для наплавки вводятся наноразмерные карбидные композиции, которые

влияют на структуру и свойства наплавленного металла без изменения его химического состава. Совместно с Институтом механики отдел занимается разработкой математических моделей и методов расчета структурного и напряженнодеформированного состояния плоских и цилиндрических деталей при наплавке и эксплуатации в условиях одновременного действия циклических термических и механических нагрузок. Математические модели позволяют оценить расчетным методом ресурс эксплуатации наплавленных прокатных валков, штампов и других подобных деталей. Совместно с отделом математических исследований ИЭС была создана экспертная система «Наплавка», разработка которой позволила систематизировать обширные знания по наплавочным материалам, технологиям и технике наплавки практически всех деталей, наплаваемых в странах СНГ. Учитывая нынешние возможности в получении практических знаний и опыта по наплавке экспертную систему можно с успехом использовать в учебном процессе в вузах.

Чл.-кор. НАНУ А. Я. Ищенко (ИЭС им. Е. О. Патона) выступил с докладом «Прогрессивные технологии сварки высокопрочных алюминиевых сплавов». В авиационной, ракетно-космической и оборонной технике широко используются алюминиевые сплавы различных систем легирования. В докладе проанализированы физико-металлургические процессы, происходящие при их сварке, такие как образование и меры предотвращения включений оксидной пленки в металле шва, причины и меры предотвращения пористости в металле шва при сварке плавлением, особенности кристаллизации швов многокомпонентных сплавов, образование и меры предотвращения горячих трещин, химической и структурной неоднородности. Дана характеристика новых и усовершенствованных способов и технологий сварки с использованием электрической дуги, электронно-лучевых и лазерных источников нагрева. В последние годы разработаны сложнлегированные алюминиевые сплавы с микродобавками скандия и циркония, которые отличаются более высокой технологичностью и прочностью. Их свариваемость плавлением при использовании современных технологий сварки характеризуется как хорошая или удовлетворительная, а временное сопротивление разрыву термически упрочненных деформированных полуфабрикатов достигает 750 МПа. Улучшение характеристик свариваемости таких материалов обеспечит прогрессивное развитие конструкций многих новых изделий транспортного назначения, таких как аэробусы, вагоны скоростных поездов, изделия оборонного назначения, что повысит технические и экономические показатели их производства и эксплуатации.

Доклад канд. техн. наук Е. Ф. Переплетчикова (ИЭС им. Е. О. Патона) был посвящен достижениям института в области плазменно-порошковой наплавки. Развитие ППН в ИЭС неразрывно связано с именем И. И. Фрумина. Под его руководством проводились комплексные и целенаправлен-



ные исследования технологических особенностей плазменной наплавки, разработка наплавочных порошков и наплавочного оборудования, а также внедрение процесса в различных отраслях промышленности. ППН особенно эффективна в условиях серийного производства арматуры различного назначения с уплотнительными поверхностями, наплавленными сплавами на основе кобальта, никеля, железа, меди. Накоплен большой опыт при наплавке деталей как мелких задвижек, вентилях (DN50), так и крупных (DN1000 и выше) для стационарных и транспортных энергетических установок, химических предприятий, нефте- и газопроводов. Значительный интерес представляет разработанная в ИЭС технология и наплавочный порошок ПР-Х18ФНМ для ППН червяков экструдеров полимерных машин, работающих в условиях интенсивного абразивного изнашивания и коррозионного воздействия среды. Особенно эффективна плазменная наплавка при ремонте червяков, поскольку позволяет при незначительных затратах не только восстановить дорогостоящую деталь, но при этом повысить ее эксплуатационную стойкость и, кроме того, восстанавливать изношенные червяки многократно. ППН применяется в промышленности для наплавки выпускных клапанов ДВС различных типоразмеров, начиная с клапанов легковых автомобилей диаметром 20...35 мм и заканчивая клапанами судовых дизелей диаметром 300...450 мм. При наплавке клапанов в полной мере проявляется важнейшее преимущество ППН — возможность нанесения тонких слоев с малым термическим воздействием на основной металл.

В докладе канд. техн. наук О. Г. Кузьменко (ИЭС им. Е. О. Патона) были представлены разработки ИЭС в области ЭШН. В институте для ЭШН создана оригинальная конструкция неплавящегося электрода — токоподводящий кристаллизатор (ТПК). При использовании ТПК присадочные материалы могут подаваться в шлаковую ванну в виде трубок, стержней, проволок, дробы, жидкого присадочного материала и т. п. Наиболее перспективным для наплавки в ТПК является зернистый присадочный материал (ЗПМ). Используя ЗПМ, можно получать наплавленные слои заданных размеров и химсостава, а также активно влиять на процессы кристаллизации наплавленного металла и его свойства. Наибольший опыт накоплен при изготовительной и восстановительной наплавке дробью чугуновых прокатных валков. В ИЭС разработан и доведен до промышленного применения способ получения многослойного металла электрошлаковой наплавкой жидким металлом. Процесс начинают с подплавления твердой заготовки, затем на подплавленную поверхность заливают расплавленный в отдельной стоящей печи металл и поддерживают электрошлаковый процесс неплавящимися графитированными электродами. Наплавленный металл кристаллизуют, постепенно снижая мощность электрошлакового процесса. Благодаря этому металл хорошо рафинируется и затвердевает направленно снизу вверх без дефектов усадочного характера. К настоящему времени разработанная технология с успе-

хом опробована в промышленности для получения заготовок биметаллических штампов, восстановления штампов горячего деформирования и т. д.

Инж. А. Ю. Пасечник (Донецкий национальный технический университет) рассказал о работах лаборатории сварки и износостойкой наплавки ДНТУ. Лаборатория занимается разработкой и внедрением технологий ремонта, упрочнения и изготовления деталей и узлов горного и металлургического оборудования с использованием электрошлакового процесса. Непременная специфика разрабатываемых технологий — это возможность их промышленной реализации непосредственно в местах эксплуатации оборудования, а также использования в качестве исходных материалов металлоотходов.

В докладе д-р техн. наук проф. В. Ю. Конкевича (ВИЛС, г. Москва) рассмотрены технологии производства и использования гранулируемых алюминиевых сплавов. Основные преимущества гранульной технологии производства алюминиевых сплавов заключаются в возможности использования более простой технологической схемы при производстве тонкостенных полуфабрикатов; обеспечении экономичного производства изделий, благодаря значительно сокращенному циклу в сочетании с высоким выходом годного; получении полуфабрикатов из сложнелегированных сплавов, содержащих в своем составе компоненты в количествах, превышающих их предельную растворимость в равновесном состоянии.

Д-р техн. наук Е. Турык (Институт сварки, г. Гливице, Польша) представил на конференции доклад «Экспериментальные исследования термостойкости и стойкости при циклических температурных и постоянных механических нагрузках металла, применяемого для наплавки роликов МНЛЗ». Были проведены экспериментальные исследования термической стойкости и стойкости при циклических температурных и постоянных механических нагрузках металла, наплавленного проволоками, которые применяются на польских металлургических заводах для восстановления и упрочнения роликов МНЛЗ. Для сравнения по тем же методикам испытывался и основной металл роликов — сталь 34ХМ. В результате исследований по обоим методикам установлено, что наилучшие свойства при таких испытаниях имели образцы из стали 34ХМ. Из наплавленных образцов лучшие свойства были у аустенитного наплавленного металла Х18Н10. Хуже были свойства металла мартенситного 10Х13 и мартенсито-аустенитного Х13Н4 классов. Более низкая стойкость образцов наплавленного металла типа сталей Х18Н10, 10Х13 и Х13Н4, возможно, связана с выделениями карбидов хрома на границах зерен.

В докладе канд. техн. наук В. Н. Матвиенко (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь) рассмотрены проблемы повышения долговечности прокатных валков с помощью наплавки и дуговой металлизации. Работа выполнялась совместно с Меткомбинатом им. Ильича. В связи удорожанием прокатных валков, а также из-за роста цены наплавочных материалов актуальным становится не только вос-



становление валков, но также разработка и освоение производства наплавочных материалов непосредственно на комбинате. В настоящее время для наплавки прокатных валков на комбинате освоено производство легированной наплавочной ленты 20Х4МФБ. Применение такой ленты (наряду с лентами 08 кп, 20 пс) в сочетании с плавленными или керамическими флюсами, позволяет наплавлять слои, механические и служебные свойства которых соответствуют условиям эксплуатации валков. Наплавка прокатных валков с использованием наплавочных материалов, изготавливаемых на Меткомбинате им. Ильича, обеспечивает небольшую долю затрат (33,0... 45,0 %) на восстановление изношенных валков в сравнении со стоимостью новых.

В докладе канд. техн. наук К. Мадея (Институт сварки, г. Гливице, Польша) рассмотрены проблемы сварки термически улучшенных конструкционных сталей высокой прочности с пределом текучести 690... 1100 МПа. Приведены краткая характеристика этих сталей, их назначение, химический состав, механические свойства. Рассмотрены особенности технологии сварки высокопрочных сталей, в частности влияние погонной энергии дуговой сварки на структуру и механические свойства сварных соединений. Одним из основных дефектов при сварке сталей подобного типа являются трещины. В докладе приведены данные о причинах их образования и возможные меры борьбы с ними.

Канд. техн. наук А. Г. Покляцкий (ИЭС им. Е. О. Патона) представил на конференции доклад

об эффективности применения сварки трением с перемешиванием для получения неразъемных соединений алюминиевых сплавов. Формирование швов в твердой фазе предотвращает образование пор, макровключений оксидной пленки, горячих трещин и других дефектов. Отсутствие дугового разряда и расплавленного металла позволяет получать неразъемные соединения без применения защитного газа, а также избежать ультрафиолетового излучения дуги, выделений дыма, выгорания легирующих элементов. Снижение теплового воздействия на металл способствует уменьшению остаточных деформаций и напряжений в соединениях, что вызывает меньшее коробление сварных конструкций и повышает их стойкость к разрушению. Сварные соединения алюминиевых сплавов, полученные сваркой трением с перемешиванием, характеризуются значительной стойкостью к зарождению и распространению эксплуатационных трещин и имеют высокую усталостную прочность.

Всего на пленарном заседании конференции было заслушано 27 докладов и сообщений. Кроме того, в читальном зале библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона представлено более 10 стендовых докладов, которые также вызвали большой интерес участников конференции.

И. А. Рябцев

К 110-летию со дня рождения

САМАРИН АЛЕКСАНДР МИХАЙЛОВИЧ (1902–1970)



Исполнилось 110 лет со дня рождения академика Александра Михайловича Самарина. Энциклопедии дают краткую и точную формулировку направлений его выдающейся научной деятельности. Основные труды А. М. Самарина посвящены электрометаллургии стали и ферросплавов, физико-химическим основам металлургических процессов, десульфурации и раскислению стали, применению комплексных раскислителей, проблемам вакуумной металлургии, изучению природы шлаковых расплавов. Для современной черной металлургии особое значение имеет открытое А. М. Самариним явление увеличения раскислительной способности углерода в вакууме.

На основании этого явления была создана технология вакуум-углеродного раскисления стали (ВУР), позволившая для многих сталей, склонных к образованию обратной ликвации серы при затвердевании, отказаться от раскисления кремнием и обеспечить подавление данного типа ликвации в гигантских кузнечных слитках массой вплоть до рекордных ныне 650... 700 т. Сегодня технология ВУР находит все более широкое применение и в цехах металлургических заводов, обеспечивая резкое повышение качества стали по многим типам неметаллических включений. О значении работ А. М. Самарина свидетельствует и такой факт — в библиотеке знаменитого Массачусетского технологического института на одном из стендов под стеклом хранятся труды отца кибернетики — одноименного названия книга Н. Виннера и докторская диссертация Самарина, открытая на страничке с графиком изменения раскислительной способности углерода в зависимости от давления.



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

Александр Анатольевичу Минаеву присвоено звание героя Украины

Героем Украины с вручением ордена «за выдающиеся личные заслуги перед государством в укреплении научно-технического потенциала, весомый вклад в развитие национального образования, многолетний добросовестный труд» стал ректор Донецкого национального технического университета профессор Александр Минаев.



В 1959 г. Александр Анатольевич Минаев окончил среднюю школу в г. Енакиево и там же поступил на работу на метзавод. Одновременно учился на вечернем отделении Донецкого политехнического института.

В 1964 г. получил специальность инженера-металлурга по обработке металлов давлением. Вся его трудовая деятельность тесно связана с ДонНТУ. Окончив этот вуз, Александр Анатольевич трудился сначала научным сотрудником, потом доцентом, профессором, заведующим кафедрой и, наконец, возглавил ДНТУ. Он — заслуженный деятель науки Украины, автор более чем 250 научных работ.

В этом году исполняется 20 лет с тех пор, как А. А. Минаев стал ректором Донецкого политехнического института — старейшего вуза в Донбассе. Отзывчивый к проблемам студентов и преподавателей политеха, но крепкий орешек для чиновников Минобразования, Минаев пытается спасти высшую школу от бездумных реформ. Его политех уверенно лидирует в Донбассе, а учиться там все так же сложно, как и в минувшие годы.



Д. Ф. ЧЕРНЕГЕ — 85

Дмитрию Федоровичу Чернеге, доктору технических наук, профессору, члену-корреспонденту Украины, заведующему кафедрой физико-химических основ технологии металлов НТУУ «Киевский политехнический институт» исполнилось 85 лет.

Дмитрий Федорович родился 5 октября 1927 г. в Черниговской области, в Николаевке, в крестьянской семье. После окончания в 1953 г. Киевского политехнического института по специальности инженер-металлург он работал на должностях ассистента, старшего преподавателя, доцента, профессора, по совместительству заместителем декана металлургического факультета (1959–1964), деканом общетехнического факультета (1955–1972), деканом механико-технологического факультета (1972–1975), названного по его предложению инженерно-физическим факультетом (1975–1988). По его инициативе была организована в 1977 г. кафедра физико-химических основ технологии металлов в НТУУ «КПИ», где он является неизменным заведующим и на которой по его инициативе впервые в мире ведется подготовка бакалавров, специалистов и ма-

гистров по специальности «Специальная металлургия». По поручению ректора КПИ Г. И. Денисенко он был ответственным за проектирование и строительство учебного корпуса № 9, который сдали в эксплуатацию в 1988 г.

В 1959 г. Д. Ф. Чернега защитил кандидатскую диссертацию, а в 1974 г. — докторскую.

Д. Ф. Чернега — известный ученый-металлург, один из ведущих ученых в направлениях металлургии стали, специальной электрометаллургии, электрошлаковых технологий, металлургии цветных металлов и сплавов, физико-химических процессов и исследования металлургических процессов. Им создана научная школа, представители которой успешно работают в промышленности, НТУУ





«КПИ», других учебных и научных заведениях НАН Украины и за границей.

Научные интересы Д. Ф. Чернеги охватывают важные вопросы металлургии: изучение свойств жидких сплавов; поведение газов в сплавах на основе железа и цветных металлов; азотации алюминиевых сплавов; электрофизической обработки сплавов для уменьшения водорода и улучшения качества слитков и отливок; модифицирование и микролегирование сплавов; получению высококачественных отливок. Ряд трудов посвящен актуальной проблеме ресурсосбережения и разработке малоотходных технологий. Под его руководством выполнены фундаментальные исследования, которые не имеют аналогов в мировой науке по массопереносу газов в бинарных и многокомпонентных металлургических системах. Установлены закономерности процессов переноса водорода в жидких сплавах, которые позволили разработать и получить аппаратуру для экспрессного контроля содержания водорода в жидких сплавах непосредственно в плавильных печах и раздаточных установках.

Д. Ф. Чернега 9 раз являлся лауреатом конкурсов НТУУ «КПИ» (преподаватель-исследователь — 2, за учебники — 2, справочник — 1, лучшие дипломные работы студентов — 4).

Д. Ф. Чернега — автор и соавтор более 680 опубликованных трудов, в том числе пяти монографий, справочника, 6 учебников, 7 брошюр, 40 авторских свидетельств, один учебник переведен на китайский и польский языки. Под его руководством успешно прошли защиту 31 магистерских, 20 кандидатских и 10 докторских диссертаций.

Д. Ф. Чернега на протяжении десятков лет плодотворно сотрудничает с институтами НАН Укра-

ины материаловедческого направления, поддерживает связи с учеными из Китая, Франции, Чехии, Словакии, Польши, выступает с докладами на научных отечественных и международных конференциях, много лет возглавлял комиссию «Цветные металлы» при ученом совете АН СССР, десять лет выполнял обязанности заместителя главы методического совета по материаловедению и металлургии МОНСМ Украины, является главой специализированного совета по защите кандидатских диссертаций, членом редколлегии трех научно-технических журналов Украины, организатором многих международных научных конференций и семинаров, членом Президии Ассоциации по металлургическому образованию Украины.

Высшая награда ВДНХ СССР «Диплом почета» (1974), «Отличник образования Украины» (1981), Почетное звание «Заслуженный работник высшей школы Украинской ССР» (1983), «Почетная грамота Министерства образования и науки Украины» (1987), «Почетная грамота Президии Верховного Совета Украинской ССР» (1989), Заслуженный профессор НТУУ «КПИ» (1998), Золотой знак НОТ Главного технического общества Польши (2001), Почетная грамота Кабинета Министров Украины № 4462 (2002), орден «За заслуги в науке и металлах» (2006), Почетными грамотами Черниговской областной государственной администрации «За добросовестный труд во имя независимой Украины», орден «За заслуги» III, II ступеней — награды, которых удостоен Дмитрий Федорович Чернега.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
НТУУ «Киевский политехнический институт»*

В. С. ВОЛОШИНУ — 60



11 сентября 2012 г. исполнилось 60 лет со дня рождения ректора ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», заслуженного деятеля науки и техники Украины, доктора технических наук, академика международной Академии экологии и безопасности жизнедеятельности, действитель-

ного члена Нью-Йоркской Академии наук, крупного ученого в области экологии и защиты окружающей среды Волошина Вячеслава Степановича.

В 1975 г. Вячеслав Степанович с отличием окончил Ждановский металлургический институт (ЖдМИ), в 1979 — аспирантуру при ЖдМИ и продолжил работу в вузе на научно-педагогических должностях: младший научный сотрудник, ассистент, декан энергетического факультета, заведую-

щий кафедрой охраны труда и окружающей среды, проректор по учебной работе. В 2003 году Вячеслав Степанович был избран ректором ПГТУ.

Круг научных интересов В. С. Волошина охватывает такие проблемы, как повышение экологической безопасности промышленных регионов, защита окружающей природной среды, охрана прибрежных зон Приазовья, защита Азовского моря, радиологическая безопасность прибрежной зоны. Особое место среди научных работ профессора В. С. Волошина занимает тема безопасности труда в промышленности. Она отражена в его многочисленных научных работах, направленных на комплексное решение проблемы экологически чистых технологий. По инициативе ректора ПГТУ создан Институт экологии Азовского моря Академии наук Высшей школы Украины, Азовская научно-исследовательская экологическая станция. Под его руководством защищено пять кандидатских, две докторские диссертации. Профессор В. С. Волошин —



автор более 240 научных трудов, в том числе 40 изобретений, 170 статей, 12 книг и монографий.

В рейтинге Министерства образования и науки, молодежи и спорта Украины ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет» занимает одно из лидирующих мест в группе вузов технического профиля. Звание «Лидер национального образования» коллектив университета достойно несет с 2008 г.

За последние 9 лет в ПГТУ было открыто 17 новых специальностей и 11 специализаций. Успешно работают три специализированных ученых совета по защите кандидатских и докторских диссертаций. В состав вуза сегодня входят четыре института, три колледжа, техникум, лицей, 10 факультетов, 46 кафедр, где трудятся 39 докторов наук, профессоров, 240 кандидатов наук, доцентов, 47 академиков и членов-корреспондентов отраслевых отечественных и зарубежных академий наук.

Ежегодно вуз выпускает до 50 специалистов — иностранных граждан. Выпускники ПГТУ занимают руководящие должности в 15 странах мира. Многие известные международные проекты получили свое развитие и реализацию именно в техническом вузе Мариуполя.

Под руководством В. С. Волошина в 2009–2011 гг. ПГТУ, единственный в Украине, успешно прошел международный аудит и сертификацию сразу по двум международным стандартам: ISO 9001–2008, ISO 14001–2004 — менеджмента качества обучения и менеджмента охраны окружающей среды. Таким образом, подтвержден высокий уровень и международная конкурентоспособность университета в области предоставления лицензированных образо-

вательных услуг по подготовке специалистов с высшим образованием.

По инициативе ректора реконструирован и благоустроен двор университета. Вернул свой исторический облик первый корпус вуза. Ему возвращены архитектурные черты 1910 г. — года его постройки. Учебные аудитории и лаборатории засверкали новыми красками, учебные корпуса замкнуты в единый кампус, образован студенческий городок.

Университет стал образовательным, культурным центром в городе и Приазовье. В его стенах разместилась уникальная коллекция деревянной скульптуры Мариупольского мастера Георгия Короткова. Во время посещения ПГТУ в 2009 г. классик украинской литературы Борис Олейник в книге почетных гостей написал: «Дякую Долі, що подарувала мені знайомство з цим легендарним університетом, що виводить у світ людей мужньої професії металу і вогню. Вельми показово, що цей вищий навчальний заклад готує не вузьких спеціалістів, а ще й громадян духовних, котрі кохаються у мистецтві і літературі».

Заслуги В. С. Волошина отмечены рядом высоких наград, среди которых почетное звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины», Почетная грамота Верховной Рады Украины, Золотая медаль Национальной академии наук Украины, орден Святого равноапостольного князя Владимира, орден святого Дмитрия Солунского IV ст., орден «За розвиток науки та освіти», благодарности МОНУ, городского головы.

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
ГВУЗ «Приазовский государственный
технический университет»*

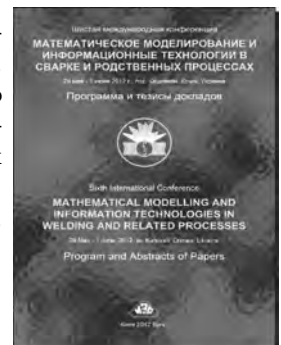
НОВЫЕ КНИГИ

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ:

Сб. докл. Шестой межд. конф. / Под редакцией проф. В.И. Махненко. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 166 с. Мягкий переплет, 200×290 мм

В сборнике представлены доклады Шестой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», в которых отражены достижения за последние годы в области математического моделирования физических явлений, протекающих при сварке, наплавке и других родственных процессах. Авторами докладов являются известные специалисты из различных стран мира.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов.





НОВЫЕ КНИГИ

МЕТАЛЛУРГИЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ И СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. —

Киев: Академперіодика, 2012. — 526 с. Мягкий переплет, 200×290 мм



Сборник включает 120 статей сотрудников отдела исследований физико-химических процессов в сварочной дуге Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, опубликованных ранее, преимущественно в журнале «Автоматическая сварка», которые обобщают полувековой опыт научно-исследовательской деятельности отдела. Представленные статьи охватывают широкий круг вопросов металлургии дуговой сварки плавлением и разработки сварочных материалов.

Сборник предназначен для широкого круга специалистов, занимающихся изучением металлургии дуговой сварки, разработкой сварочных материалов и технологий их производства.

ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА РЕНТГЕНОГРАФІЯ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛАХ. О.В. Білоцький. —

Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2012. — 224 с. Твердый переплет, 165×235 мм. (укр. яз.)



В монографии на основе системных исследований изложены впервые разработанные методические основы и результаты исследования особенностей кинетики фазовых превращений в лучах высокотемпературной рентгенографии металлических материалов. Кинематографические съемки осуществлены на оригинальных конструкциях рентгеновского облучения. Показана доминирующая роль и значение изменений химического состава и физического состояния фазовых составляющих сплавов во время термической и химико-термической обработки как средства управления их структурой и свойствами.

Для научно-технических работников, разрабатывающих новые материалы и изучающих их строение и свойства, а также преподавателей, аспирантов и студентов вузов соответствующих специальностей.

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА БУРОВЫХ ДОЛОТ. О.К. Назаренко, В.М. Нестеренков, А.А. Бондарев, Л.А. Кравчук, Ю.А. Архангельский. —

Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2012. — 116 стр. Мягкий переплет, 165×235 мм



Представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований свариваемости высокопрочных среднелегированных сталей 14ХН3А, 40ХН и 14ХН3МА, из которых традиционно изготавливаются буровые долота, а также анализа влияния основных параметров режима ЭЛС, технологических приемов, развертки пучка и модифицирующих вставок, применяемых для управления структурообразованием, предупреждения кристаллизационного растрескивания и повышения прочностных характеристик сварных соединений. В соответствии с полученными результатами и современными требованиями в ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ выполнены проектно-конструкторские разработки и изготовлена установка для ЭЛС одновременно трех стыковых соединений тремя пушками, что значительно повышает производительность и экономическую эффективность промышленного производства буровых долот. Приведены технические характеристики разработанного оборудования и описаны компьютерные технологические программы ЭЛС с применением модификаторов металла шва. Книга предназначена для инженерно-технических работников машиностроительных предприятий и институтов, специализирующихся в области высоких технологий и современного сварочного оборудования.

Заказы на книги просьба направлять
в редакцию «Современная электрометаллургия»
E-mail: journal@paton.kiev.ua



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2012 г.

Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
50 лет во главе Национальной академии наук Украины	1	Мушегян В. О., Потятыник Е. Н. Исследование структуры и механических свойств молибдена, полученного способом ЭЛПЕ	2
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		Ахонин С. В., Березос В. А., Крыжановский В. А., Корнийчук В. Д., Пикулин А. Н., Северин А. Ю. Производство дисков для энергетического машиностроения из титанового сплава ВТ6, полученного способом электронно-лучевой плавки	4
Богаченко А. Г., Галинич В. И., Нейло И. А., Мищенко Д. Д., Гончаров И. А., Маркив В. Я., Белявина Н. Н., Кудин В. Г., Судавцова В. С. Некоторые особенности электрошлаковой плавки бывшего в употреблении бурового инструмента с целью получения новых экономно легированных сталей	4	Костенко В. И., Кругленко М. П., Калинюк А. Н., Пап П. А. Производство способом электронно-лучевого переплава бездефектных слитков титана с регламентированным содержанием кислорода	1
Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П. Электрошлаковая выплавка хромовой бронзы БрХ	1	Мушегян В. О. Структура слитков молибдена, модифицированных дисперсными частицами второй фазы	1
Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Протоковиллов И. В., Петров Д. А. Возможности использования импульсных электромагнитных воздействий в электрошлаковых процессах	2	Собко-Нестерук О. Е., Третяк Н. Г., Чайка Н. В., Непорожний Ю. В., Васюра В. Н. Новая печь ВТ02 для электронно-лучевой плавки титановых сплавов, разработанная в МК «Антарес»	3
Махненко В. И., Медовар Л. Б., Козлитина С. С., Дзюбак Л. И. Получение способом ЭШП ЖМ разнородного по длине слитка большого сечения с минимальной переходной зоной	2	Стельмах Я. А. Механические свойства наноструктурных керметов на основе Al_2O_3 , полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме	2
Медовар Л. Б., Лебедь В. А., Стовпченко А. П., Коломиец Д. В., Федоровский Б. Б., Рябинин В. А., Казаков С. С., Логозинский И. Н., Федьков А. Г., Давыдченко С. В., Стеценко В. В. О реконструкции печей ЭШП	4	Топольский В. Ф., Ахонин С. В., Григоренко Г. М., Петриченко И. К. Разработка новых титановых биосовместимых сплавов для медицинского применения	1
Полишко А. А. Укрупнение слитков последовательным кольцевым электрошлаковым наплавлением	2	Тригуб Н. П., Березос В. А., Крыжановский В. А., Корнийчук В. Д. Производство крупногабаритных дисков газотурбинных установок из жаропрочного сплава титана ВТЗ-1, полученного способом электронно-лучевой плавки	3
Полишко А. А., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Туник А. Ю., Степанюк С. Н. Оценка распределения неметаллических включений в литом металле стали типа 316 после кольцевого электрошлакового наплавления жидким металлом	1	Устинов А. И., Фальченко Ю. В., Мельниченко Т. В., Харченко Г. К., Петрушинец Л. В., Шишкин Е. А. Многослойные фольги Ti/Al: способы получения, свойства и применение при сварке давлением	1
Протоковиллов И. В. Дегазация электрода, спрессованного из губчатого титана в процессе вакуумирования камерной печи ЭШП	1	Яковчук К. Ю., Рудой Ю. Э., Микитчик А. В., Оноприенко Е. В., Ахтырский А. О., Романенко С. М. Влияние условий конденсации на структуру и свойства твердых покрытий на основе V_4C_5 , полученных электронно-лучевым испарением в вакууме	3
Протоковиллов И. В., Скиба И. А., Петров Д. А. Технологические аспекты магнитоуправляемой электрошлаковой плавки и термомеханической обработки никелида титана	2	ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Рябцев А. Д., Троянский А. А., Давыдов С. И., Пашинский В. В., Снижко О. А., Ратиев С. Н., Леоха Ф. Л. Возможности камерного электрошлакового переплава в получении титана коммерческой чистоты	1	Колета В. Н., Шаповалов В. А., Биктагиров Ф. К., Бурнашев В. Р., Якуша В. В. Плазменно-дуговая плавка на дисперсной подложке в подвижном горизонтальном кристаллизаторе	1
Стовпченко А. П., Медовар Л. Б., Лисова Л. А., Грищенко Ю. Н., Камкина Л. В. Особенности физико-химических взаимодействий в системе металл-шлак-газ при электрошлаковом переплаве	3	Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Гнатушенко А. В. Плазменно-дуговая технология получения слитков и отливок из алюминидов титана	4
Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Биктагиров Ф. К., Мьяльница Г. Ф., Брагин М. А., Подъячев Д. В., Пудиков В. Н., Ботвинко Д. В. Качество слитков ЭШП, выплавленных из электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей	4	Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Никитенко Ю. А., Гнатушенко А. В. Поведение газовых примесей при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной из стружки аустенитных нержавеющей сталей	2
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ			
Ахонин С. В., Кругленко М. П., Костенко В. И. Удаление включений карбида титана TiC при электронно-лучевой плавке титана	2		



Автор и название статьи	№ журнал	Автор и название статьи	№ журнал
Шаповалов В. А., Гниздыло А. Н., Якуша В. В., Никитенко Ю. А., Жиров Д. М., Гнатушенко А. В., Волченков Е. А. Особенности кристаллизационного рафинирования в процессе выращивания плоских монокристаллов тугоплавких металлов при плазменно-индукционной плавке	2	Маринский Г. С., Чернец А. В., Чвертко Н. А., Дубко А. Г. Применение сплавов с памятью формы в медицине	3
Шаповалов В. А., Якуша В. В., Гниздыло А. Н., Никитенко Ю. А. Технологические особенности плазменно-индукционного выращивания крупных монокристаллов вольфрама	3	Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Степаненко В. В. Проблемы получения чистого кремния для солнечной энергетики	3
ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА		ИНФОРМАЦИЯ	
Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А., Якуша В. В., Степаненко В. В. Индукционная плавка и рафинирование кремния в секционном кристаллизаторе	4	Александрю Анатолюевичу Минаеву присвоено звание Героя Украины	4
Шаповалов Е. В. Автоматизация технологического процесса переплава кусковой шихты в секционном кристаллизаторе	3	Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2012 в СНГ»	2
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ		В. С. Волошину — 60	4
Борисова А. Л., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Карпец М. В., Степанюк С. Н., Дорошенко Л. К. Структурные и фазовые превращения в сплаве $Ti_{60}Cr_{32}Si_8$, содержащем аппроксимантную фазу	1	Григоренко С. Г. II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии»	4
Григоренко Г. М., Ахонин С. В., Таранова Т. Г., Григоренко С. Г., Задорожнюк О. М. Дисперсионно-упрочненные титановые сплавы системы Ti-Si-X	1	Диссертации на соискание ученой степени	1, 2
Григоренко Г. М., Пузрин А. Л., Атрошенко М. Г., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Влияние высокотемпературного нагрева на свойства сталей при пайке композиционных корпусов фланцевых задвижек высокого давления	2	Дмитрик В. В. III Международная научно-техническая конференция «Ресурс, надежность и эффективность использования энергетического оборудования»	4
Долинченко В. В., Шаповалов Е. В., Коляда В. А., Гнатушенко А. В., Якуша В. В. Уточнение инерционных свойств термпар, применяемых при исследованиях металлургических и сварочных процессов	4	Д. Ф. Чернеге — 85	4
Жудра А. П., Дзыкович В. И. Влияние способа производства слитков карбидов вольфрама для термоцентробежного распыления на их качество и химическую неоднородность	4	Задорожнюк О. М., Ливицкий М. М. Достоверная идентификация материалов с помощью спектроскопического анализа	2
Запорожец Т. В., Гусак А. М., Устинов А. И. Моделирование стационарного режима реакции СВС в нанослойных материалах. 2. Сравнительный анализ одно- и двухстадийной реакций	3	Зяхор И. В. Международный семинар «Материаловедение в проектах ЕС»	4
Лакомский В. В., Григоренко Г. М. Кинетика взаимодействия азота газовой фазы с металлом, покрытым жидким шлаком	3	Использование разработок ИЭС им. Е. О. Патона в строительстве терминала D аэропорта «Борисполь»	1
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ		Календарь конференций и выставок на 2012 г.	1
Синяков Р. В. Аспекты использования жидкого чугуна в дуговых сталеплавильных печах	1	Клименко С. А., Копейкина М. Ю. Семинар технологов-машиностроителей	2
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ		М. Л. Жадкевичу — 75	3
Григоренко Г. М., Задорожнюк О. М. Дисперсионное упрочнение — путь к повышению прочностных свойств титановых сплавов нового поколения (обзор)	4	Новые книги	1
Ковинский И. С., Горностай А. В. Наноразмерные дискретные покрытия оксида меди на кристаллах хлорида натрия, осажденные из паровой фазы в вакууме	2	Ныркова Л. И., Осадчук С. А. XI международная конференция-выставка «Проблемы коррозии и противокоррозионной защиты конструкционных материалов»-«Коррозия-2012»	3



УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

- А**деева Л. И., №1
 Атрошенко М. Г., №2
 Ахонин С. В., №1(2),2(2),4
 Ахтырский А. О., №3
Белявина Н. Н., №4
 Березос В. А., №3,4
 Биктагиров Ф. К., №1(2),4
 Богаченко А. Г., №4
 Борисова А. Л., №1
 Ботвинко Д. В., №4
 Брагин М. А., №4
 Бурнашев В. Р., №1,2,4(2)
Васюра В. Н., №3
 Волченков Е. А., №2
Галинич В. И., №4
 Гнатушенко А. В., №1,
 2(2),4(2)
 Гниздыло А. Н., №2,3
 Гончаров И. А., №4
 Горноста́й А. В., №2
 Григоренко Г. М., №1(2),
 2,3,4(2)
 Григоренко С. Г., №1,4
 Грищенко Ю. Н., №3
 Гусак А. М., №3
Давыдов С. И., №1
 Давыдченко С. В., №4
 Дзюбак Л. И., №1
 Дзыкович В. И., №4
 Дмитрик В. В., №4
 Дорошенко Л. К., №1
 Долиненко В. В., №4
 Дубко А. Г., №3
Жиров Д. М., №2(2),4
 Жудра А. П., №4
Задорожнюк О. М., №1,4
 Запорожец Т. В., №3
 Зубер Т. А., №4
 Зяхор И. В., №4
Игнатов А. П., №1
Казаков С. С., №4
 Калинюк А. Н., №1
 Камкина Л. В., №3
 Капитанчук Л. М., №4
 Карпец М. В., №1
 Клименко С. А., №2
 Ковинский И. С., №2
 Компан Я. Ю., №2
 Коледа В. Н., №1
 Коляда В. А., №4
 Коломиец Д. В., №4
 Копейкина М. Ю., №2
 Корнийчук В. Д., №3,4
 Костенко В. И., №1,2
 Козлитина С. С., №2
 Кругленко М. П., №1,2
 Крыжановский В. А., №3,4
 Кудин В. Г., №4
Лакомский В. В., №3
 Лебедь В. А., №4
 Леоха Ф. Л., №1
 Лисова Л. А., №3
 Логозинский И. Н., №4
Маринский Г. С., №3
 Маркив В. Я., №4
 Махненко В. И., №2
 Медовар Л. Б., №1,2,3,4
 Мельниченко Т. В., №1
 Микитчик А. В., №3
 Мищенко Д. Д., №4
 Мушегян В. О., №1,2
 Мьяльница Г. Ф., №4
Нейло И. А., №4
 Непорожный Ю. В., №3
 Никитенко Ю. А., №2(2),
 3(2),4
 Ныркова Л. И., №3
Оноприенко Е. В., №3
 Осадчук С. А., №3
Пап П. А., №1
 Пашинский В. В., №1
 Петриченко И. К., №1
 Петров Д. А., №2(2)
 Петрушинец Л. В., №1
 Пикулин А. Н., №4
 Подьячев Д. В., №4
 Полещук М. А., №2
 Полишко А. А., №1,2
 Половецкий Е. В., №4
 Потятыник Е. Н., №2
 Протоковиллов И. В., №1,2(2)
 Пудиков В. Н., №4
 Пузрин А. Л., №2
Ратиев С. Н., №1
 Романенко С. М., №3
 Рудой Ю. Э., №3
 Рябинин В. А., №4
 Рябцев А. Д., №1
 Рябцев И. А., №3,4
Саенко В. Я., №1
 Северин А. Ю., №4
 Синяков Р. В., №1
 Скиба И. А., №2
 Сняжко О. А., №1
 Собко-Нестерук О. Е., №3
 Стельмах Я. А., №2
 Степаненко В. В., №3,4
 Степанюк С. Н., №1(2)
 Стеценко В. В., №4
 Стовпченко А. П., №3,4
 Судавцова В. С., №4
Таранова Т. Г., №1
 Топольский В. Ф., №1
 Третьак Н. Г., №3
Тригуб Н. П., №3
 Троянский А. А., №1
 Туник А. Ю., №1(2)
Устинов А. И., №1,3
Фальченко Ю. В., №1,4
 Федоровский Б. Б., №4
 Федьков А. Г., №4
Харченко Г. К., №1
Чайка Н. В., №3
 Четвертко Н. А., №3
 Чернец А. В., №3
Шаповалов В. А., №1,
 2(2),3(2),4(3)
Шаповалов Е. В., №3,4
 Шевцов В. Л., №2
 Шейко И. В., №3,4
 Шишкин Е. А., №1
Яковчук К. Ю., №3
 Якуша В. В., №1-3(2),
 4(2)

**ПОДПИСКА – 2013 на журнал «Современная электрометаллургия»**

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

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



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

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

Доступна физическим и юридическим лицам.

**РЕКЛАМА в журнале «Современная электрометаллургия»****Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров**

- Первая страница обложки (190×190 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Контакты:

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

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате ИРС РС

- Corell Draw, версия до 10.0
 - Adobe Photoshop, версия до 7.0
 - QuarkXPress, версия до 7.0
 - Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- Стоимость рекламы и оплата**
- Цена договорная

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

Подписано к печати 03.12.2012. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

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

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