

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Г. М. Григоренко (Украина),
В. И. Кашин (Россия),
Б. Короушич (Словения),
С. Ф. Медина (Испания),
А. Митчелл (Канада),
Б. Е. Патон (Украина),
В. Рамакришна Рао (Индия),
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.: (044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
E-mail: office@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редактор:

Л. Д. Конникова
Электронная верстка:
Т. Ю. Снегирева, А. И. Сулима,
И. В. Петушков

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 4789 от 09.01.2001

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

Содержание

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

- Лейбензон В. А., Казаков С. С., Мошкевич Е. И.,
Габуев Ю. Г., Фролов Л. В.** Достижения и перспективы ЭШП
на электрометаллургическом заводе «Днепроспецсталь» 3
- Акулов В. П., Капустин И. В., Галушка А. А., Стовбун Н. А.**
Электрошлаковый переплав металлургических отходов
на МК «Азовсталь» 6
- Цыкуленко А. К., Медовар Л. Б., Чернец А. В.**
Современные материалы для валов роторов паровых
и газовых турбин (требования, состав и способы
производства) 10
- Моисеев В. В., Закамаркин М. К., Лоиферман М. А.,
Четвертных В. В.** Один миллион тонн стали ЭШП выплавлен
с использованием ЭВМ 15
- Цыкуленко К. А., Цыкуленко А. К.** Анализ возможности
электрошлаковой наплавки разнородных металлов и сплавов
при малой толщине наплавляемого слоя 19

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

- Буряк Т. Н., Вахрушева В. С., Ладохин С. В.,
Лапшук Т. В., Левицкий Н. И., Мирошниченко В. И.**
Получение титановых труб из заготовок электронно-лучевой
плавки с использованием отходов 24
- Маринский А. Г., Полищук С. С.** Некоторые особенности
электронно-лучевой технологии получения твердых
градиентных покрытий на основе карбида титана с добавкой
хрома и их характеристики 30

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

- Латаш Ю. В., Коледа В. Н., Торхов Г. Ф., Лихобаба А. В.,
Сергеев В. П., Горбачев Г. Ф.** Плазменно-дуговая
технология получения комбинированных жаростойких
питателей для базальтового литья 34
- Шаповалов В. А.** Затравочные кристаллы для
плазменно-индукционного выращивания монокристаллов
вольфрама и молибдена 38

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

- Мойсов Л. П., Бурылев Б. П.** Термодинамическая активность
оксида хрома (II) в расплавах системы Cr-Si-O 41

ИНФОРМАЦИЯ

- Поздравляем юбиляра! 44
- Медовар Л. Б.** Международный симпозиум по суперсплавам 46
- Рябцев И. А.** Визит в ИЭС им. Е. О. Патона д-ра Мэддокса —
первого лауреата Международной премии
имени Евгения Патона 48
- Реклама 49

*Журнал в полном объеме переиздается на английском языке под названием
«Advances in Special Electrometallurgy»
издательством «Riecanaky Science Publishing Co» (Великобритания)*

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. Paton

M. I. Gasik

G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.),
M. L. Zhadkevich, V. I. Lakomskii,
V. K. Lebedev, L. B. Medovar,
B. A. Movchan, A. N. Petrunko,
N. P. Trigub, A. A. Troyanskii

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

G. M. Grigorenko (Ukraine),
V. I. Kashin (Russia),
B. Koroushich (Slovenia),
S. F. Medina (Spain),
A. Mitchell (Canada),
B. E. Paton (Ukraine),
V. Ramakrishna Rao (India),
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.: (38044) 268 34 84,
261 53 90, 269 26 23
Fax: (38044) 268 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
E-mail: office@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editor:

L. D. Konnikova
Electron galley:
T. Yu. Snegireva, A. I. Sulima,
I. V. Petushkov

State Registration Certificate
KV 4789 of 09.01.2001

CONTENTS

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

- Leibenson V. A., Kazakov S. S., Moshkevich E. I., Gabuev Yu. G., Frolov L. V.** Achievements and prospects of ESR at «Dnepropetsstal» Electrometallurgical Works 3
- Akulov V. P., Kapustin I. V., Galushka A. A., Stovbun N. A.** Electroslag remelting of metallurgical waste at «Azovstal» Metallurgical Concern 6
- Tsykulyenko A. K., Medovar L. B., Chernets A. V.** Advanced materials for rotor shafts of steam and gas turbines (requirements, composition and methods of production) 10
- Moiseev V. V., Zakamarkin M. K., Loiferman M. A., Chetvertnykh V. V.** One million tons of ESR steel were produced using a computer 15
- Tsykulyenko K. A., Tsykulyenko A. K.** Analysis of feasibility of electroslag surfacing of dissimilar metals and alloys at a small thickness of the deposited layer 19

ELECTRON-BEAM PROCESSES

- Buryak T. N., Vakhrusheva V. S., Ladokhin S. V., Lapshuk T. V., Levitsky N. I., Miroshnichenko V. I.** Manufacture of titanium pipes from billets produced by electron beam melting using waste materials 24
- Marinsky A. G., Polishchuk S. S.** Some peculiarities of electron beam technology of producing titanium carbide-based hard gradient coatings with chromium additions and their characteristics 30

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

- Latash Yu. V., Koleda V. N., Torkhov G. F., Likhobaba A. V., Sergeev V. P., Gorbachev G. F.** Plasma-arc technology of producing combined heat-resistant feeders for basalt casting 34
- Shapovalov V. A.** Priming crystals for plasma-induction growing of single-crystals of tungsten and molybdenum 38

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

- Moisov L. P., Burelyov B. P.** Thermodynamic activity of chromium oxide (II) in melts of Cr-Si-O systems 41

NEWS

- Our congratulatory! 44
- Medovar L. B.** International Symposium of superalloys 46
- Ryabtsev I. A.** Visit of Dr. S. Maddox, the first laureate of the International Evgeny Paton Prize, to the E. O. Paton Electric Welding Institute 48
- Advertising 49

*Journal cover-to-cover English translation under the name
of «Advances in Special Electrometallurgy»
is published in England by «Rieckansky Science Publishing Co»*



УДК 669.187.56.002.2

ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ ЭШП НА ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЧЕСКОМ ЗАВОДЕ «ДНЕПРОСПЕЦСТАЛЬ»*

**В. А. Лейбензон, С. С. Казаков, Е. И. Мошкевич,
Ю. Г. Габуев, Л. В. Фролов**

Отражена история развития ЭШП на заводе «Днепропетцсталь». Проведены работы по освоению новой продукции ЭШП в последние годы, в том числе долотных сталей, жаропрочного сплава ЭП915У, инструментальной стали Х12МФ. Освоено производство листовых слитков ЭШП без прокатки слябов-электродов на комбинате «Запорожсталь» путем прокатки слитков массой 4,36 т на блюминге завода на полосы-заготовки сечением 360×170 мм и дальнейшего их переплава методом расщепленного электрода. Проведен ряд работ по снижению себестоимости продукции, в частности, за счет повышения сквозного выхода годного металла, использования отработанных флюсов и др. Описаны направления дальнейших работ по модернизации печей, усовершенствованию технологии, снижению себестоимости продукции.

History of ESR progress at the «Dnepropetsstal Works» is described. The works were carried out on mastering the new ESR production during recent years including bit steels, heat-resistant alloy EP915U, tool steel Kh12MF. Production of slab ingots without rolling of slabs-electrodes was mastered at the «Zaporozhstal» concern by rolling 4.36 t mass ingot in the blooming mill for strips-billets of 360×170 mm and their further remelting using a split electrode method. Some works were carried out for reducing the cost of production, in particular at the expense of increasing the efficient metal output, application of used fluxes, etc. The trends of further works for modification of furnaces, improvement of technology, reduction of production cost are outlined.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; электрошлаковая печь; флюс; шлак; слиток; электрод; кристаллизатор; поковка; сляб

Вводом в эксплуатацию на заводе «Днепропетцсталь» первой промышленной электрошлаковой печи Р-909 в мае 1958 г. был дан старт бурному развитию электрошлакового переплава, а затем и электрошлаковой технологии в СССР и мире. Завод был полигоном для промышленных испытаний, реализации многих новаторских идей. За сравнительно короткий срок были изучены особенности процессов ЭШП, их физико-химические и электротехнические основы, сконструированы и построены различные типы электрошлаковых печей многоцелевого назначения, в которых были выплавлены слитки массой от 1 до 20 т. Глубокие исследования качества электрошлаковой стали показали ее фундаментальные преимущества.

Все это осуществлялось в развитие идей и под руководством академика Бориса Израилевича Медовара и сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона, руководимого академиком Б. Е. Патонем. Эрудиция и энергия Б. И. Медовара, его умение достигать поставленной цели позволили преодолеть косность, консерватизм и добиться быстрого и объемного внедрения ЭШП в металлургическую и машиностроительную промышленность, а металла ЭШП в авиакосмическую, электротехническую и атомную технику, судостроение и другие отрасли народного хозяйства с громадным экономическим эффектом.

На заводе созданы более десятка печей ЭШП различного типа, вплоть до ЭШП-20ВГ, бифилярный токоподвод, подвижный кристаллизатор, жидкий старт, тигель-ковш, дифференцированный режим, первые программаторы, соленоиды, парная комплек-

* Статья опубликована в сборнике докладов «Medovar memorial symposium», May 15–17, 2001, Kyiv, Ukraine.



тация электродов, новые флюсы, в том числе многокомпонентный повышенной основности, технология долегирования и модифицирования стали при ЭШП с помощью дозатора.

К работам по совершенствованию ЭШП, повышению качества металла и расширению марочного и профильного сортамента были привлечены ученые многих институтов: Запорожского машиностроительного, ЦНИИЧМ, ВИАМ, ВНИИЭТО, ЦНИИТМАШ, ЦНИИКМ «Прометей», «Украинийспецсталь», ВНИИМатериаловедения, ВНИИ неорганических материалов, ЧелябинНИИМ, ВНИПП, ВНИИстали и др.

Были разработаны сквозные технологии: выплавка исходного металла под полуокислым шлаком и ЭШП на флюсе повышенной основности; получение суперрафинированной подшипниковой стали путем дуплекс-процесса ЭШП+ВДП; получение особо чистой листовой высокопрочной конструкционной стали типа 28ХЗСНМФА путем обработки исходной стали известково-глиноземистыми синтетическими шлаками; ЭШП при бифилярном токоподводе и т. д.

На заводе было осуществлено производство более 200 марок электрошлаковой стали объемом свыше 100 тыс. т. в год.

За последние годы объемы выплавки стали ЭШП значительно снизились, хотя сейчас с оживлением промышленного производства в странах СНГ отмечается увеличение заказов. Осуществляется и производство металла ЭШП на экспорт в дальнее зарубежье. Остро ощущается необходимость в проведении работ по освоению нового рынка марочного и профильного сортамента, по повышению качественных характеристик металла ЭШП и в особенности снижению его себестоимости, которая из-за больших расходов на электроэнергию, флюсы и др. и в связи со спадом производства превысила себестоимость металла ОДВ почти в 1,5 раза.

За последнее время на заводе было освоено производство сталей 14ХГН и 19ХГН для изготовления прутков для СП «Ивеко-Мотор Сич» (экспорт в Италию). Жесткие требования к прокаливаемости и чистоте по неметаллическим включениям, ограничения по остаточным элементам, в том числе титану и алюминию (для снижения трещиностойкости слитков), вызвали необходимость создания специальной сквозной технологии от выплавки исходного металла, разливки на МПНЛЗ до ЭШП с микролегированием стали.

При изготовлении пяти марок долотной стали методом ЭШП для Дрогобычского долотного завода за счет уточнения пределов химического состава и микролегирования удалось обеспечить требуемые механические свойства и служебные характеристики, оговоренные для ранее выпускаемого металла ВДП.

Оригинально была решена задача получения крупнотоннажных слябов-брам из жаропрочного сплава марки ЭП915У электрошлакового пере-

плава. Для получения 9-тонного слитка на печи ЭШП-16ВГ (У-436) в СПЦ-1 выплавляли сплав, который разливали сифоном с экзосмесью в слитки 3,6 и 4,3 т. Слитки горячим всадом передавали в КЩ, где их проковывали на полосы сечением 140×300... 400 мм, длиной более 4 м. Из полос касетным образом набирали электроды [1], которые приваривали на установке А-550 к инвентарным головкам. Расщепленные электроды переплавляли в кристаллизаторе сечением 640×1100 мм.

Для решения конкретных задач по согласованию новых профилей проката и поковок, улучшения качества поверхности, а также использования имеющихся типоразмеров слитков ОДВ были разработаны новые кристаллизаторы сечением 420×530 мм, диаметрами 460 и 800 мм.

Освоение на заводе новых крупногабаритных поковок из инструментальных сталей типа Х12МФ-Ш с малой карбидной неоднородностью, потребовавшее больших исследований на этапах выплавки и разливки исходного металла, электрошлакового переплава иковки слитков ЭШП, освещено в отдельном докладе завода.

В настоящее время выплавка стали ЭШП 60 марок хромистых и хромоникелевых нержавеющей, подшипниковых, конструкционных и инструментальных легированных, быстрорежущих составляет 1,5 тыс. т в месяц, при этом 20... 25 % металла экспортируется в дальнее зарубежье. Для дальнейшего расширения объема производства на имеющихся мощностях на заводе проводится работа по снижению себестоимости металла ЭШП при сохранении его высокого качества.

Как известно, производство листовых слитков ЭШП массой 9...13 т предусматривалось путем переплава слябов-электродов шириной 880... 1240 мм, прокатанных на слябинге комбината «Запорожсталь» из листовых слитков ОДВ завода «Днепроспецсталь».

Была разработана новая технологическая схема, при которой сортовые слитки массой 4,36 т прокатывали на блюминге завода на полосы-заготовки шириной 360 мм и толщиной до 170 мм. Сечение полос, их количество и расположение в печи ЭШП выбирали, исходя из массы слитка и обеспечения качества его поверхности.

Полосы по три укладывали встык узкими гранями и приваривали к общей слябовой инвентарной головке, формируя таким образом расщепленный электрод для ЭШП в печах с бифилярным токоподводом. Это позволило улучшить поверхность слитка и снизить количество флюса. Дальнейшая технология ЭШП практически не претерпела изменений. Режим переплава был стабильным. Слитки ЭШП были прокатаны на лист толщиной 40... 100 мм на комбинате «Азовсталь». Все листы по состоянию поверхности, излому, твердости и результатам специспытаний соответствовали требованиям ТУ 14-1-4903-90. Ударная вязкость KCV составила 88,0... 128,2 (в среднем 108,9 Дж/см²), тогда как при прежней технологии 74,2... 95,4



(86,6 Дж/см²) [2]. При сохранении требуемого качества высокопрочной толстолистовой стали было достигнуто снижение себестоимости металла на 15 % и сокращен цикл передела металла на полмесяца, что позволило оперативно выполнить срочный заказ ПО «Азовобщесмаш».

Важной работой является снижение расхода исходного металла при получении слитков ЭШП. В дополнение к ранее освоенной операции дробе-метной обработки поверхности электродов был освоен переплав электродов без удаления поверхностной окалины. Для сплавления части прибыли слитка при разливке исключили утепление люнкеритом, загрязняющим металл.

При отливке расходуемых электродов сечением 370×370 мм на машинах полунепрерывной разливки на последнем этапе разливки исключили присадку шлаковой смеси в кристаллизатор и внедрили после образования усадочной раковины в электроде доливку жидкого металла. Если раньше на печах ЭШП типа ОКБ1065 при сплавлении 9-метрового электрода массой около 9 т и выплавке двух слитков ЭШП по 3,9... 4,0 т получали почти метровый огарок, служивший инвентарной головкой, то теперь к данному электроду приваривали инвентарную головку, что позволило выплавить из одного 9-метрового электрода два слитка ЭШП по 4,3 т. Расходный коэффициент металла при этом снизился с 1,15 до 1,05. Поскольку обрезь слитков ЭШП при прокатке не зависит от высоты (массы) слитка при одном сечении, то расходный коэффициент на обрезь при прокатке слитков снизился еще на 13 кг/т. Сквозной выход годного приведен в таблице. Снизился с увеличением массы слитка ЭШП и удельный расход электроэнергии и флюса.

Полученная экономия существенно превысила дополнительные затраты на внепечную приварку половины электродов. Аналогичным образом был снижен сквозной расходный коэффициент и при производстве 1 т слитков ЭШП.

Снижение себестоимости металла ЭШП получено и за счет внедрения технологии, исключающей отжиг литых электродов многих марок стали, а также отжиг слитков ЭШП, и передачи их в передел без охлаждения (в термосах).

Проведенные работы позволили снизить расход флюса на 10... 15 % от принятого ранее, использовать 40 % отработанного флюса. Однако следует признать, что имеется еще немало резервов в сокращении затрат на производство металла электрошлакового переплава.

Прежде всего необходимо произвести модернизацию печей, снизив потери в короткой сети

Выход годных заготовок при изменении технологии разливки на МПНЛЗ [3]

Параметр	Обычная технология	Новая технология	
		3 электрода с доливкой	4 электрода с доливкой
Масса жидкого металла исходной плавки, т	29	29	31
Число плавов	10	29	3
Масса слитков ЭШП, т	24,7	26,4	27,8
Масса катаных заготовок, т	19,6	21,3	22,5
Сквозной выход годных заготовок, %	67,7	73,5	72,6

и внедрив современные устройства автоматического регулирования процесса. Это позволит существенно снизить расход флюса, особенно свежего, и расход электроэнергии, составляющий по затратам до 40 % стоимости передела.

Немалый эффект может быть получен при расширении использования отработанного флюса с учетом его регенерации и совершенствования состава и методов изготовления флюса.

Наконец, имеется возможность сокращения головной и донной обрезки слитков ЭШП при их переделе за счет корректировки режима переплава, подогрева электродов.

Все эти направления, а также увеличение объемов производства мы будем использовать для повышения конкурентоспособности металла и осуществления в дальнейшем коренной модернизации оборудования с участием ИЭС им. Е. О. Патона и других организаций.

Жизнеспособность электрошлакового переплава, его развитие видны по мировой практике и наша задача постоянно совершенствовать этот процесс.

1. *Технология* производства электродов для ЭШП на заводе «Днепропецсталь» // Ю. Г. Габуев, С. С. Казаков, Л. Н. Король и др. // Бюллетень «Черметинформация». — 1999. — № 11–12. — С. 37.
2. *Разработка* и освоение технологии получения листовых слитков ЭШП из электродов собственного производства // Ю. Г. Габуев, С. С. Казаков, В. Н. Кренделев, Е. И. Мошквич // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 3. — С. 3–5.
3. *Габуев Ю. Г., Казаков С. С.* Повышение выхода годного при ЭШП литого расходуемого электрода // Сталь. — 1998. — № 8. — С. 27–28.

ОАО «Днепропецсталь», Запорожье
Поступила 19.06.2001



СОВРЕМЕННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ВАЛОВ РОТОРОВ ПАРОВЫХ И ГАЗОВЫХ ТУРБИН (ТРЕБОВАНИЯ, СОСТАВ и СПОСОБЫ ПРОИЗВОДСТВА)*

А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар, А. В. Чернец

Представлен обзор зарубежной печати, главным образом материалов международных конференций, посвященных проблемам энергетики. Рассмотрены и обобщены данные о сталях и сплавах, применяющихся для изготовления роторов паровых и газовых турбин за рубежом. При этом основное внимание уделено вопросам, которые могут представлять интерес для специалистов в области специальной электрометаллургии. В частности, освещены проблемы производства композитных валов роторов и крупных слитков из суперсплавов на никелевой основе.

Review of foreign publications, in particular materials of international conferences devoted to power engineering problems is given. Data about steels and alloys used in manufacture of rotors of steam and gas turbines abroad are considered. Here, a main attention was paid to the problems which can present interest to the specialists in the field of a special electrometallurgy. In particular, the problems of production of composite rotor shafts and large ingots from the nickel-based alloys are outlined.

Ключевые слова: валы роторов; композитные валы; роторные стали; теплоустойчивые стали; жаропрочные сплавы на никелевой основе

Эффективность и экологическая безопасность энергосистем непосредственно связаны с технологическими параметрами энергоблоков. Так, чем выше рабочие температура и давление в энергетической турбине, тем при прочих равных условиях выше ее КПД и меньше выбросов вредных веществ в окружающую среду.

Имеются два основных вида турбин: паровые и газовые. Они существенно различаются по конструктивным особенностям и технологическим параметрам. Как правило, газовые турбины работают при более высоких температурах и имеют меньшие габариты, чем паровые. Ротор газовой турбины значительно короче, как правило, набирается из дисков и чаще всего сварной. Заготовка ротора паровой турбины более протяженная и представляет собой вал, чаще всего моноблочный, имеющий в различных сечениях существенно разные диаметры. Ротор паровой турбины имеет в основном три секции: высокого, среднего (промежуточного) и низкого давления. Наибольшие габариты и наименьшая рабочая температура в секции низкого

давления. Соответственно к материалам этих секций предъявляются различные требования. Если главным требованием к материалу секций высокого и среднего давления является высокая длительная прочность, то для материала ротора секции низкого давления более важными являются прочность и вязкость. Здесь нужен материал и с большей прокаливаемостью. Паровая турбина может иметь и несколько роторов (по секциям), но применение моноблочного ротора экономически более выгодно. При этом ротор может быть сварным или цельнокованным.

Различные рабочие температуры и габариты роторов обусловили применение различных материалов при их изготовлении. В период 50-х–80-х годов паровые турбины для тепловых станций, работающих на угле, строились в основном на температуру пара до 550 °С. При этом наиболее распространенной для изготовления секций высокого и среднего давления роторов была сталь Cr–Mo–V-композиции с содержанием 1 % Cr. Для секции низкого давления стандартной была сталь 3,5 % NiCrMoV, имеющая более высокие вязкость и прокаливаемость. Повышение температуры до 550...600 °С потребовало использования Cr–Mo–V сталей с содержанием 12 % Cr, а для температур выше 600 °С применяли уже аустенитные стали и сплавы.

*

По материалам зарубежной печати.

© А. К. ЦЫКУЛЕНКО, Л. Б. МЕДОВАР, А. В. ЧЕРНЕЦ, 2001



Последнее двадцатилетие характеризуется интенсивным поиском оптимального состава роторных сталей и способа их производства. В 1980 г. германской фирмой «Saarstahl» (ныне «Saarschmiede») была предложена сталь 2 % CrMoNiWV для работы при температуре 540 ± 10 °С, которая по сравнению со сталью 1 % CrMoV имеет более низкое содержание углерода и молибдена, а содержание хрома повышено до 2 %. Сохранение твердости обеспечивается введением в сталь 0,65 % W. Эта сталь имеет существенно большую вязкость, чем сталь 1 % CrMoV, и более высокую длительную пластичность при сохранении уровня длительной прочности. Ее физические свойства, такие как теплопроводность и термическое расширение, выше, чем у высокохромистых роторных сталей и соответствуют требованиям, необходимым при запусках и остановках турбины. Более высокая вязкость стали 2 % CrMoNiWV позволяет использовать ее для изготовления роторов большего диаметра и работающих с большей скоростью. А это, в свою очередь, обеспечивает применимость этой стали как в секциях высокого и среднего давления, так и в секции низкого давления, что дает возможность использовать цельнокованный вариант моноблочного ротора. Эта особенность стали обусловила внимание к ней во всем мире. Способом ее производства, оптимизацией состава, разработкой режима термической обработки занимались многие ведущие фирмы Европы, США, Японии, такие как «Siemens», «Alstom», «ASEA Brown Boveri» (ABB), «Rolls-Royce», «Boehler», Electric Power Research Institute (EPRI)D, «G. E. Power System», «Japan Steel Works», «Toshiba» и др. [1–5, 7, 8, 10, 12, 17, 18].

В рамках специального проекта (Европейская программа COST 505) из этой стали был создан EPRI-Eurore композитный ротор с секцией высокого давления диаметром 1250 мм и секцией низкого давления диаметром 1750 мм. Сталь для этого ротора выплавлялась в 120-тонной электродуговой печи, разливалась на электроды и переплавлялась в слитки ЭШП массой 95 т, диаметром 2300 мм и проковывалась на прессе усилием 60 МН на восьмигранник 1900 мм. Полученная заготовка после двух осадок проковывалась на моноблок диаметром 1800 мм для секции низкого давления и диаметром 1350 мм — для секции высокого давления. После отжига роторной заготовки на перлит при 690 °С ее подвергали нормализации при 950 °С и отпуску при 680 °С. Затем производили механическую обработку заготовки на диаметр 1700 мм для секции низкого давления и 1250 мм для секции высокого давления. Закалку и отпуск осуществляли в вертикальной печи. Заготовку под закалку нагревали в течение 31,5 ч до температуры 950 °С. в вертикальном устройстве с отверстиями для подачи воздушно-водяной струи на валок с регулируемым соотношением воздуха и воды, что обеспечило резкое охлаждение секции низкого да-

вления и более мягкую закалку секции высокого давления. Отпуск проводили при температуре 655 °С в течение 35,5 ч с последующим медленным охлаждением в печи до 250 °С, а затем на воздухе. После такой термообработки металл с пределом текучести 700 Н/мм² в секции высокого давления показал на тангенциальных образцах FATT = –15 °С, а на осевых образцах +40 °С. В секции низкого давления FATT осевых образцов составил +48 °С. Повторные испытания этого металла с пределом текучести 640 Н/мм² в секции высокого давления показали на тангенциальных образцах FATT = –28... –40 °С, на осевых образцах +26 °С, и на осевых в секции низкого давления +15 °С. Только за 6 лет (с 1988 по 1994 г.) было изготовлено 25 таких роторов. В последующие годы продолжалось совершенствование технологии производства европейского ротора. В частности, перед закалкой в заготовке стали делать прорези, разделяющие диски турбины секции низкого давления. Это повысило интенсивность охлаждения и позволило снизить FATT осевой части секции низкого давления на 20 °С. Кроме того, это дало возможность фирме «Siemens» перейти к изготовлению из этой стали моноблочных роторов диаметром 1750/1940 мм. С 1992 г. фирмой «Saarschmiede» изготовлено уже 89 моноблочных композитных заготовок роторов общей массой 2960 т [19].

Следует отметить, что с самого начала разработки стали 2 % CrMoNiWV особое внимание уделялось технологии ее выплавки. Была поставлена задача получения заготовок из высококчистой стали с однородной структурой. Поэтому при выплавке стали применялись самые современные технологии, такие как вакуум-углеродное раскисление и электрошлаковый переплав. Последний проводился в 165-тонной печи ЭШП в г. Фолкингене на фирме «Saarschmiede». В результате была получена сталь с содержанием, %: S 0,001, P 0,005, As 0,005, Sb 0,0008, Sn 0,005, Si 0,05. Низкое содержание кремния и серы в стали и последовательная кристаллизация металла при ЭШП обеспечивают однородную структуру крупнотоннажных заготовок без сульфидных шнуров.

Наряду с цельнокованными моноблочными роторами широкое распространение получили также сварные роторы. Сварной вариант моноблока позволяет использовать различные стали, в наибольшей степени отвечающие конкретным условиям эксплуатации каждой секции ротора. Непременным условием в этом случае является хорошая свариваемость стали. Поскольку сварные швы располагают, как правило, в наименее нагруженных частях вала ротора, к прочностным свойствам шва обычно предъявляют более низкие требования, чем к стали. Однако вязкостные характеристики металла шва должны быть выше, чем основного металла.

Наибольшее распространение при изготовлении сварных роторов паровых турбин получили стали, представленные в табл. 1. Стали 4, 7 обычно приме-



Таблица 1. Химический состав и механические свойства стали крупных поковок, предназначенных для валов турбин и генераторов

№ п/п	Тип стали по SEW 555	Содержание, %							Диаметр поковки, мм (максимальный)	σ ₀₂ , МПа	σ _{0,1} , МПа	δ, %	Ψ, %	KV, Дж
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V						
1	20CrMoNiV 4-7	0,20	<0,30	0,60	1,20	0,90	0,70	0,30	750	550	700	15	40	24
2	28CrMoNiV 4-9	0,28	<0,30	0,60	1,20	0,90	0,70	0,30	1000	550	700	15	40	24
3	30CrMoNiV 5-11	0,30	<0,30	0,60	1,20	1,10	0,70	0,30	1500	550	700	15	40	24
4	23CrNiMo 7-4-7	0,23	<0,30	0,70	1,80	0,70	1,00	–	1000	600	750	15	40	35
5	X21CrMoV 12-1	0,22	<0,30	0,60	12,00	1,00	0,70	0,30	1500	600	750	14	40	20
6	26NiCrMoV 8-5	0,26	<0,30	0,25	1,30	0,40	2,0	<0,15	500	650	800	15	40	39
									1000	600	750	16	40	47
7	26NiCrMoV 11-5	0,26	<0,30	0,25	1,50	0,40	3,0	0,10	500	750	900	14	40	55
									1250	700	850	15	40	63
									1800	600	750	16	40	63
8	26NiCrMoV 14-5	0,26	<0,30	0,25	1,50	0,40	3,50	0,10	1000	850	950	13	40	55
									1250	750	900	15	40	63
									1800	700	850	16	40	63

няют в секциях низкого давления сварных роторов, тогда как сталь 1 используется в секциях среднего и высокого давления при температуре до 550 °С. Сталь 5 предназначается как для сварных, так и для цельнокованных роторов, работающих при температуре выше 550 °С в секциях высокого давления. Для секций высокого давления цельнокованных роторов, работающих при температуре до 550 °С, используют сталь 3, а сталь 8 — в секциях низкого давления. За последние 15 лет качество этих сталей было существенно улучшено, что позволило изготавливать из них более крупные поковки. (табл. 2).

Основным классом роторных сталей, используемых при температуре выше 550 °С, являются стали с содержанием 12 % Cr. Они эксплуатируются уже свыше 40 лет. Первый ротор из такой стали был изготовлен в 1955 г. в Германии для работы при температуре 535 °С. С тех пор в мире были предприняты серьезные усилия по оптимизации состава этих сталей и совершенствованию технологии их выплавки, чтобы сделать возможным их эксплуатацию при температуре 600 °С и выше. Только в рамках одного общеевропейского проекта COST 501, предусматривающего разработку 9... 12 %-ных хромистых сталей для крупных отливок и поковок, велись работы в пяти направлениях по оптимизации состава стали с использованием различных механизмов упрочнения: А — нитридное упрочнение (0,1... 0,3 % N), В — боридное упрочнение

(0,005... 0,01 % В), D — легирование вольфрамом (до 2 % W), E — легирование вольфрамом и молибденом (по 1 % W и Mo), F — легирование молибденом (1... 2 % Mo). При этом для заготовок роторов предусматривалось использование сталей класса В, E, F. Наиболее успешные разработки, нашедшие промышленное применение, иллюстрирует табл. 3 [6, 9, 11, 13–15, 16].

Основной целью проекта COST 501 было создание сталей, имеющих длительную прочность не менее 100 МПа при эксплуатации 100 тыс. ч и температуре 600 °С, удлинение при испытании на ползучесть не менее 10 %, сквозную прокаливаемость в диаметре не менее 1200 мм и минимальный предел прочности 600...700 МПа. При этом показатели вязкости и чувствительности к охрупчиванию не должны были быть хуже, чем у обычных низколегированных роторных сталей и сталей с 12 % Cr. Наибольшие успехи были достигнуты при разработке сталей классов В, E и F. При этом наряду с легированием стали вольфрамом и молибденом для стали класса E использовали также легирование азотом. За последние годы из этих сталей только в Европе были изготовлены 22 ротора паровых турбин максимальным диаметром 1280 мм и массой до 45 т, предназначенных для работы при температуре 600...625 °С и давлении до 300 бар. Они использовались на 14 тепловых станциях мощностью до 950 МВт. Аналогичные стали были также

Таблица 2. Новые стали для крупных поковок

Тип стали	Содержание, %								Диаметр поковки, мм (максимальный)	σ ₀₂ , МПа	σ _{0,1} , МПа	δ, %	Ψ, %	KV, Дж
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	W						
22CrMoNiWV 8-8	0,22	<0,10	0,70	2,10	0,85	0,75	0,30	0,65	2000	560	650	16	50	60
22CrNiMo 9-9	0,22	<0,10	0,20	2,30	0,70	2,20	<0,10	–	2000	700	800	13	50	81



Таблица 3. Химический состав и механические свойства стали крупных поковок, предназначенных для эксплуатации при температуре 600 °С и выше

Тип стали	Содержание, %									Диаметр поковки, мм (максимальный)	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	ψ, %	KV, Дж
	C	Cr	Mo	Ni	W	Nb	V	N	B						
X12CrMoWNB10-1-1	0,12	10,5	1,0	0,70	1,0	0,05	0,20	0,05	–	1500	700	800	15	45	30
X18CrMoNiNb	0,18	11,0	1,0	0,45	–	0,05	0,20	0,05	–	1500	550	780	–	–	–
X18CrMoVNB 9-1	0,18	9,5	1,50	0,50	–	0,05	0,25	0,010	0,010	1200	–	–	–	–	–

разработаны в Японии:ТМК1 (X14CrNiMoVNB10-1) и ТМК2 (X12CrNiMoWVNB10-2) для эксплуатации при температуре 593 и 600 °С соответственно. Успехи в разработке сталей класса E для роторов паровых турбин позволили использовать их и для изготовления дисков газовых турбин. Указанные выше подходы реализуются и дальше в рамках проекта COST 522 с целью создания высокохромистых мартенситных сталей для эксплуатации при температурах 630... 650 °С. В качестве основы взяты стали класса E, комплексно легированные азотом, бором, кобальтом, ванадием. Например, в Японии разработана сталь MTR10A (10CrMoWCoNbVB), предназначенная для эксплуатации при 630 °С [20–26].

Следует отметить, что высокохромистые стали также можно использовать при изготовлении моноблочных композитных роторов. Основной проблемой здесь является обеспечение сквозной прокаливаемости секции низкого давления. Чтобы решить эту проблему и достичь необходимой вязкости разрушения в центре поковки диаметром 1900 мм, японцы разработали на основе стали ТМК1 новую сталь с 9 % Cr и повышенным (до 1,1 %) содержанием никеля и оптимизированным содержанием ниобия.

Исключительно важное значение придается способу выплавки стали и ее дальнейшему переделу. Высокохромистые стали отличаются от низколегированных роторных сталей по термофизическим свойствам и параметрам кристаллизации, в частности усадки, поэтому кристаллизация этих сталей более сложная, особенно в крупных сечениях (иногда в диаметре более 2000 мм). Типичная схема производства стали класса E включает: выплавку стали в электродуговой печи, скачивание шлака и наводку нового, внепечное

рафинирование в печи-ковше, вакуумирование, разливку на электроды и ЭШП. Если нет возможности осуществить ЭШП, применяют электрошлаковую подпитку методами BEST или ESHT-J. Типичная термическая обработка состоит в гомогенизирующем отжиге (1070 °С), отжиге (720 °С) для осуществления механической обработки, аустенитизации (1060 °С) и двухступенчатом отпуске при 570 и 700... 720 °С.

Для эксплуатации при температурах выше 600...650 °С используются аустенитные стали и сплавы на никелевой основе с интерметаллидным упрочнением. Типичными представителями этих материалов, применяемых в роторах турбин, являются сталь А-286 и сплавы Инконель 706 и 718 (табл. 4). Общей проблемой для этих материалов при изготовлении поковок для роторов турбин является обеспечение стабильности их состава по титану и алюминию, а также предотвращение образования кристаллизационных дефектов в виде пятнистой ликвации, усугубляющейся с увеличением сечения и массы слитка.

Еще в 1986 г. фирма «Saarstahl» сообщила об успешном изготовлении ротора стационарной газовой турбины диаметром 620 мм и длиной 4230 мм из слитка ЭШП диаметром 1300 мм и массой 25 т. Сплавы Инконель 706 и 718 были разработаны компанией «ИНКО» в 1950-х годах. Сплав 718 сначала использовался в основном для изготовления дисков авиационных газовых турбин. Применение сплава 706 до недавнего времени было ограничено, поскольку для производства энергетических турбин использовались в основном стали, так как размеры поковок для энергетических турбин на порядок больше, чем для авиационных. Однако в связи с бурным развитием стационарных газовых турбин в последнее время интерес к этим сплавам существен-

Таблица 4. Материалы для крупных поковок, предназначенных для эксплуатации при температуре 650 °С и выше (типичный состав)

Материал	Содержание, %									
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Fe	Ti	Al	Nb	Mo
Сталь А-286*	0,02	1,00	0,20	15,0	26,0	Ост.	2,0	0,20	–	1,2
Инконель 706	0,03	0,20	0,20	16,0	41,5	40,0	1,8	0,20	16,0	–
Инконель 718	0,04	0,20	0,20	19,0	52,5	18,5	0,9	0,50	19,0	3,0

* В стали А-286 содержится еще 0,3 % V.



но возрос. Компания «G. E. Power System» разработала новые классы газовых стационарных турбин, известных под названием F класс, с температурой газов 1260 °С и H класс с температурой газов 1427 °С, в которых используются роторы, изготовленные соответственно из сплавов 706 и 718 [27, 28].

Сплав 706 в отличие от сплава 718 не содержит молибдена, имеет пониженное содержание ниобия, алюминия, хрома, никеля и углерода, но повышенное содержание титана и железа. Хорошо сбалансированный состав обеспечивает этому сплаву преимущества по сравнению со сплавом 718 по склонности к сегрегации, работоспособности при высоких температурах, механической обрабатываемости. Это сплав дисперсионно-твердеющий со сложным механизмом упрочнения и он очень чувствителен к стабильности технологических факторов. Слитки из сплавов 706 и 718 изготавливают обычно по схеме ВИП- ЭШП-ВДП. Наибольший слиток, полученный до сих пор из сплава 706, имел диаметр 610 мм (нужно 915 мм), а из сплава 718 — диаметр 500 мм, тогда как необходимо, по крайней мере, диаметр 685 мм.

1. *Potthast E.* SAARSTAHL's pivotal role in the steamy world of power turbines // *Steel Times.* — 1987, May. — P. 234.
2. *Potthast E.* Material development in forged turbine shafts // *Ibid.* — 1990, June. — P. 313-315.
3. *Wiemann W., Engelke W., Potthast E.* Advanced 2 % CrMoNiWV steel for rotors with enhanced requirements // *The Third Inter. conf. on improved coal fired power plants (EPRI), San Francisco, April 2-4, 1991.*
4. *Wiemann W., Luft H., Potthast E.* HP, IP rotors and HP, LP combination rotors manufactured of advanced 2 % CrMoNiWV steel // *Conf. on materials for combined cycle power plant. — Institute of Metals, Sheffield, 1991.*
5. *Advanced 2 % CrMoNiWV steel for combined rotors / E. Potthast, J. Poppenhager, W. Wiemann, K. H. Mayer // 11th International Forgemasters Meeting, Terni, 1991.*
6. *Development of high strength 9...12 % CrMoV steels for high temperature rotor forgings / C. Berger, E. Potthast, R. Bauer, G. A. Honeyman // Ibid.*
7. *Potthast E., Viswanathan R., Wiemann W.* Advanced 2 % CrMoNiWV steel for combination rotors // *Ibid.*
8. *Potthast E., Schonfeld K. H., Levacher R.* High temperature forgings for power generation engineering // *3 European Workshop on High Temperature Materials, Stuttgart October 25-27, 1995.*
9. *Martensitic 11 % CrMoNiNb steel for turbine rotors in geothermal power stations / K. H. Schonfeld, R. Levacher, M. M. Manning, P. F. Murley // ASTM Symposium. — Forging, 1996, New Orleans.*
10. *EPRI-EUROPE rotor development for an advanced 2 % CrMoNiWV steel for combination rotors / E. Potthast,*

- R. Viswanathan, M. Brandle et al. // 13th International Forgemaster Meeting, Pusan, Korea, October 12-16, 1997.*
11. *Kern T. U., Schonfeld K. H.* Improved 10%CrMoWVNbN steel for gas turbine application — manufacturing and properties // *Ibid.*
12. *The effect of gashing and increased tensile strength on FATT of 2 % CrMoNiWV alloy steel rotor forgings / M. P. Manning, P. F. Murley, K. H. Schonfeld, R. Leavacher // Ibid.*
13. *Melting of boron alloyed 10wt % Cr ESR steel for power generation machinery / N. Blaes, K. Langner, M. Maurischat, H. Wagner // Ibid.*
14. *Schonfeld K. H., Wagner H.* Experience in manufacturing and mechanical properties of turbine rotor forging and discs in improved 10 % CrMoWVNbN steel // *Advanced heat resistant steels for power generation, San-Sebastian, Spain, 1998.*
15. *Metallurgical procedure and results melting boron alloyed 10wt % Cr ESR steel for power generation machinery / M. Maurischat, N. Blaes, K. Langner, H. Wagner // Ibid.*
16. *Hanus R. F., Schonfeld K. H.* Transformation of knowledge and technology from research and development to the commercial production of heavy steel casting and forging for power engineering, made of advanced creep resistant steels // *5th International Charles Parsons Turbine Conference, Cambridge UK, July 3-7, 2000.*
17. *Kern T. U., Braendle M., Schonfeld K. H.* The potential of the European 2 % CrMoNiWV rotor forging material for power plant application // *14th International Forgemasters Meeting, Wiesbaden, Germany, September 3-8, 2000.*
18. *Manning M. P., Schonfeld K. H.* Effect of gashing and tempering parameters on FATT of 2 % CrMoNiWV alloy steel rotor forging // *Ibid.*
19. *Gerdes C., Bartsch H.* Steam turbine shafts of combined high pressure (low pressure rotors) // *Ibid.*
20. *Development and qualification of rotor steels for 600 to 650 °C application in COST 501/522 / T. U. Kern, H. Cerjak, K. H. Mayer et al. // Ibid.*
21. *Long-term investigations of specimens of 8 production rotors manufactured of the advanced martensitic 10 % Cr-steels X12CrMo(W)VNbN 101(1) / K. H. Mayer, T. U. Kern, K. H. Schonfeld et al. // Ibid.*
22. *Azuma T., Miki K., Tanaka Y.* Effect of boron on creep strengthening in 12 % Cr heat resistant steel // *Ibid.*
23. *Meyer W., Zeiler G., Bauer R.* Recent developments on 9 to 12 % chromium steel open die forging for steam and gas turbine application at Bohler // *Ibid.*
24. *Manufacturing of 12 % Cr rotor forging for high temperature steam turbines from electro slag hot topped ingot / M. Mikami, K. Morinaka, Y. Okamura et al. // Ibid.*
25. *Development and manufacturing of the new generation of advanced 12 % Cr steel rotor for 630 °C steam temperature / Y. Kagawa, F. Tamura, O. Ishiyama et al. // Ibid.*
26. *Development and trial manufacturing of 9 % CrMoNiVNB steel for combined high pressure and low pressure rotor forging / M. Mikami, K. Morinaka, K. Nakata et al. // Ibid.*
27. *Superalloy 706 forgings for land based turbines / T. Shibata, T. Takahashi, J. Taira, T. Kure // Ibid.*
28. *Thamboo S. V., Yang L., Schwant R. C.* Large forging of alloy 706 and alloy 718 for land based gas turbines // *Ibid.*

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 13.06.2001



УДК 669.187.56.001.6

ОДИН МИЛЛИОН ТОНН СТАЛИ ЭШП ВЫПЛАВЛЕН С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭВМ*

**В. В. Моисеев, М. К. Закамаркин, М. А. Лоиферман,
В. В. Четвертных**

Приведены основные технические характеристики первой отечественной системы управления электрошлаковым переплавом, разработанной специалистами ОАО «Ижсталь». В результате работы системы выплавлен один миллион тонн высококачественного металла.

Main technical characteristics of the first domestic system of the electroslag remelting control, developed by the specialists of OJSC «Izhstal», are given. As a result of this system operation one million tons of the high-quality metal was produced.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; автоматическая система управления; расходный электрод; выплавка стали; математическая модель

Открытое акционерное общество «Ижсталь» является одним из ведущих предприятий Российской Федерации по производству металлургической продукции из качественных сталей: нержавеющей, конструкционных, быстрорежущих, шарикоподшипниковых, инструментальных, а также специальных сплавов и др.

Сортамент ижевского металла довольно разнообразен. Это проволока и лента, в том числе тончайших размеров, калиброванные фасонные профили высокой точности, плющенная лента и шлифованная проволока (серебрянка), сортовой прокат широкой номенклатуры. Только номенклатура стальных фасонных профилей высокой точности составляет более 4500 типоразмеров

Важнейшим направлением обеспечения качества и воспроизводимости металлургической продукции является создание автоматизированных систем управления технологическими процессами. Вместе с тем металлургические процессы являются одними из самых энергоемких в промышленности. Энергосбережение при производстве продукции различных энергоносителей: электроэнергии, природного газа, пара, инертных газов, кислорода, мазута — одно из важнейших направлений снижения себестоимости выплавляемого металла. На ОАО «Ижсталь» данное направление работы реализуется на микроуровне — агрегат и макроуровне — цех, агрегат и предприятие.

Применение ПЭВМ для автоматизации контроля и управления технологическими процессами повышает производительность труда, позволяет оптимизировать производственные процессы, стабилизировать качество выпускаемой продукции, сократить расход сырья и электроэнергии, снизить уровень брака.

На ОАО «Ижсталь» в рамках целевой комплексной программы и научно-исследовательской тематики выполнен ряд важнейших работ по внедрению средств вычислительной техники для управления технологическими процессами в сталеплавильном, прокатном и метизном производствах, а также для управления подачей энергоносителей при работе металлургических агрегатов и расходом энергии на собственные нужды.

Первой работой по автоматизации процессов в качественной металлургии на ЭВМ явилось создание автоматизированной системы управления технологическим процессом электрошлакового переплава (АСУ ТП ЭШП), так как его использование для производства конструкционных марок сталей выдвинуло в число первоочередных задач улучшение технико-экономических показателей переплава, повышение качества выплавляемого металла, обеспечение воспроизводства достигнутого качества, увеличение выхода годного за счет снижения технологической обрезки слитков [1].

Работа проводилась в двух направлениях: создание автоматизированной системы контроля и управления; разработка математической модели с целью исследования процесса электрошлакового переплава и создания оптимальной математической

* Статья опубликована в сборнике докладов «Medovar memorial symposium», May 15–17, 2001, Kyiv, Ukraine.

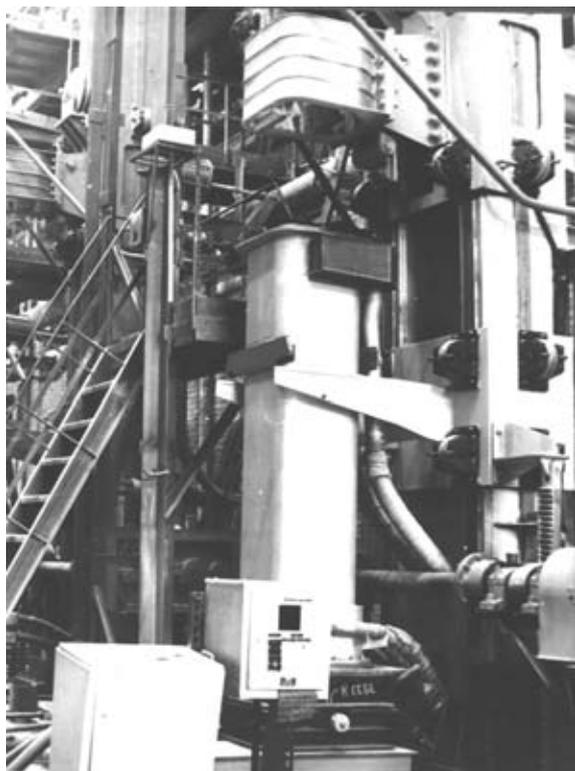


Рис. 1. Установка ОКБ-1155А

модели управления в функции сосредоточенных параметров. В основу АСУ ТП ЭШП положено автоматическое управление ведением плавки на печах ЭШП, позволяющее исключить из контура управления фактор субъективного влияния на ход технологического процесса в основной стадии переплава и обеспечить высокое качество стали.

Объект управления — комплекс установок электрошлакового переплава ОКБ-1155 А (рис. 1) конструкции ВНИИЭТО. Конструктивно установка выполнена по монофилярной схеме электрод — поддон. Сторона квадрата нижнего сечения кристаллизатора 510 мм, верхнего 460 мм, высота 2600 мм. Электрод имеет квадратное сечение со стороной 370 мм. В качестве средств локальной автоматизации использован регулятор АРШМТ. Сортмент основных сталей, выплавляемых методом ЭШП, следующий:

Группа стали	Марка стали
Конструкционные	38ХС, 14ХН3МА, 12ХНГ, 20ХН3МА, 30ХГСА, 30ХГСНА
Легированные	60С2А, 65С2ВА, 50ХФА, 40ХН2МА, 40ХН, 20ХН3А, 12ХН3А, 45ХН2МФА, 12-20Х2Н4А, 18Х2Н4МА, 18Х2Н4ВА, 25Х2Н4МА, 25Х2Н4ВА, 14ХН3МА, 16ХН3МА, 18ХН3МА, 38ХН3МА, 15Н3МА, 17Н3МА
Шарикоподшипниковая	ШХ15-ШХ15СГ
Нержавеющие	10Х18Н9, 12Х21Н5Т, 09Х17Н, 14Х17Н2
Инструментальные	У9А-У10А, 4ХМФС, 4Х5МФС, 5ХНМ, 7ХНМ, ХВГ, 15Х11МФ
Жаропрочные высоколегированные	20Х13, 12Х13, 40Х13

АСУ ТП ЭШП реализована по трехуровневой схеме (рис. 2): комплекс измерительных датчиков

и телеметрической аппаратуры; регуляторы тока и напряжения; вычислительный комплекс для контроля и управления.

АСУ ТП ЭШП обеспечивает функционально контроль параметров агрегатов и управление процессом путем воздействия на исполнительные механизмы печей и оформлена в двух подсистемах: контроля и управления.

Подсистема контроля процесса ЭШП решает следующие задачи: анализ состояния оборудования печи до и по ходу переплава; контроль работы датчиков; измерение силы тока, напряжения и мощности печи ЭШП, сопротивления шлаковой ванны; выдача результатов измерений переплава на графическую станцию; формирование плавильной карты; формирование графиков параметров ЭШП; запись технико-экономических показателей на долговременное записывающее устройство; выдача суточной ведомости выплавки стали.

Для измерения силы тока I , напряжения U , мощности P переплава установлены измерительные преобразователи Е824, Е825, Е829. Аналоговые сигналы с преобразователей поступают на вход ЭВМ, которая производит дальнейшую обработку информации.

Измерение скорости подачи электрода производится с использованием частотного сигнала, поступающего с датчика КВД-25, установленного на валу двигателя исполнительного механизма.

Расход воды в поддоне и кристаллизаторе, а также температура воды измеряются расходомерами-дифманометрами ДМИ с встроенным частотным преобразователем ПГ-2-1 и термометрами сопротивления с вторичными преобразователями ПТ-ТС-68.

Управление печами ЭШП предусматривает воздействие на два канала — управление переключателем ступеней напряжения и блоком управления перемещением электрода. Управление комплексом печей ЭШП спроектировано в виде структуры, при которой параметры процесса регулируются автоматическими регуляторами, а ПЭВМ обрабатывает измерительную информацию, рассчитывает и оптимизирует уставки регуляторов. При подобной структуре управления повышается надежность системы в целом, так как ее работоспособность сохраняется и при отказах ПЭВМ. В случае отказа или сбоя ПЭВМ на печи сохранится текущее состояние электрических параметров.

В начале процесса плавки производится выдача уставки с целью создания на шлаковой ванне необходимых условий для розжига печи. В течение 30 мин происходит постепенное увеличение мощности с одновременным контролем силы тока и напряжения. После розжига печи непрерывно идет анализ процесса на его устойчивость.

В общем случае алгоритм минимизации тока I_i переплава определяется из соотношений:

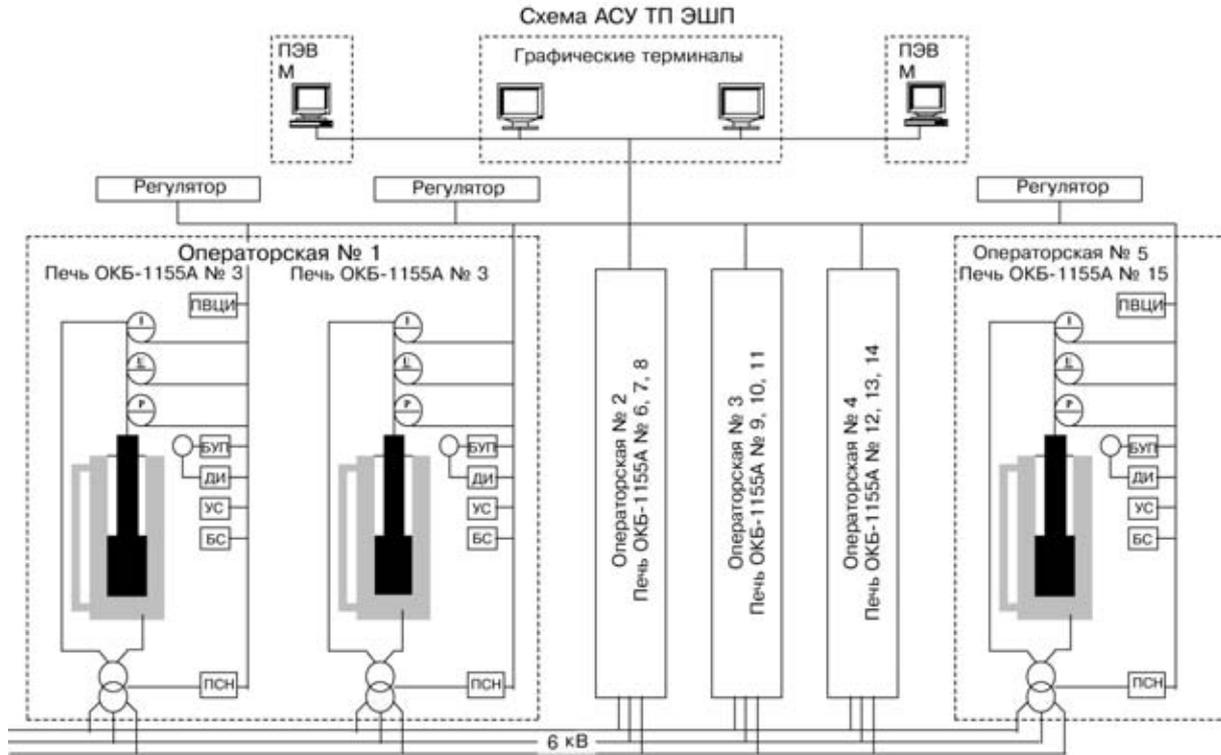


Рис. 2. Схема автоматизированной системы управления ЭШП

$$I_{i+1} = I_i - \frac{T_{i+1} - T_i}{\Delta T}, \quad \text{если } n \leq n_1; \quad (1)$$

$$I_{i+1} = I_b, \quad \text{если } n_1 < n < N; \quad (2)$$

$$I_{i+1} = I_i + \frac{T_{i+1} - T_i}{\Delta T} 2\Delta I, \quad \text{если } n \geq N, \quad (3)$$

где I, T, n, N — сила тока, время, количество оборотов датчика положения текущее и заданное соответственно.

Скорость V переплава расходуемого электрода задается программно и определяется геометрическими параметрами $\alpha(x)$ системы, а также технологическими требованиями для каждой марки (группы марок) стали. Управление скоростью осуществляется ПЭВМ путем воздействия на переключатель ступеней напряжения трансформатора с учетом влияния положения электрода в шлаковой ванне. Для ряда ступеней напряжения при работе на пологий верхней части электрической характеристики для более мягкого перехода предусмотрена возможность порогового переключения величины тока с целью компенсации ступенчатого переключения напряжения.

Электрические параметры печи контролируются в течение всей плавки, что необходимо для обеспечения безопасного режима работы и получения требуемой технологической документации: паспорта плавки, графиков режима переплава, сведений о работе комплекса печей за сутки и с нарастающим итогом (рис. 3).

В случае каких-либо отклонений от заданных технологических пределов производится кор-

ректировка электрического режима и одновременно расчет сопротивления шлаковой ванны, далее процесс ведется при постоянном сопротивлении шлаковой ванны, увеличивающемся к концу плавки почти на 8 % от первоначального значения. После выдачи каждой команды на печь анализируется отработка управляющих воздействий по реакции печи на данную команду. При отказе электрооборудования печи или ЭВМ происходит отказ от управления с выдачей диагностического сообщения и дальнейшим переходом на ручное управление.

Алгоритм управления печью ЭШП ОКБ-1155А позволяет производить розжиг печи на твердом старте, используя информацию с датчиков электрического тока, напряжения, мощности в соответствии с индивидуальными электротехническими характеристиками печей. Технологический режим переплава заложен в памяти ЭВМ в виде зоны до-

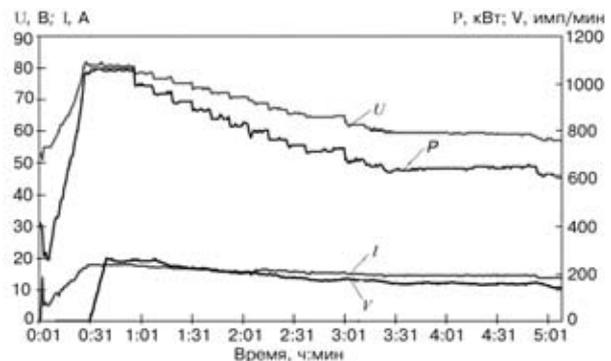


Рис. 3. Технологические параметры системы электрод-шлак-слиток

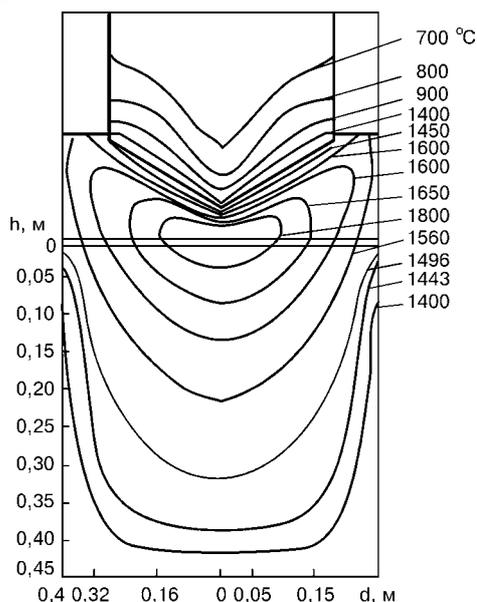


Рис. 4. Температурное поле системы электрод–шлак–слиток

пустимых минимальных и максимальных значений мощности, напряжения, силы тока и сопротивления шлаковой ванны. После выхода на режим, соответствующий необходимой скорости плавления, производится оптимизация электрического режима, что необходимо для минимального расхода электроэнергии на плавку.

На основе физико-математической модели ЭШП разработано математическое обеспечение САПР ТП ЭШП, позволяющее проектировать оптимальную технологию ЭШП в двух режимах ведения процесса — стационарном и финишном. Критериями оптимальности при проектировании технологии являются высокие интенсивность и экономичность процесса (минимальные потери в шлаковой ванне), а также высокое качество металла (отсутствие пор, рыхлостей, трещин).

Математическая модель процесса ЭШП позволяет определить: в электроде — температурное поле и скорость плавления; в шлаковом слое — температурное поле, поля гидродинамических скоростей и поля электрических потенциалов; в слитке выделить три

От редакции

Данная статья была включена в труды Международного симпозиума по ЭШП, посвященного памяти академика Б. И. Медовара, состоявшегося в Киеве 15–17 мая 2001 года. К сожалению, данный материал не был представлен и не обсуждался на симпозиуме.

В то же время проблема совершенствования существующих и создания новых систем управления процессами специальной электрометаллургии, в том числе ЭШП, не утратила своей актуальности. Наоборот, в связи с возрастающей потребностью во все более тяжелых гомогенных слитках так называемых «суперсплавов» для нужд энергетики металлурги столкнулись с тем, что существующие сегодня системы управления ЭШП не обеспечивают достаточной стабильности процесса, в особенности контроля за глубиной электрода в шлак и постоянства производительности. В связи с этим мы и публикуем весьма традиционные, по мнению редколлегии, результаты наших коллег из ОАО «Ижсталь» и приглашаем читателей начать соответствующее обсуждение на страницах нашего журнала.

зоны — жидкого металла; двухфазную и зону твердой фазы. В первой и третьей вычисляются только температурные поля, а в двухфазной зоне — поля температур, давлений, концентраций, удельного объема пор и параметров формирования макрокристаллической структуры слитка. В твердой фазе слитка дополнительно вычисляются поля напряжений, упругих и пластических деформаций и на этой основе оцениваются возможности образования трещин. Одновременно определяется дендритная неоднородность металла и исследуется ее сглаживание за время формирования слитка. Температурное поле системы электрод–шлак–слиток представлено на рис. 4.

Выводы

1. Создана автоматическая система управления комплексом печей ЭШП, основой которой явилась математическая модель управления, действующая в реальном масштабе времени, разработанная на базе экспериментальных и теоретических модельных исследований.
2. По итогам данной работы издана монография «Автоматизация управления электрошлаковым переплавом».
3. Получен патент Российской Федерации на основные узлы системы.
4. С использованием автоматизированной системы управления ЭШП за 20 лет выплавлено около миллиона тонн высококачественного металла, значительно снижено потребление электроэнергии.
5. Создание АСУ ТП ЭШП стало основой для разработки и внедрения систем контроля и управления в энергетике, на других металлургических агрегатах.

1. Петров А. И., Журавлев В. А., Четвертных В. В. Автоматизация управления электрошлаковым переплавом. — Устинов: Удмуртия, 1985. — 384 с.

ОАО «Ижсталь», Ижевск

Поступила 19.06.2001



УДК 669.187.56.001.1

АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОСТИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ МАЛОЙ ТОЛЩИНЕ НАПЛАВЛЯЕМОГО СЛОЯ

К. А. Цыкуленко, А. К. Цыкуленко

Рассмотрены способы получения неразъемных соединений из разнородных материалов. Проанализирована возможность электрошлаковой наплавки слоя малой толщины. Предложены пути решения проблемы получения тонкого наплавленного слоя в процессе электрошлаковой наплавки жидким металлом, где основную роль должен играть флюс. Определены требования к флюсу.

Methods of producing permanent joints of dissimilar materials are considered. The feasibility of electroslag surfacing of a thin layer is analysed. The ways of solution of the problem of producing thin deposited layer during the process of electroslag surfacing with a liquid metal where the main role is played by a flux are suggested. The requirements to the flux are defined.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка; жидкий присадочный металл; глубина провара; химический состав наплавленного слоя; флюс

Многие отрасли современной техники ощущают потребность в биметаллах. Имеются различные способы изготовления биметаллических конструкций, среди которых наиболее заметное место занимают процессы сварки и пайки. Оба этих процесса получения неразъемного соединения имеют преимущества и недостатки и занимают свои ниши в общем объеме производства биметаллов. Одним из основных достоинств пайки является нагрев всех соединяемых тел ниже температуры их плавления. Таким же достоинством обладает и сварка в твердом состоянии без процесса плавления металла. В промышленном производстве биметаллов этот вид сварки нашел довольно широкое применение при изготовлении, главным образом, листового проката. Вместе с тем, образуя за счет совместного пластического деформирования в контактной зоне равнопрочное сварное соединение характеризуется, как правило, пониженной пластичностью и особенно ударной вязкостью в зоне соединения металлов. Обусловлено это тем, что существенную роль в образовании такого соединения играют диффузионные процессы, для протекания которых чистые (ювенильные) поверхности необходимо сблизить на расстояние межатомного взаимодействия. Давление, приводящее к сближению двух

поверхностей на расстояние, необходимое для действия сил притяжения атомов, и одновременно обеспечивающее очистку поверхностей от окисных пленок и адсорбированных газов, является все же недостаточно эффективным средством в этом отношении по сравнению с химической очисткой и защитой поверхностей с помощью расплавленного флюса. При пайке обеспечивается очистка поверхностей, а кроме того, гораздо легче происходит необходимый физический контакт жидкого металла с поверхностью твердого тела. Препятствием же для достижения необходимых механических свойств паяных соединений в ряде случаев являются более низкие прочность и пластичность большинства припоев по сравнению с паяемым металлом.

Наиболее оптимальные свойства зоны соединения обеспечиваются при сварке плавлением. В этом случае расплавленный металл кромок свариваемых деталей смешивается самопроизвольно или сливается с дополнительным (присадочным) металлом без приложения внешнего усилия, образуя общую ванну. При этом происходит разрушение пленок, покрывающих поверхность соединяемых элементов, и сближение атомов металла свариваемых деталей до расстояния, при котором возникают металлические связи. Дальнейшая кристаллизация расплавленного металла начинается от частично оплавленных зерен основного металла.

Образование общей металлической ванны при смешивании основного и присадочного металла во

© К. А. ЦЫКУЛЕНКО, А. К. ЦЫКУЛЕНКО, 2001



время сварки является в ряде случаев отрицательным фактором, который препятствует получению доброкачественного соединения из разнородных металлов, приводя к появлению промежуточных, хрупких структур и т. п. Применительно к наплавке, расплавление основного металла и смешивание его с присадочным металлом приводит к изменению состава последнего. Это вызывает необходимость контроля глубины провара и обеспечения его постоянства во всех сечениях наплавляемого изделия. В противном случае получаемый металл наплавки будет иметь в различных сечениях разный состав а, следовательно, и свойства.

Достичь стабильности состава наплавляемого металла можно двумя способами: снижением глубины провара при неизменной толщине наплавки и увеличением толщины наплавки при неизменном проваре. И в том, и в другом случае может быть получена та минимальная доля основного металла в общем объеме наплавленного металла, которая может быть приемлема с точки зрения состава и свойств металла наплавки.

Одним из наиболее эффективных способов в этом отношении является электрошлаковая наплавка. Таким способом можно наплавить слой металла толщиной 20...90 мм при глубине провара всего 1,5...2,0 мм [1]. В этом случае доля основного металла в зоне соединения уменьшается с 7,5 % до чуть более 2 % с увеличением толщины наплавки. Дальнейшее снижение доли основного металла при канонической схеме электрошлаковой наплавки затруднительно, поскольку шлаковая ванна в этой схеме является зависимым источником теплоты, т. е. существует жесткая взаимосвязь между электрическим режимом и скоростью плавления электрода. Поэтому изменить толщину или скорость наплавки без соответствующего изменения количества тепла, выделяемого шлаковой ванной, невозможно. В свою очередь, это препятствует существенному снижению доли основного металла в объеме металла наплавки.

Попытки преодолеть жесткую зависимость между производительностью классического электрошлакового процесса и его температурными параметрами привели к созданию способов электрошлаковой наплавки, где вместо расходных электродов используется жидкий присадочный металл. Появилась возможность существенного увеличения толщины наплавляемого слоя практически без увеличения глубины провара основного металла. При этом наплавку можно осуществлять как в горизонтальном, так и в вертикальном положении. При горизонтальной наплавке провар основного металла составляет обычно 5...10 мм [2], а при вертикальной — 1,5...2,0 мм, причем величина его обусловлена не столько тепловыми параметрами процесса, сколько возможностями его контроля и поддержания постоянным на заданном уровне. Поскольку толщина наплавленного слоя в этом случае ограничивается только практической целесообразностью, долю основного металла можно

получить сколь угодно малой, увеличивая толщину наплавленного слоя.

Иное дело наплавка слоя достаточно малой толщины с достаточно малой же долей основного металла. Уже при толщине наплавленного слоя 15 мм и менее доля основного металла может превысить 10 %, что в ряде случаев недопустимо. Например, в последнее время возникает все большая практическая необходимость в наплавке высоколегированных сталей и сплавов на элементы из углеродистой или низколегированной стали. К биметаллическим конструкциям такого типа принадлежат, например, композитные заготовки круглого профиля из углеродистой стали с наружным слоем из коррозионно-стойкой высоколегированной стали типа 18-8.

В этом случае приемлемая доля основного металла может быть получена только за счет уменьшения глубины провара. Действительно, уже 10 %-ная доля основного металла, например стали 20, в наплавленном слое из стали 18-8, содержащей 0,03 % углерода, выводит металл из марочного состава, и если содержание хрома и никеля еще можно компенсировать добавками соответствующей лигатуры, то предотвращение чрезмерного науглероживания наплавленного металла представляет собой серьезную проблему.

Одной из успешных попыток существенного снижения величины провара является способ электрошлаковой наплавки с использованием плавящегося электрода, установленного с малыми зазорами между наплавляющимися и формируемыми деталями [3]. Этот способ успешно применяется при наплавке относительно небольших по площади поверхностей, например при производстве термобиметалла. Эффективность этого процесса обусловлена авторегулированием скорости наплавки, оплавлением кромок наплавляемого металла. Скорость наплавки в этом случае постоянно возрастает. Подобный процесс не имеет места при каноническом электрошлаковом процессе плавления расходного электрода, установленного в кристаллизаторе с большими зазорами.

Радикальным способом получения тонкого наплавленного слоя был бы способ, обеспечивающий нулевой провар. Такой способ, названный Н. Ф. Лашко и С. В. Лашко сваркопайкой [4, 5], имеет одновременно характерные особенности сварки плавлением и пайки, при котором достаточно одну из соединяемых деталей нагреть до расплавления, а другую нагреть ниже температуры солидус. Этот процесс осуществим при непосредственном соединении металлов или сплавов, сильно отличающихся по температурам плавления (например, при соединении стали с медью), и необходим, когда температура плавления одного из металлов выше температуры кипения другого металла (например, при соединении вольфрама, молибдена, ниобия с медью).

Решение проблемы существенно осложняется, если разница в температурах плавления основного и наплавляемого металла незначительна, например, при наплавке специальных сталей и сплавов на углеродистые и низколегированные стали. Рассмотрим



условия, требуемые для осуществления процесса сварко-пайки применительно к этому случаю.

Необходимым и достаточным условием образования металлической связи является вступление в контакт очищенной от окисной пленки, адсорбированных газов и других загрязнений поверхности металла, на которую производится наплавка, нагретой до температуры не выше температуры солидус (T_S^0), с жидким металлом, наплавляемым на указанную поверхность, нагретым в свою очередь до температуры выше температуры ликвидус (T_L^0), и поддержание этого контакта в течение определенного времени.

Рассмотрим осуществимость этого условия при электрошлаковом процессе. Очевидно, что температура электрошлакового процесса ($T_{ш}$) должна удовлетворять условию $T_L^0 < T_{ш} \leq T_S^0$. В этом случае исключается опасность расплавления основного металла шлаковой ванны и его пережога. В то же время создаются условия для длительного контакта шлаковой ванны и жидкого металла с наплавляемой твердой поверхностью. Это благоприятствует полноте протекания рафинирующих реакций шлака с металлической поверхностью и диффузионных процессов между жидким и твердым металлом.

Для черных металлов и специальных сплавов диапазон температур $T_S^0 - T_L^0$ довольно узок. В таблице приведены значения температур ликвидус и солидус для некоторых сталей и сплавов, из которой видно, что указанный диапазон составляет в большинстве случаев 100...200 °С, а иногда и того меньше.

Это означает, что температура электро-шлакового процесса при наплавке-пайке может изменяться в довольно узком интервале, что требует точного соблюдения состава флюса и электрических параметров плавки. Так, в вышеуказанных примерах $T_{ш}$ должна находиться в пределах 1370...1480 °С для наплавки стали типа 18-8 на сталь 20 и в пределах 1250...1430 °С при наплавке валковой БРС на сталь 50.

Стабилизировать температуру шлаковой ванны можно, доведя ее до кипения. В этом случае независимо от режима плавки температура шлаковой ванны будет постоянна. Увеличение электрической мощности будет приводить лишь к большей интенсивности кипения шлака. Именно этот принцип был положен в основу способа электрошлаковой наплавки с уменьшенной глубиной провара [1, 6]. В этом способе используется эффект снижения температуры шлаковой ванны в результате выкипания отдельных компонентов шлака. Такими компонентами, имеющими низкую температуру кипения, могут быть, например, $Na_2B_4O_7$, $CaCl_2$, KF. Введение во флюс 10...20 % легкокипящего компонента дает возможность снизить температуру шлаковой ванны и поддерживать ее на одном уровне [11]. Примером такого флюса может служить флюс следующего состава, %: B_2O_3 32...45, CaF_2 20...25,

Примерные значения температур ликвидус и солидус некоторых сталей и сплавов

Материал (содержание элемента, %)	$T_L, ^\circ C$	$T_S, ^\circ C$	Источ-ник
Железо Армко	1535	1530	[7]
Сталь 10	1530	1480	[7]
Сталь 30X	1520	1480	[7]
Сталь 50	1480	1430	[7]
Сталь типа 18-8	1370...1400	-	[8]
Сталь типа X17			
Углеродистая сталь (0,12...0,15 % C)	1430...1480	-	[8]
Высокоугеролистая сталь (0,7...1,1 % C)	1370	-	[8]
Быстрорежущая сталь типа M2 (4Cr; 5Mo; 2V; 6W):			
с содержанием 1,0 % C	-	1245	[9]
с содержанием 1,6 % C	-	1210	[9]
с содержанием 1,9 % C	-	1200	[9]
Жаропрочные сплавы на никелевой основе:			
A286 (<0,08 C; <1,0 Si; <1,0 Mn; 13,5...16,0 Cr; 24...27 Ni; 1,0...1,5 Mo; 0,1...0,5 V; 1,9...2,35 Ti; <0,35 Al; 1,9...2,35 Nb, 10^{-4} ... 10^{-3} B)	1430	1370	[10]
Инконель 625 (<0,1 C; <0,5 Si; <0,5 Mn; 20...23 Cr; >58 Ni; 8...10 Mo; 3,15...4,15 Nb; <0,4 Ti; <0,4 Al)	1400	1380	[10]
Инконель 706 (<0,06 C; <0,35 Si; <0,35 Mn; 14,5...17,5 Cr; 39...44 Ni; 2,5...3,3 Nb; 1,9...2,0 Ti; <1,0 Co; <0,4 Al; <0,006 B)	1371	1334	[10]
Инконель 718 (<0,08 C; <0,35 Si; <0,35 Mn; 17...21 Cr; 50...55 Ni; 2,8...3,3 Mo; 4,75...5,5 Nb; 0,65...1,15 Ti; 0,2...0,8 Al; <1,0 Co)	1336	1260	[10]

$CaCl_2$ 20...25, $Na_2B_4O_7$ [10]. Температура плавления флюса 850...900 °С, он хорошо смачивает горячую поверхность твердого металла. Температура шлаковой ванны стабилизируется в результате разложения буры (при 1575 °С) и выкипания $CaCl_2$ (при 1600 °С). Таким образом, температура шлаковой ванны не может превысить 1575...1600 °С, что и отмечалось при электрошлаковой наплавке стали 12X18H9T на сталь 18XM. Толщина наплавленного слоя составляла 40 мм [1].

Наплавку в кипящем шлаке нельзя признать оптимальным решением проблемы из-за изменения его состава в процессе кипения и необходимости постоянной добавки компонентов по мере их улетучивания. Но, главное, это экологические проблемы, которые возникают в связи с интенсивным выделением вредных веществ при кипении шлака.



Видимо поэтому указанный процесс не получил должного распространения.

Таким образом, проблема тонкослойной биметаллической наплавки габаритных изделий не нашла еще своего удовлетворительного решения. Требуется дальнейшие исследования в этом направлении. Представляется, что перспективным путем является электрошлаковая наплавка жидким присадочным металлом с применением легкоплавких флюсов и режимов наплавки, обеспечивающих поддержание температуры шлаковой ванны в требуемом диапазоне, не допуская кипения шлака и оплавления основного металла. Применение жидкого присадочного металла, приготовляемого в отдельном агрегате, освобождает от необходимости иметь температуру шлаковой ванны, достаточную для плавления расходоемого электрода, и тем самым дает возможность снизить температуру шлаковой ванны до любого заданного уровня.

Для образования неразъемного соединения при электрошлаковой наплавке-пайке с применением жидкого присадочного металла необходимо с помощью шлака очистить поверхность металла, на которую производится наплавка, от окисной пленки, адсорбированных газов и других загрязнений, одновременно нагревая эту поверхность до требуемой температуры. Затем на подготовленную таким образом поверхность залить через этот шлак жидкий присадочный металл, приготовленный в отдельном агрегате, и поддерживать его в таком состоянии определенное время для протекания диффузионных процессов на границе жидкий металл — твердая поверхность, взаимного их растворения и образования центров кристаллизации. Последующая кристаллизация жидкого металла на подложке обеспечивает надежную металлическую связь соединяемых металлов.

Возможны два способа получения указанного соединения: в горизонтальном положении, когда вся наплавляемая поверхность одновременно нагревается и заливается жидким металлом, и в вертикальном положении, когда поверхность нагревается и заливается жидким металлом постепенно. В первом случае источник тепловыделения (шлаковая ванна) неподвижен, во втором — перемещается относительно поверхности. Каждый из этих способов имеет свои технологические преимущества и недостатки. На первый взгляд кажется, что именно первый способ наиболее пригоден для осуществления наплавки-пайки из-за независимого регулирования времени каждого из этапов: рафинирования и прогрева поверхности, а также контактирования жидкого металла с твердой поверхностью. Однако в этом случае невозможно получить достаточно однородное температурное поле на всей поверхности, обогреваемой шлаковой ванной, что делает решение указанной задачи весьма проблематичным из-за узкого температурного интервала, в котором необходимо проводить процесс на-

плавки-пайки. Представляется, что второй способ в этом отношении более надежен, особенно применительно к телам вращения, где при использовании токоподводящего кристаллизатора существенно легче достичь необходимой температурной однородности шлаковой ванны вследствие периферийного тепловыделения. Вместе с тем, относительное перемещение источника тепловыделения связывает по времени этапы процесса наплавки: в этом случае скорость перемещения шлаковой и металлической ванны относительно наплавляемой поверхности должна быть таковой, чтобы обеспечить полное протекание всех процессов на каждом этапе.

В цепочке этапов: очистка поверхности, нагрев до требуемой температуры, выдержка при контактировании жидкого и твердого металла лимитирующим звеном является, по-видимому, этап нагрева. Действительно, этап образования металлической связи при контактировании жидкого и твердого металла, протекающий, как известно, в две стадии, сравнительно непродолжителен. Первая кинетическая (бездиффузионная) активируемая стадия контактно-твердожидкого плавления имеет по данным работы [4] длительность всего 0,01 с, а вторая диффузионная стадия протекает также достаточно быстро в связи с тем, что коэффициент диффузии в жидком металле в $10^3 \dots 10^4$ выше, чем в твердом.

Что касается очистки поверхности, то этот факт, часто наблюдаемый на огарке расходоемого электрода, извлеченного из шлаковой ванны при ЭШП, свидетельствует о том, что время, затраченное на рафинирование, по меньшей мере, не больше времени наплавки.

Время, затрачиваемое на нагрев наплавляемой поверхности, определяется площадью этой поверхности, массой наплавляемого тела, тепловой мощностью, выделяемой в шлаковой ванне, и условиями теплопередачи от шлаковой ванны к наплавляемой поверхности. Реальные соотношения этих параметров на практике таковы, что обычные скорости электрошлаковой наплавки составляют 10... 15 мм/мин. Следует учитывать, что большая часть тепла затрачивается на оплавление наплавляемой поверхности. Поэтому следует ожидать, что при одинаковой вкладываемой мощности процесс наплавки-пайки будет протекать существенно быстрее, чем обычной наплавки.

Основную роль в процессе электрошлаковой наплавки-пайки будет играть флюс. Для осуществления процесса необходим флюс, отвечающий следующим требованиям: должен выделять достаточное количество тепла при прохождении через него электрического тока; обеспечивать температуру электрошлакового процесса не выше 1450... 1480 °С; иметь минимальные отклонения по температуре шлаковой ванны при естественных флуктуациях электрических параметров плавки; обеспечивать рафинирование наплавляемой поверх-



ности от оксидных пленок и адсорбированных газов; сохранять в процессе плавки стабильность состава и свойств; иметь при температуре процесса минимально возможную вязкость; иметь широкий температурный интервал плавления.

Анализ стандартных шлаков, применяемых в настоящее время при электрошлаковых процессах, показывает, что флюса, полностью отвечающего указанным требованиям, пока нет. Таким образом, осуществимость эффективной электрошлаковой наплавки-пайки в существенной степени будет зависеть от разработки соответствующего флюса, отвечающего указанным выше требованиям.

1. *Электрошлаковая* сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
2. *Носатов В. А., Овчинникова Т. Х., Кузьменко О. Г.* Электрошлаковая наплавка жидким присадочным металлом штамповых кубиков // Наплавка при изготовлении деталей машин и оборудования. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1988. — С. 75–77.

3. *Пузрин Л. Г., Городецкий А. Ш.* Стабилизация провара основного металла при электрошлаковой наплавке неподвижным электродом // Проблемы электрошлаковой технологии. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 62–66.
4. *Лашко С. В., Лашко Н. Ф.* Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988. — 376 с.
5. *Лашко Н. Ф., Лашко С. В.* Некоторые проблемы свариваемости металлов. — М.: Машгиз, 1963. — 298 с.
6. *Получение* биметалла электрошлаковой наплавкой / Д. А. Дудко, Н. Я. Щербина, И. И. Сушук-Слюсаренко, И. И. Лычко. — Киев: УкрНИИТИ, 1972 — 17 с.
7. *Хансен М., Андерко К.* Структуры двойных сплавов. В 2-х т. / Пер. с англ. П. К. Новикова и др. — М.: Металлургиздат, 1962. — 1488 с.
8. *Burns. C. F. Jr.* Critical melting points for metals and alloys. — Souderton, PA Solar Atmospheres Inc., 1997. — 22 p.
9. *Hoyle G.* High speed steel. — Butterworth and Co (Publishers) Ltd, 1988. — 212 p.
10. *Solutions to materials problems.* — Product reference guide CD-ROM. — INCO ALLOYS INTERNATIONAL, 1997.
11. *Подгаецкий В. В., Люборец И. И.* Сварочные флюсы — Киев: Техніка, 1984 — 162 с.

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

Поступила 27.06.2001



УДК 669.187.526.002.2

ПОЛУЧЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ТРУБ ИЗ ЗАГОТОВОК ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОТХОДОВ

Т. Н. Буряк, В. С. Вахрушева, С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук,
Н. И. Левицкий, В. И. Мирошниченко

Проведено детальное исследование качества трубных заготовок из промышленных отходов сплава ВТ1-0 (технически чистый титан), полученных методом плавки и литья в электронно-лучевой гарнисажной установке. Принципиальной особенностью плавки и рафинирования отходов является использование электромагнитного перемешивания расплава при электронно-лучевом обогреве. Установлено, что литые заготовки имеют благоприятную для пластической деформации мелкозернистую, равноосную и однородную макроструктуру при удовлетворительном уровне механических свойств. Выбраны способы горячей деформации литых трубных заготовок. Получены трубы с использованием горячей деформации способом прессования в α -области и поперечно-винтовой прокатки в β -области. Трубы из литых заготовок по качеству поверхности, структурным и механическим характеристикам не уступают стандартным аналогам, технология производства которых предусматривает ковку слитков и термообработку труб. Предложенная технология производства титановых труб может быть рекомендована для изготовления небольших партий изделий специального назначения.

A comprehensive investigation of the quality of tubular billets made from the industrial waste of VT1-0 alloy (commercial titanium) by melting and casting in the electron-beam skull installation was carried out. The use of electromagnetic stirring of melt during the electron-beam heating was a specific feature for melting and refining. It was stated, that cast billets had a fine-grained, equiaxial and homogeneous structure favorable for the plastic deformation at the satisfactory level of the mechanical properties. Methods of hot deformation of cast tubular billets were selected. Pipes were produced by hot deformation using the method of pressing in α -region and cross-helical rolling in β -region. Pipes made from cast billets are not inferior to the standard analogues as to the surface quality, structural and mechanical characteristics. The technology of their manufacture includes the forging of ingots and heat-treatment of pipes. The offered technology of production of titanium pipes can be recommended for manufacture of small batches of the special-purpose products.

Ключевые слова: титан; электронно-лучевая плавка; гарнисажный тигель; электромагнитное перемешивание; отходы; труба; структура; механические свойства

В настоящее время титановые трубы производят из слитков вакуумно-дугового переплава (ВДП), которые подвергают ковке с последующим изготовлением трубных заготовок путем пластической деформации [1]. Такая схема производства связана с заметными потерями металла при переделах и вероятностью его окисления вследствие взаимодействия с атмосферой воздуха.

Изготовление расходуемого электрода для ВДП из титановой губки представляет сложную техническую задачу. Одним из недостатков этой технологии является ограниченное количество отходов, которое можно вводить в шихту при переплаве

и последующем прессовании расходуемых электродов [2]. В процессе формирования слитка ВДП образуется грубая столбчатая кристаллическая структура, затрудняющая последующую пластическую деформацию металла.

Цель настоящей работы — проверить возможность изготовления титановых труб из литых заготовок, полученных в электронно-лучевой установке из отходов производства. Литейная технология получения заготовок отличается от традиционной тем, что, во-первых, позволяет использовать в шихте до 100 % отходов, а, во-вторых, как правило, характеризуется более высоким коэффициентом использования металла. В данном исследовании в качестве шихты были выбраны листовые отходы сплава ВТ1-0 (технически чистый титан).

© Т. Н. БУРЯК, В. С. ВАХРУШЕВА, С. В. ЛАДОХИН, Т. В. ЛАПШУК, Н. И. ЛЕВИЦКИЙ, В. И. МИРОШНИЧЕНКО, 2001



Экспериментальные плавки проводили в электронно-лучевой литейной установке, смонтированной на базе вакуумной индукционной печи ИСВ-004, технические характеристики которой следующие:

Объем плавильной камеры, м ³	2,2
Количество и тип электронно-лучевых пушек	Одна аксиальная
Параметры работы пушки:	
максимальная мощность, кВт	200
разгоняющее напряжение, кВ	26...30
Тип плавильно-заливочного тигля	Гарнисажный с системой ЭМП
Полезная емкость тигля, м ³	6·10 ⁻³
Параметры работы системы ЭМП тигля:	
напряжение, В	20...24
сила тока, А	800...1200
частота тока, Гц	50
Рабочее давление в плавильной камере, Па	0,13...1,3
Расход воды на охлаждение установки, м ³ /ч	10,4
Расход воды на охлаждение тигля, м ³ /ч	2,4
Время достижения рабочего давления в камере после разгерметизации установки, ч	0,5

В качестве плавильно-заливочного устройства использовали медный гарнисажный тигель, оснащенный комбинированной донно-боковой системой электромагнитного перемешивания (ЭМП). Схемы установки и тигля приведены соответственно на рис. 1 и 2. Особенности конструктивного исполнения и работы оборудования описаны в работе [3].

Заготовки получали методом литья в стационарные формы, представляющие собой стальные цилиндрические кокилы диаметром 110 мм и высотой 300 мм. Прибыльные надставки в экспериментах не применяли. Слив жидкого металла из тигля осуществляли путем его наклона.

Параметры плавки и заливки металла были следующими: масса завалки 19,6...20,5 кг, общее время плавки 34...36 мин, максимальная мощность электронно-лучевого нагрева 130...140 кВт, время выдержки расплава на максимальной мощности 14...16 мин, время заливки формы 5...6 с.

Выход на максимальную мощность электронно-лучевого нагрева проводили со ступенчатым повышением мощности, характерным для электронно-лучевой гарнисажной плавки [4]. Во всех случаях заливку расплава осуществляли в неподогреваемые формы. Всего было получено 5 заготовок. При выплавке заготовки № 2 в качестве шихты использовали заготовку, уже полученную по описанной технологии, т. е. практически был реализован двойной переплав с целью проверки влияния дополнительной тепловой обработки на свойства металла.

Качество титановых отливок исследовали на макротемплетах, отобранных с противоположных концов заготовок. На нетравленных темплетах были выявлены несплошности литого металла: преимущественно это раковины, максимальный размер которых достигал 3 мм, а также отдельные небольшие

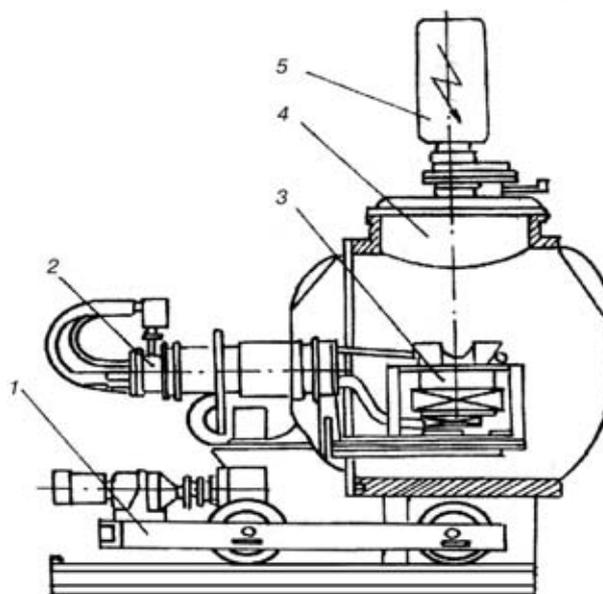


Рис. 1. Схема электронно-лучевой установки на базе печи ИСВ-004: 1 — станина; 2 — механизм наклона тигля; 3 — гарнисажный тигель; 4 — плавильная камера; 5 — электронно-лучевая пушка

трещины и поры. Указанные дефекты располагались по краям заготовок. В наибольшей степени они наблюдались в заготовках № 3 и 4. В других заготовках металл поражен такими дефектами незначительно. В центральной части заготовок имелись усадочные раковины диаметром до 7 мм. Глубина залегания усадочных дефектов составляла около 30 % высоты заготовки. Отмеченные поверхностные дефекты удалялись механической обработкой перед трубным переделом, а усадочные раковины — при сверлении заготовок под горячее прессование.

После травления в заготовках выявлена достаточно плотная, однородная равноосная макроструктура, более мелкозернистая в донной части по сравнению с прибыльной. В среднем размер зерна в донной части составил 2...3 мм, в прибыльной —

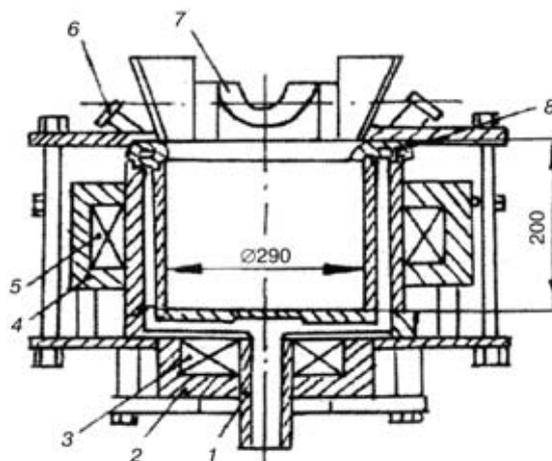


Рис. 2. Схема гарнисажного тигля с комбинированной донно-боковой системой электромагнитного перемешивания расплава: 1 — патрубок подвода охлаждающей воды; 2 — донный магнитопровод; 3 — донная катушка; 4 — боковой магнитопровод; 5 — боковая катушка; 6 — патрубок отвода охлаждающей воды; 7 — сливной носок; 8 — верхний фланец

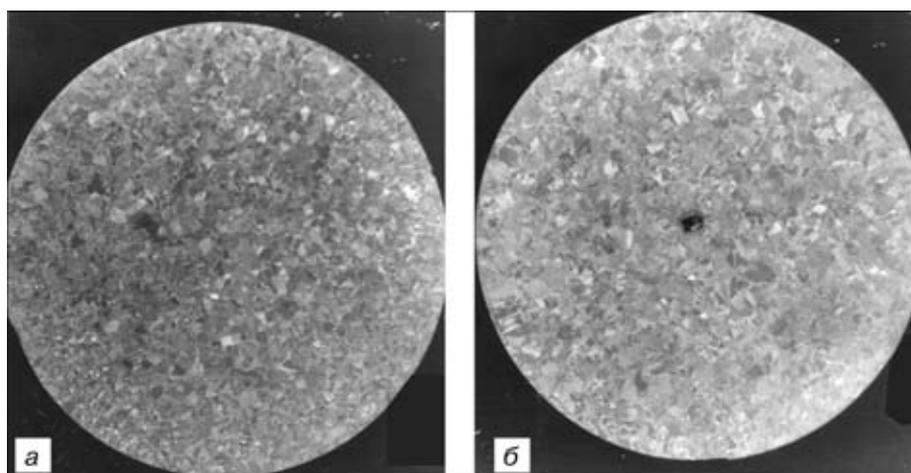


Рис. 3. Макроструктура донной (а) и прибыльной (б) частей заготовки № 2

3...5 мм. У заготовки № 2 по высоте наблюдалась наиболее равномерная макроструктура (рис. 3).

Микроструктуру изучали на образцах, отобранных из верхней (прибыльной) части заготовок. В целом у всех заготовок выявлена крупнозернистая микроструктура, имеющая пластинчатые внутризеренные образования, характерные для металла, который медленно охлаждается из β -области с последующим полиморфным $\beta \rightarrow \alpha$ -превращением. Наиболее крупное зерно наблюдалось у заготовки № 5, а наименьшее — у заготовки № 2. Микроструктура металла указанных заготовок приведена на рис. 4.

Данные о механических свойствах и твердости металла литых трубных заготовок представлены соответственно в табл. 1 и 2. Образцы для механических испытаний изготавливали из металла прибыльной части заготовок, а твердость определяли на макротемплетах, отобранных от обоих концов заготовок. Испытания на растяжение проводили на цилиндрических образцах в соответствии с ГОСТ 1497–84 при комнатной температуре и ГОСТ 9651–84 при повышенной температуре. Твердость контролировали в соответствии с ГОСТ 9013–59 по методу Роквелла (HRB) и ГОСТ 9012–59 по методу Бринеля (HB) на поперечных протравленных темплетах. Для сравнения в табл. 1 приведены также свойства металла кованой заготовки ВДП.

Максимальные значения прочности и твердости имеет металл заготовки № 2. Разницы в значениях

твердости по сечению литых заготовок не выявлено, что можно объяснить равномерностью макроструктуры. Следует отметить достаточно высокий уровень свойств металла при 150 °С.

Режим проведения электронно-лучевой плавки оказывает заметное влияние на структурообразование и свойства титана марки ВТ1-0, что подтверждается большей дисперсностью макро- и микроструктуры и большей их однородностью по высоте и сечению заготовки, а также более высокой прочностью металла заготовки № 2, полученной с применением двойного переплава. Ранее [5] влияние режима электронно-лучевого нагрева на свойства металла было установлено при гарнисажной плавке титановых сплавов ВТ20 и ВТ3-1 и циркониевого сплава Э110 (Zr–1 % Nb). Это указывает на необходимость строгой регламентации процесса электронно-лучевого переплава.

В целом полученные данные дают основание заключить, что металл литых заготовок имеет достаточный для последующей деформации ресурс пластичности и более стабильные значения прочности в сравнении с металлом кованой заготовки. Последнее объясняется нестабильностью процесса деформации при ковке, неравномерным охлаждением поверхности заготовки, наличием зон затрудненной деформации. При этом по длине и сечению кованой заготовки может формироваться неоднородная структура, что сказывается и на

Таблица 1. Механические свойства литых заготовок сплава ВТ1-0

№ плавки	Температура испытаний 20 °С				Температура испытаний 150 °С			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %
1	477,8	389,6	16,4	35,4	316,05	268,5	17,8	48,4
2	500,8	417,0	10,6	37,1	413,1	364,6	16,9	39,8
3	439,5	372,4	10,2	39,0	366,5	314,6	14,0	39,0
4	415,0	363,1	15,0	35,7	327,8	282,7	15,0	49,5
5	419,5	357,2	13,6	50,7	312,2	248,4	13,2	45,0
ГОСТ 26492–82 для кованого металла	355...540	–	≥ 19	≥ 38	–	–	–	–



Таблица 2. Твердость сплава ВТ1-0 в литом состоянии

№ плавки	Верх заготовки		Низ заготовки	
	НВ	HRB	НВ	HRB
1	167,9	85,9	168,7	86,4
2	187,6	92,6	186,8	90,2
3	162,1	87,0	167,4	84,3
4	164,4	82,0	169,3	83,5
5	162,0	82,5	158,5	82,4

уровне механических свойств металла. Поэтому можно утверждать, что литая заготовка с регламентированной структурой имеет преимущества перед ковальной.

Полученные литые трубные заготовки были подвергнуты горячей деформации с изготовлением труб по двум технологическим схемам:

1. Прессование на горизонтальном трубопрофильном прессе усилием 16 МН. Условия проведения процесса: температура нагрева под прессование 850 °С, коэффициент вытяжки $\mu = 5,74$, величина деформации $\epsilon = 82,58\%$ ($\ln \epsilon = 1,75$).

2. Поперечно-винтовая прокатка на 2-валковом прошивочном стане А 30-70. Условия проведения процесса: температура нагрева под прокатку 1100 °С, коэффициент вытяжки $\mu = 1,96$, величина деформации $\epsilon = 48,98\%$ ($\ln \epsilon = 0,67$).

Выбор указанных схем обработки обусловлен следующими соображениями. Прессование является наиболее благоприятным способом горячей деформации, при котором за один проход удается заметно уменьшать диаметр и толщину стенки изделия [6]. Всестороннее сжатие и большие степени деформации позволяют максимально прорабатывать структуру заготовок. Важным фактором, влияющим на характер истечения титана при прессовании, является температура, определяющая фазовое состояние. При прессовании в области α - или $\alpha + \beta$ -фаз наблюдается более равномерный характер истечения, чем при прессовании в области β -фазы [7].

Способ горячей прокатки на косовалковых прошивных станах наиболее распространен при получении труб в отечественном производстве [6]. Он обеспечивает поперечную и продольную деформацию, а также кручение при относительно небольших степенях обжатия. Применение поперечно-винтовой прокатки целесообразно особенно на начальных стадиях трубного передела титана, имеющего исходную анизотропию свойств. После этой операции последующие обжатия могут быть значительно большими. При этом учитывается то обстоятельство, что титан, имеющий β -структуру, обладает большей способностью к пластической деформации.

Обычно деформация технического титана в высокотемпературной β -области приводит к появлению многокомпонентной текстуры рекристаллизации. После деформации титана при температу-

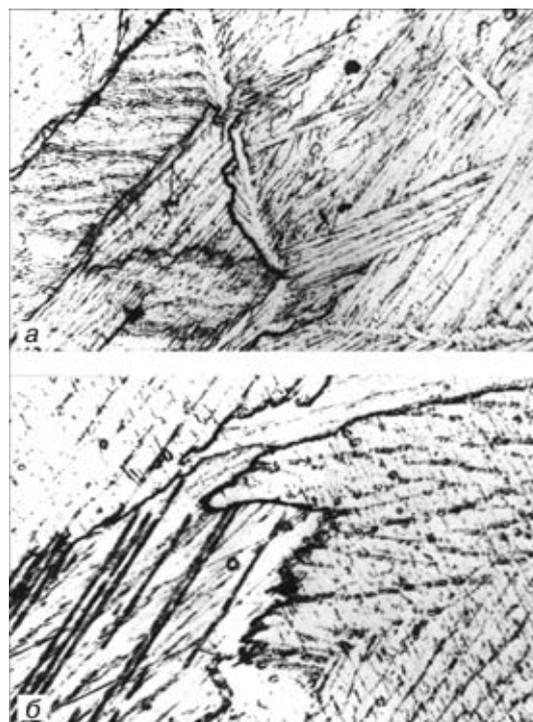


Рис. 4. Микроструктура (X100) заготовок сплава ВТ1-0 № 2 (а) и № 5 (б)

ре выше 1000 °С, как правило, двойники в структуре исчезают, а размер зерна становится тем большим, чем выше температура деформации, что свидетельствует о преобладании процессов динамической рекристаллизации [8].

По первой схеме деформации (прессование) из заготовок № 1, 2, 3 и 5 были получены трубы с наружным диаметром 47 мм и толщиной стенки 8 мм. Исследование этих труб показало, что они имеют ровную гладкую поверхность без трещин, расслоений и плен. Макроструктура во всех случаях плотная без дефектов несплошности металла, преимущественно равноосная у переднего конца труб и неравноосная — в хвостовой части. Макроструктура горячепрессованной трубы из заготовки № 3 показана на рис. 5.

Микроструктуру исследовали на образцах, отобранных от обоих концов труб, после электролитического травления шлифов в кислотном реактиве. На рис. 6 представлена микроструктура металла заготовки № 2 в поперечном сечении относительно направления деформации. Анализ микроструктуры показывает, что прессование при

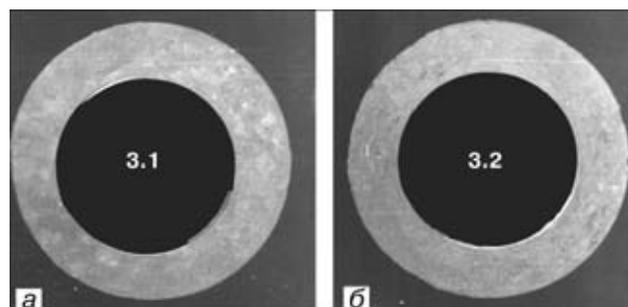


Рис. 5. Макроструктура переднего (а) и заднего (б) концов горячепрессованной трубы из заготовки № 3

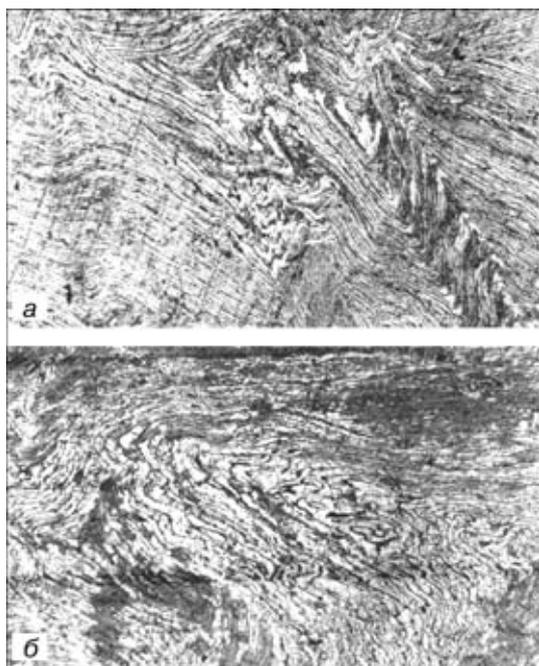


Рис. 6. Микроструктура (X100) переднего (а) и заднего (б) концов горячепрессованной трубы из заготовки № 2

температуре нагрева 850 °С и коэффициенте вытяжки $\mu = 5,74$ приводит к измельчению пластин α -фазы, которые вытягиваются в пределах α -колонии с образованием волокнистой структуры, имеющей внутризеренную субструктуру. Границы α -пластин в этом случае не являются препятствием для прохождения процессов рекристаллизации с образованием равноосных полиэдрических зерен, поскольку являются малоугловыми.

Механические свойства металла в продольном и поперечном направлениях, а также значения твердости приведены в табл. 3. В этой же таблице для сравнения представлены требования к свойствам стандартного металла горячедеформированных труб по ГОСТ 21945–76 после термообработки в продольном направлении. Видно, что металл горячепрессо-

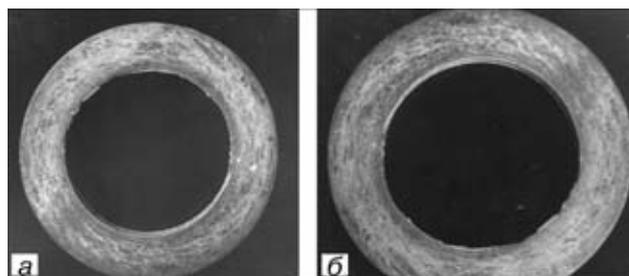


Рис. 7. Макроструктура переднего (а) и заднего (б) концов горячекатаной гильзы из титана ВТ1-0, полученной поперечно-винтовой прокаткой на прошивном стане

ванных труб, полученных из литых заготовок электронно-лучевой плавки, имеет высокие прочностные характеристики, при этом наблюдается анизотропия свойств, связанная, вероятно, с сохранением наклепа и наличием текстуры, формирующейся в α -фазе титана (ГПУ-решетка) при прессовании. Определяющую роль здесь играют процессы деформации, а не рекристаллизации.

Отметим, что в деформированных по описанному режиму трубах в зависимости от их назначения путем последующей термообработки можно получать микроструктуру различного типа: пластинчатую полиэдрическую структуру рекристаллизованной α -фазы в результате вакуумного отжига в α -области либо упрочненную мартенситную структуру α' -фазы в результате закалки в β -области.

По второй схеме заготовка № 4 была прокатана на трубу (гильзу) наружным диаметром 80 мм и толщиной стенки 12 мм. Для этой трубы также характерна ровная бездефектная поверхность. Макроструктура разных концов трубы (рис. 7) представляет собой ориентированные по направлению поперечно-винтовой (косой) прокатки зерна с наличием отдельных крупных образований, рост которых, вероятно, обусловлен длительной высокотемпературной выдержкой перед деформацией.

Микроструктура середины переднего и хвостового концов гильзы показана на рис. 8. По толщине

Таблица 3. Механические свойства и твердость сплава ВТ1-0 в горячепрессованных трубах

Металл	№ плавки	Температура испытаний 20 °С				Температура испытаний 150 °С				Твердость HRB при 20 °С	
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	передний конец	задний конец
Прессованная заготовка (температура нагрева 850 °С, $\mu = 5,7$)	1	$\frac{577}{568}$	$\frac{426}{436}$	$\frac{23,7}{10,1}$	$\frac{43,4}{37,0}$	418	305	29,3	45,0	86,0	87,2
	2	$\frac{640}{646}$	$\frac{584}{543}$	$\frac{18,7}{10,2}$	$\frac{39,8}{36,1}$	–	–	–	–	91,0	89,6
	3	$\frac{589}{593}$	$\frac{448}{497}$	$\frac{23,5}{11,3}$	$\frac{43,2}{46,9}$	423	318	24,0	52,1	87,3	89,1
	5	$\frac{571}{576}$	$\frac{420}{480}$	$\frac{26,3}{12,5}$	$\frac{48,1}{53,0}$	378	277	28,0	46,0	85,8	86,6
Горячекатаная труба после термообработки	Требования нормативных документов	343...568	≥ 245	≥ 20	≥ 42	–	–	–	–	–	–

Примечания. 1. Над чертой приведены свойства в продольном направлении, под чертой – в поперечном. 2. При температуре испытаний 150 °С указаны значения в продольном направлении.

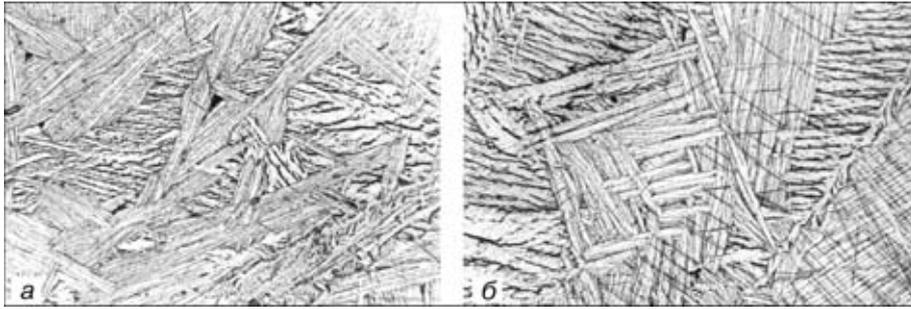


Рис. 8. Микроструктура (X100) переднего (а) и заднего (б) концов горячекатаной гильзы из титана ВТ1-0, полученной поперечно-винтовой прокаткой на прошивном стане

стенки она характеризуется высокой однородностью. Хвостовой конец имеет более мелкозернистую и однородную структуру, чем передний. Поперечно-винтовая прокатка в β -области при температуре нагрева 1100 °С и коэффициенте вытяжки $\mu = 1,96$ обеспечивает полное прохождение фазовой перекристаллизации с измельчением и образованием структуры пластичного типа в пакетах различной формы. В результате прокатки формируется вытянутое по спирали с небольшим углом наклона зерно β -фазы. Такая структура при последующей холодной деформации обеспечивает более благоприятную технологическую пластичность. Изучение твердости показало, что *HRB* переднего конца гильзы составляет 92,4, а заднего — 87,4, т. е. после прокатки твердость металла горячекатаной трубы повышается.

Выводы

1. Показана возможность получения из отходов титанового сплава ВТ1-0 трубных заготовок электронно-лучевой гарнисажной плавкой и литьем в стационарные металлические формы в вакууме. Заготовки имеют достаточно мелкозернистую, равноосную и однородную макроструктуру, а механические свойства литого металла отличаются стабильностью прочностных характеристик и удовлетворительной пластичностью, приемлемой для горячей деформации.

2. Из полученных заготовок прессованием и поперечно-винтовой прокаткой изготовлены трубы; выполнено комплексное исследование структуры и механических свойств горячедеформированного металла. Установлено, что титановые трубы, полученные из литых заготовок, по качеству поверхности, структурным и механическим характеристикам не уступают стандартным аналогам,

технология производства которых предусматривает ковку металла и термообработку труб.

3. Использование отходов титана для получения труб позволяет отказаться от приобретения слитков ВДП для этой цели, а исключение из технологического цикла производства титановых труб операцииковки позволяет заметно сократить безвозвратные потери металла, а также уменьшить затраты на передел, в том числе на энергоресурсы.

4. Предложенная технология производства титановых труб представляется особенно перспективной для получения небольших партий труб специального назначения.

1. *Титановые сплавы*. Полуфабрикаты из титановых сплавов / В. К. Александров, Н. Ф. Аношкин, Г. А. Бочвар и др. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
2. *Титановые сплавы*. Плавка и литье титановых сплавов / А. Л. Андреев, Н. Ф. Аношкин, К. М. Борзцовская и др. — М.: Металлургия, 1978. — 384 с.
3. *Технологические особенности электронно-лучевой гарнисажной плавки титана* / С. В. Ладохин, В. Т. Яковлев, Н. И. Левицкий, А. В. Кошелап // *Процессы литья*. — 1998. — № 1. — С. 71–76.
4. *Ладохин С. В.* Пути совершенствования выплавки сплавов в электронно-лучевых литейных установках // *Литейное пр-во*. — 1985. — № 3. — С. 28–30.
5. *Ladokhin S.* Modern electron-beam technologies of multi-component Ni, Ti and Zr based alloys melting for casting production // 64th World Foundry Congress, Paris–France, September 11–14, 2000. — UA68.
6. *Металловедение и технология металлов* / Ю. П. Солдцев, В. А. Веселов, В. П. Демянцевич и др. — М.: Металлургия, 1988. — 512 с.
7. *Ермаков М. З., Соболев Ю. П., Гельман А. А.* Прессование титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 263 с.
8. *Ушков С. С., Копылов В. Н.* Научные аспекты выбора регламентированного структурно-текстурного состояния «морских» сплавов титана // *Металловедение и термическая обработка металлов*. — 1999. — № 9. — С. 38–44.

Физико-технологический ин-т металлов
и сплавов НАН Украины, Киев
Государственный трубный ин-т, Днепропетровск
Поступила 10.04.2001



НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ТВЕРДЫХ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ТИТАНА С ДОБАВКОЙ ХРОМА И ИХ ХАРАКТЕРИСТИКИ

А. Г. Маринский, С. С. Полищук

Представлены результаты исследований процесса нанесения твердых градиентных покрытий на основе карбида титана типа Ni-Co-Cr-Ti-C путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме смесей порошков элементов, входящих в состав покрытий, а также их основных характеристик. Полученные конденсаты в твердой области близки по составу к стехиометрическому и имеют высокие значения микротвердости (30...34 ГПа). Покрытия, осажденные таким методом, могут быть использованы для защиты режущего инструмента и ответственных деталей, подверженных активному абразивному износу.

Results of investigations of the process of deposition of hard gradient coatings on the base of titanium carbide of Ni-Co-Cr-Ti-C type by the electron beam evaporation and condensation in vacuum of mixtures of powders of elements included into the coating composition as well as their main characteristics are presented. The condensates produced in a hard region are close in composition to stoichiometric composition and have high values of microhardness (30...34 GPa). Coatings, deposited by this method, can be used for protection of cutting tools and critical components subjected to an active abrasive wear.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение; твердое градиентное покрытие; карбид титана; хром; микротвердость

Получение твердых градиентных покрытий путем электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме соответствующих смесей порошков — это относительно новый и малоизученный метод. В работах [1, 2] этот метод был использован для осаждения покрытий на основе карбида хрома и карбида титана. Данная работа является продолжением исследования покрытий на основе карбида титана.

К покрытиям на основе карбида титана можно отнести более сложную систему Ni-Co-Cr-Ti-C, которая получена путем добавки хрома в систему Ni-Co-Ti-C [2]. Эта добавка вносит значительные изменения в свойства покрытий.

Теоретическое обоснование добавки хрома состоит в следующем: добавка хрома приводит к образованию сложного карбида, состоящего из смеси карбида титана и хрома или карбида титана и карбида хрома. Карбид титана способен растворить как хром (до 10 % ат), так и высший карбид хрома Cr₃C₂ (до 40 %), при этом хром при наличии свободного углерода связывает его и встраивается

в решетку TiC [3]. По данным Киффера, добавка хрома может повысить общую микротвердость покрытия до 35...40 ГПа, а так как карбид хрома отличается высокой стойкостью к окислению, то и улучшить свойства всего покрытия, в частности, жаропрочные и окалиностойкие.

Попытки создания сложного карбида на основе смеси карбидов титана и хрома при помощи электронно-лучевой технологии предпринимались и ранее [4], однако не были получены сколько-нибудь приемлемые результаты. Это было связано со сложностями испарения компонентов из различных источников для конденсации на поверхности стехиометрического состава. Используя электронно-лучевую технологию получения твердых градиентных покрытий, стало возможно синтезировать на подложке сложный карбид, состоящий из смеси карбида титана и хрома.

Как показано в работах [5, 6], путем электронно-лучевого испарения многокомпонентных смесей из одного источника с последующей конденсацией паровой фазы на поверхности изделия можно достаточно просто получать покрытия с градиентом состава и свойств по толщине. Так как упругость паров входящих в смесь компонентов при



температуре испарения различна, происходит избирательное испарение смеси: от компонентов с более высокой упругостью пара до компонентов с более низкой. Осаждение на подложке такого неоднородного парового потока сопровождается формированием градиента концентраций компонентов смеси и соответствующего градиента структуры и свойств по толщине конденсата. Указанным способом можно создавать покрытия самого различного состава, в том числе и на основе карбидов.

Отличительная особенность данной технологии состоит в том, что карбидные покрытия получают путем испарения не готовых карбидных соединений, а смеси порошков компонентов покрытия, что в значительной мере упрощает и удешевляет производство защитного покрытия за счет применения более дешевых исходных материалов и исключения целого технологического процесса — приготовления карбидов. Процесс карбидизации происходит непосредственно на подложке при температуре 800... 850 °С.

Однако при производстве твердых градиентных покрытий на основе карбидов необходимо, с одной стороны, получить градиент концентрации элементов по толщине, а с другой, — добиться одновременного осаждения карбидообразующих элементов для синтеза на подложке карбида. Для решения этой задачи была разработана специальная технология испарения.

В данной работе представлены результаты исследований, выполненных применительно к покрытиям типа Ni-Co-Cr-Ti-C. Покрытия получали путем электронно-лучевого испарения из одного источника таблеток и последующего осаждения паровой фазы в вакууме на подложку. Таблетки представляли собой предварительно спеченные смеси порошков соответствующего состава.

Процесс нанесения покрытия предусматривает электронно-лучевое испарение смеси входящих в его состав компонентов, в данном случае кобальта, никеля, хрома, титана и углерода. Паровой поток осаждали на предварительно нагретую до 800 °С стальную стационарную подложку, на которой располагали образцы размером 35×10×2 мм, изготовленные из Ст.3, стали 45, У8. Расстояние от поверхности испарения до подложки составляло 270 мм. Остаточное давление газов в рабочей камере перед началом процесса конденсации не превышало $1,33 \cdot 10^{-2}$ Па.

Средняя скорость осаждения покрытия составляла от 6 до 10 мкм/мин, толщина δ карбидных конденсатов — около 15 мкм. Химический состав конденсатов определяли на рентгеновском микрозондовом анализаторе CAMEBAX-SX30, микротвердость $H\mu$ измеряли на поперечных шлифах, а также с поверхности покрытия с использованием микроскопа POLYVAR MET при нагрузке 10 г, структуру исследовали на растровом электронном микроскопе Sam Scan, фазовый анализ проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН 3,0.

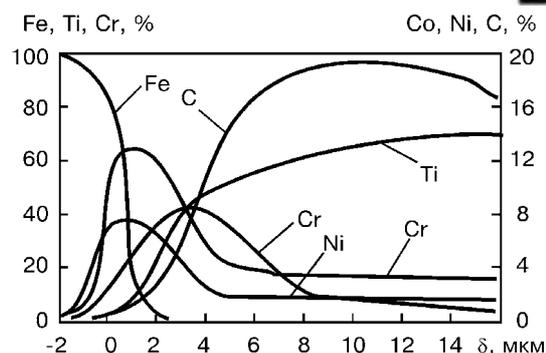


Рис. 1. Распределение элементов по толщине покрытия Ni-Co-Cr-Ti-C

При получении градиентных покрытий путем испарения таблетки из одного источника гарантией попадания в стехиометрический состав есть правильный выбор соотношения исходных компонентов и методики проведения эксперимента.

На рис. 1 показано распределение элементов по толщине покрытия, полученного путем испарения таблетки типа Ni-Co-Cr-Ti-C, а на рис. 2 — его структура.

Никель и кобальт, имея близкие значения давления насыщенных паров, испаряются практически одновременно и обеспечивают адгезию, диффундируя в железную основу покрытия (рис. 1). Пики концентраций никеля и кобальта наблюдаются на поверхности подложки и далее постепенно снижаются по толщине покрытия. Максимальная концентрация кобальта составляет 10... 13 %, никеля — 6... 9 %. По мере испарения таблетки концентрация связки резко падает и при толщине покрытия 5... 6 мкм концентрация кобальта составляет 3... 4 %, никеля — 2... 3 %. Количество связки держится на этом уровне до конца покрытия, т. е. в карбидной области суммарная концентрация никеля и кобальта составляет 5... 6 %.

На рис. 3 показана зона покрытия, непосредственно прилегающая к подложке. Видно четко выраженное изменение структуры покрытия от подложки к началу твердой карбидной области, где постепенно появляются карбидные зерна в большом количестве связки. Далее по толщине покрытия заметен рост карбидных зерен и уменьшение количес-

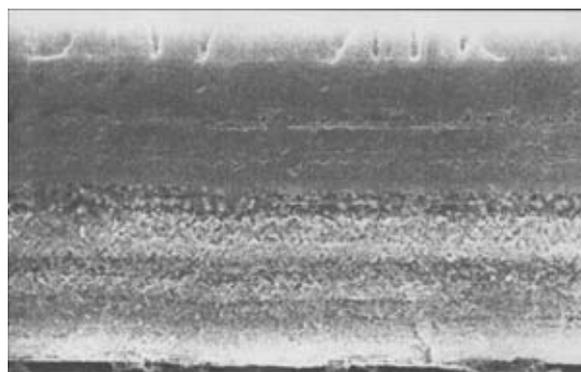


Рис. 2. Структура покрытия Ni-Co-Cr-Ti-C (общий вид)

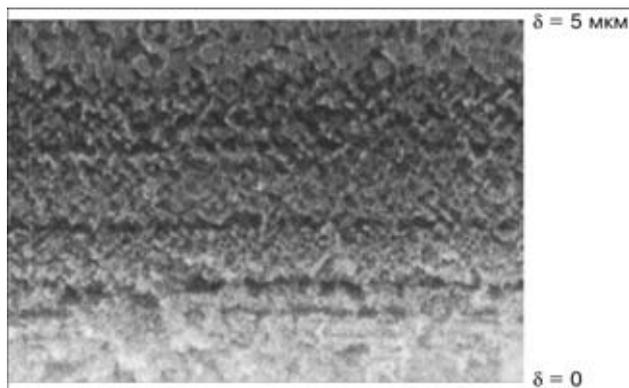


Рис. 3. Структура покрытия на участке, непосредственно прилегающем к подложке

тва связи. Микротвердость начальных слоев плавно увеличивается, что напрямую связано с плавным повышением концентрации углерода. И если у поверхности подложки микротвердость составляет около 10... 12 ГПа (рис. 4), то на участке толщиной 3... 4 мкм выходит на уровень 25... 28 ГПа. Причем изменение микротвердости на этом участке имеет практически прямолинейный характер.

Добавка хрома вносит значительные изменения в распределение элементов и свойств покрытия по толщине. Прежде всего, это касается приповерхностной и переходной зон покрытия. Пик концентрации хрома в покрытии наступает несколько позже, несмотря на то, что давление насыщенных паров у хрома выше при температуре испарения, чем у никеля и кобальта. Вероятно, это обусловлено тем, что хром в таблетке частично связан в сложном карбидном соединении, образующемся после вакуумного отжига, и начинает активно испаряться после разложения этого соединения.

Максимум концентрации хрома (35... 40 %) лежит в переходной области на участке покрытия толщиной 3... 5 мкм, где суммарная концентрация никелькобальтовой связи снижается, а концентрации титана и углерода только начинают возрастать, но еще не достигли своих максимальных значений. В этой области подобно начальной структура покрытия также плавно изменяется по толщине (рис 5). С увеличением толщины наблюдается рост карбидного зерна и уменьшение связующего элемента, чем обеспечивается постепенный переход к области покрытия, состоящей в основном из карбида титана.

Происходит плавный рост микротвердости. Несмотря на незначительное содержание титана и угле-

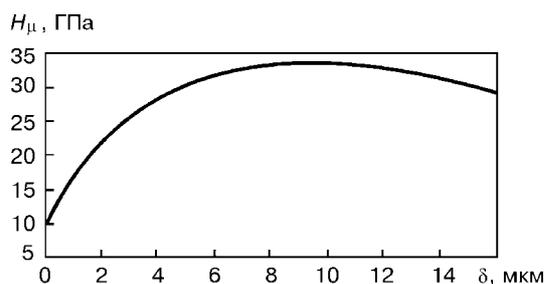


Рис. 4. Микротвердость по толщине покрытия Ni-Co-Cr-Ti-C

рода, микротвердость на участке покрытия толщиной от 3 до 6 мкм имеет достаточно высокие значения (25... 30 ГПа). Относительно высокая твердость на данном участке при невысоких концентрациях титана и углерода можно объяснить образованием сложного карбидного соединения Cr-Ti-C с большим содержанием хрома.

Постепенно возрастают концентрации титана и углерода, концентрация хрома при этом падает. На участке покрытия толщиной 7... 8 мкм концентрация хрома составляет 15... 20 %. Также уменьшается темп роста концентраций титана и углерода. Усредненная концентрация титана на заключительном отрезке покрытия составляет около 65... 70 %, углерода — 16... 19 %. Концентрация хрома снижается с 15... 20 до 5... 6 % в конце покрытия. Здесь можно говорить не о смеси карбидов или сложном карбиде с большим содержанием хрома, а о карбиде титана, растворившем малое количество хрома или карбида хрома.

Фазовый анализ показал наличие в покрытии карбида титана с кубической гранцентрированной решеткой, имеющей параметр $a = 0,4310$ нм. Такой параметр решетки может соответствовать карбиду титана TiC_{1-x} с соотношением C/Ti, равным 0,58 [7]. Этот карбид титана содержит около 13 % мас C, что далеко от верхней границы области гомогенности. Однако, исходя из распределения концентраций компонентов по толщине покрытия, можно видеть, что концентрация углерода составляет около 16... 19 %, что соответствует соотношению C/Ti, равному 0,96. Отсюда можно сделать следующий вывод: так как карбид титана растворяет некоторое количество хрома (как было сказано выше TiC способен растворить до 10 % ат хрома или до 40 % богатого углеродом карбида хрома Cr_3C_2), то, вероятно, хром встраивается в решетку TiC и изменяет ее параметры. Таким образом, формируется сложный карбид титана с встроенными в его решетку атомами хрома.

Микротвердость основной твердой области составляет 30... 34 ГПа. Наблюдается тенденция снижения микротвердости к концу покрытия до уровня 25... 30 ГПа, обусловленная постепенным уменьшением концентрации углерода. Чуткое реагирование микротвердости на изменение содер-

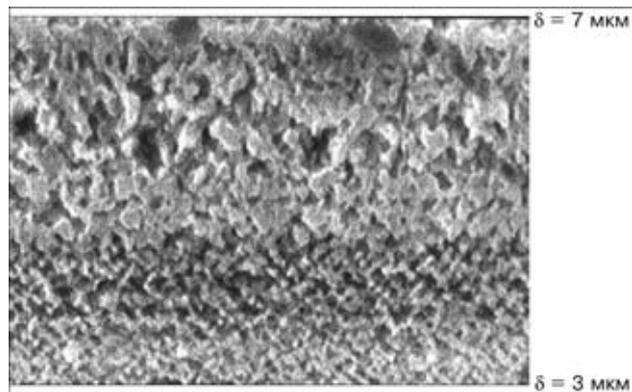


Рис. 5. Структура покрытия на участке толщиной от 3 до 7 мкм



жания углерода наблюдается по всей толщине покрытия. Это еще раз подтверждает необходимость близости к стехиометрическому составу.

Данный тип покрытий имеет ряд неоспоримых преимуществ: за счет большого содержания легколетучих элементов начало роста концентраций титана и углерода смещено относительно начала покрытия. Это дало увеличение переходной зоны, смещение пика микротвердости и более плавный темп ее изменения. Твердая зона составляет 4/5 всего покрытия. Зона с высоким содержанием карбида титана распространяется от половины и до конца покрытия. За счет применения хрома получено твердое покрытие с высокожаропрочными, окалино- и кислотостойкими свойствами. Технология вакуумной конденсации твердых градиентных покрытий на основе карбида титана при электронно-лучевом испарении исходных материалов из одного источника может быть применена для защиты режущего инструмента и ответственных деталей, подверженных активному абразивному износу.

1. *Маринский А. Г., Мовчан Б. А.* Твердые градиентные покрытия на основе карбида хрома, получаемые электронно-лучевым осаждением // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 40–44.
2. *Маринский А. Г.* Некоторые особенности электронно-лучевой технологии получения твердых градиентных покрытий на основе карбида титана и их характеристики // Там же. — 2000. — № 4. — С. 30–34.
3. *Киффер Р., Бенезовский Ф.* Твердые материалы. — М.: Металлургия, 1968. — 384 с.
4. *Массалитин Э. Ф., Маринский А. Г., Нероденко Л. М.* Структура и свойства конденсированных материалов на основе карбидов титана и хрома // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 1. — С. 22–25.
5. *Мовчан Б. А.* Неорганические материалы, осаждаемые из паровой фазы в вакууме // Современное материаловедение XXI век. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 318–333.
6. *Мовчан Б. А., Рудой Ю. Э.* Градиентные теплозащитные покрытия, получаемые электронно-лучевым осаждением паровой фазы в вакууме // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1997. — № 2. — С. 25–32.
7. *Самсонов Г. В., Унадхая Г. Ш., Нештор В. С.* Физическое материаловедение карбидов. — Киев: Наук. думка, 1974. — 456 с.

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

Поступила 16.07.01



УДК 669. 187. 58. 001.5

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ ЖАРОСТОЙКИХ ПИТАТЕЛЕЙ ДЛЯ БАЗАЛЬТОВОГО ЛИТЬЯ

**Ю. В. Латаш, В. Н. Коледа, Г. Ф. Торхов, А. В. Лихобаба,
В. П. Сергеев, Г. Ф. Горбачев**

Разработана плазменно-дуговая технология получения комбинированных питателей с неразъемными соединениями из разнородных сплавов для базальтового литья. Данная технология позволяет использовать недеформируемые высокохромистые сплавы с повышенными рабочими характеристиками. Изучено влияние химического состава высокохромистых жаростойких сплавов на угол смачивания их поверхности жидким базальтом и выбран оптимальный сплав. Натурные испытания комбинированных питателей показали их более высокую работоспособность по сравнению с цельнолитыми и сварными питателями.

Plasma-arc technology of producing feeders with permanent joints from dissimilar alloys for the basalt casting was developed. This technology makes it possible to use the non-deformable high-chromium alloys with high operating characteristics. The effect of chemical composition of high-chromium heat-resistant alloys on the angle of wetting of their surface with a molten basalt was examined and an optimum alloy was selected. The full-scale tests of combined feeders showed their higher serviceability as compared with the all-cast and welded feeders.

Ключевые слова: комбинированные питатели; неразъемные соединения; плазменно-дуговой переплав; жаростойкий сплав

В настоящее время получило широкое распространение промышленное производство базальтовых волокон и материалов на их основе, где в качестве исходного однокомпонентного сырья используются горные породы — базальты [1]. Однако необходимость применения для вытяжки волокон многофильных платиновых питателей в интервале температур 1250...1350 °С значительно повышает себестоимость готовой продукции.

В последние годы ведутся работы по замене платиновых питателей на питатели из железохромистых жаростойких сплавов. Такие питатели обычно применяются при получении базальтовой ваты путем раздува жидкой струи базальта воздушными форсунками. Питатели изготавливают как цельнолитыми, так и путем приварки токоподводов к катаной или литой пластине. Оба способа изготовления имеют недостатки. В цельнолитом питателе возможно образование раковины внутри металла, что приводит к его разрушению при нагреве электротоком, а в сварном варианте скрытые дефекты в виде раковин, непроваров, шлаковых

включений, пор, расположенных в месте сварки, резко снижают работоспособность питателя. Даже в случае соблюдения всех необходимых термических условий (предварительный подогрев и охлаждение в печи по заданному режиму) может наблюдаться растрескивание металла во время сварки или в процессе эксплуатации питателя.

В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана технология получения заготовок комбинированных деталей методом последовательного плазменно-дугового переплава шихты на холодном поду с одновременным вплавлением в получаемую заготовку технологических деталей. Данная технология позволяет получать как биметаллические изделия, так и изделия из однородного материала сложной конфигурации, использовать металлические отходы как в качестве шихтовых материалов, так и в качестве технологических вставок. При этом может быть значительно расширен сортамент применяемых металлов и сплавов, особенно когда это материалы труднодеформируемые или имеют плохую свариваемость. Примером применения данной технологии может служить получение заготовок радиаторов из отходов алюминиевых пластин, биметаллических заготовок режущего инструмента,

© Ю. В. ЛАТАШ, В. Н. КОЛЕДА, Г. Ф. ТОРХОВ, А. В. ЛИХОБАБА, В. П. СЕРГЕЕВ, Г. Ф. ГОРБАЧЕВ, 2001



сельскохозяйственного инструмента, зубьев ковшей и т. д. [2–5].

Одним из наиболее перспективных направлений использования такой технологии является производство комбинированных жаростойких питателей для базальтового литья. Для получения питателей способом плазменно-дугового переплава спроектирована и изготовлена медная водоохлаждаемая оснастка, которая была размещена на существующей установке ОБ-1957 ИЭС им. Е. О. Патона. Установка включает плавильную камеру, внутри которой расположена подвижная тележка с оснасткой, и группу плазмотронов, установленных над тележкой. Для питания плазмотронов ПД-110 использовали трансформатор А-1458 в комплекте с выпрямительным блоком А-1557.

Принципиальная схема оснастки и процесса получения питателя приведена на рис. 1. Питатель состоит из плоской рабочей пластины, в которой нарезаются фильеры, крепежных пластин и токоподводов. Для получения питателя в медный кристаллизатор помещают предварительно изготовленные токоподводы и крепежные пластины из нержавеющей стали марки X18Н9Т, засыпают слой шихты из жаростойкого материала. Затем подвижную тележку с оснасткой перемещают под плазмотрон, вакуумируют камеру, заполняют ее аргоном и производят расплавление шихты плазмотроном, совершающим поперечные колебания. Амплитуду колебаний плазмотрона подбирают таким образом, чтобы обеспечить получение необходимой ширины рабочей пластины питателя.

В начале процесса, в одном из крайних положений кристаллизатора, наводят металлическую ванну на всю ширину слоя шихты, выдерживают ее в течение нескольких минут, после чего начинают перемещать до полного расплавления шихты. При перемещении жидкой ванны происходит частичное подплавление крепежных пластин и выступающих из оснастки токосъемов. После кристаллизации крепежные пластины и токосъемы монолитно вплавлены в заготовку из жаростойкого металла.

Нижняя часть заготовки имеет ровную поверхность и практически не нуждается в дополнительной обработке. Верхнюю часть заготовки строгают до заданной толщины, что обеспечивает равномерное сечение жаростойкой пластины по всей длине. Полученный таким образом питатель имеет высокую работоспособность благодаря отсутствию дефектов в виде непроваров, шлаковых включений, пор, трещин и т. д. (рис. 2). Описанный способ позволяет регулировать как ориентацию кристаллов, так и их размер в зависимости от химического состава металла и технологических факторов плавки.

Питатели, полученные таким способом, не требуют дополнительной деформации, что позволяет существенно расширить сортамент применяемых рабочих сплавов (наиболее жаростойкие сплавы недеформируемы), при этом, в отличие от литья, достигается значительная экономия дорогостояще-

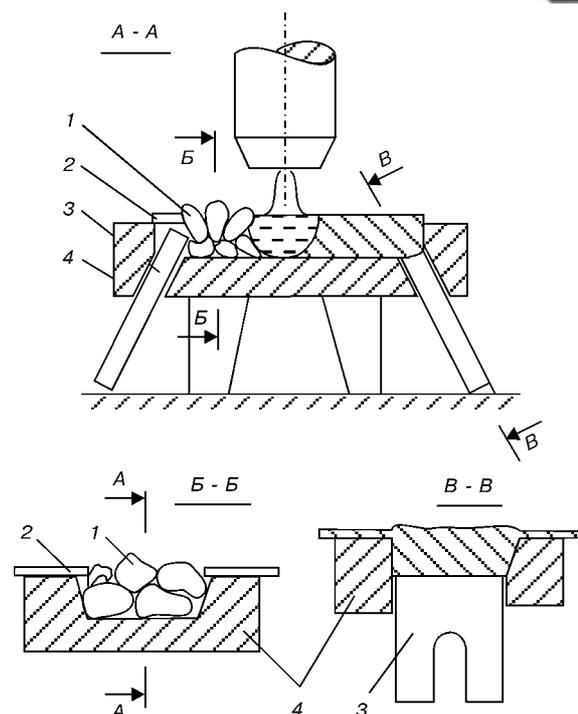


Рис. 1. Технологическая схема получения комбинированного питателя способом плазменно-дугового переплава: 1 – шихта; 2 – крепежная пластина; 3 – токосъем; 4 – кристаллизатор

го материала, так как токосъемы и крепежные части питателя выполняются из более дешевого, но более соответствующего назначению металла.

В рамках данных исследований была проведена работа по оптимизации химического состава жаростойкого сплава. Предварительные исследования стандартных жаростойких сталей и сплавов, рекомендованных для изготовления жаростойких питателей [6–9], показали, что железохромистый сплав с содержанием хрома до 35 % имеет более высокие показатели как по окислительности, так и стойкости в зоне контакта с жидким базальтом.

Данный сплав был выбран в качестве основы для дальнейших исследований влияния активных легирующих элементов на угол смачивания α образцов жидким базальтом, который характеризует длительную высокотемпературную стойкость питателей.

Образцы железохромистого сплава с содержанием 35 % Cr, дополнительно легированного алюминием, цирконием, титаном, кремнием в пределах 1...5 %, выплавляли в открытой плазменно-дуговой камере

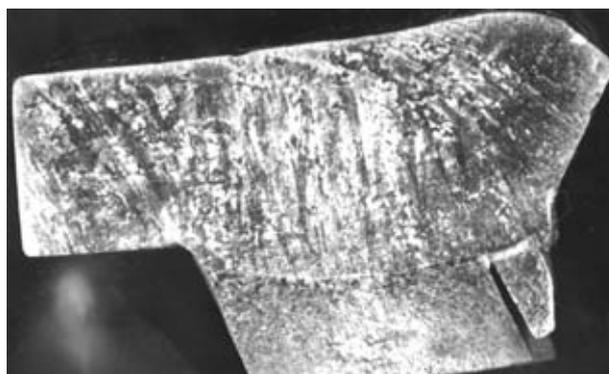


Рис. 2. Макрошлиф неразъемного соединения питателя



Рис. 3. Камера открытого типа с дуговым плазмотроном

(рис. 3), позволяющей значительно снизить расход защитного и плазмообразующего газов и уменьшить трудоемкость и время получения образца.

Камеру с плазмотроном устанавливали на медную водоохлаждаемую оснастку с конусообразной лункой, в которую предварительно засыпали шихтовые материалы заданного состава. Перед плавкой камеру продували аргоном в течение одной минуты при его расходе $1 \text{ м}^3/\text{ч}$, затем включали плазмотрон, снижали расход аргона до $0,5 \text{ м}^3/\text{ч}$ и задавали режим плавки: сила тока дуги 500 А , на-

α , град.

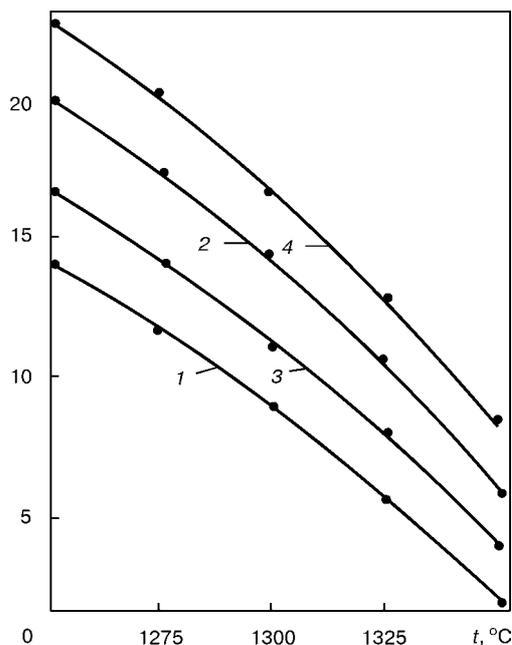


Рис. 4. Зависимость угла смачивания железохромистых (35 % Cr) сплавов базальтом от температуры при дополнительном легировании алюминием и кремнием: 1 – 3 % Si; 2 – 5 % Al; 3 – 1 % Si, 1 % Al; 4 – 3 % Si, 3 % Al

пряжение на дуге 40 В . Плавку вели в течение трех минут, после чего плазмотрон выключали, а камеру дополнительно продували аргоном в течение одной минуты при его расходе $0,1 \dots 0,22 \text{ м}^3/\text{ч}$.

Для измерения угла смачивания жаростойкого сплава жидким базальтом на зачищенную поверхность образца помещали таблетку базальта и нагревали образец в лабораторной печи до температуры $1250 \dots 1350 \text{ }^\circ\text{C}$. Угол смачивания измеряли через каждые $25 \text{ }^\circ\text{C}$, образцы выдерживали при температуре испытания 30 мин . Проведенные исследования показали, что уменьшение угла смачивания жидким базальтом поверхности сплава наблюдается на всех образцах с увеличением температуры испытаний (рис. 4). Основное влияние на угол смачивания образцов жидким базальтом оказывает содержание алюминия и кремния.

Алюминий сильнее влияет на изменение угла смачивания образцов жидким базальтом, чем кремний. При этом оптимальные параметры можно получить при совместном легировании этими элементами.

Для проведения натуральных испытаний была изготовлена партия комбинированных жаростойких питателей для базальтового литья. Материалом рабочей пластины питателя служил жаростойкий сплав на основе железа, содержащий 35 % Cr, 3...5 % Al, 3...4 % Si. Вплавляемые в получаемую заготовку токоподводы и крепежные пластины изготовлены из нержавеющей стали марки X18H9.

Оптимальные режимы плавки, позволяющие получать качественную заготовку с неразъемными соединениями без дефектов, следующие: сила тока дуги $800 \dots 850 \text{ А}$, напряжение на дуге $40 \dots 45 \text{ В}$, скорость плавки $7 \dots 7,5 \text{ мм/мин}$, амплитуда колебаний плазмотрона 40 мм .

Для выбора оптимальной конструкции питателя изменяли геометрические размеры его составных частей. Дефектов в рабочей пластине и неразъемных соединениях обнаружено не было. После механической обработки образцы комбинированных питателей переданы в НИЛБВ ИПМ НАН Украины для проведения совместных натуральных испытаний.

Испытания проводили на газовой печи для плавки базальта. Струю жидкого базальта, вытекающую через питатель, раздували сжатым воздухом

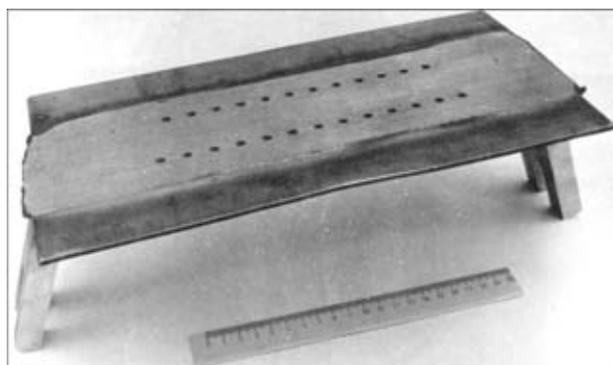


Рис. 5. Внешний вид комбинированного жаростойкого питателя с неразъемными соединениями



с целью получения тонких штапельных базальтовых волокон [8]. Электрический подогрев осуществляли от трансформатора ТГ-75. Рабочая температура питателя составляла 1250...1350 °С, время выведения питателя на рабочую температуру — 1 ч. Фиксировали температуры питателя, струи базальта, время до разрушения, место разрушения, поведение струи базальта.

На основании проведенных испытаний были выбраны следующие геометрические параметры питателей: длина рабочей пластины 300 мм, ширина — 55 мм, толщина — 10 мм, толщина токоподводов не менее 17 мм (рис. 5). Работоспособность таких питателей при рабочей температуре 1250...1350 °С составляет около 20 суток. Стойкость сварных и литых питателей не превышает 15 суток.

Проведенная работа показала возможность получения комбинированных питателей, качество которых выше, чем цельнолитых или сварных, благодаря отсутствию литейных и сварных дефектов и использованию жаростойких сплавов с повышенными рабочими характеристиками. Данная технология может применяться для получения других комбинированных изделий с неразъемными соединениями, особенно из недеформируемых сплавов с неудовлетворительной свариваемостью.

Выводы

1. Разработана технология получения комбинированных питателей с неразъемными соединениями методом последовательного плазменно-дугового переплава шихты на холодном подду с одновременным вплавлением в получаемую заготовку технологических деталей.

2. Установлена зависимость угла смачивания поверхности сплава жидким базальтом от температуры испытания и содержания алюминия и кремния. Выбран оптимальный состав сплава на основе железа, содержащий 35...37% Cr, 3...5% Al, 3...4% Si.

3. Проведенные натурные испытания партий комбинированных питателей с оптимальным химическим составом рабочей пластины показали, что их стойкость составляет около 20 суток, в то время как стойкость сварных и литых питателей не превышает 15 суток.

1. *Базальтоволокнистые материалы* / Под ред. Г. М. Матвеева. — М.: Металлургия, 1989. — 72 с.
2. *Наплавка. Опыт и эффективность применения* / Под ред. П. В. Гладкого. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. — 108 с.
3. *Чалыбыва Х. Ч., Меликов В. В.* Широкоослойная наплавка. — Ташкент: Узбекистан, 1984. — 140 с.
4. *Наплавка при изготовлении деталей машин и оборудования* / Под ред. П. В. Гладкого. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1986. — 122 с.
5. *Горпенюк Н. А., Горпенюк Б. Н., Горпенюк М. Н.* Наплавка режущего инструмента безвольфрамовой быстрорежущей сталью // Сварочное производство. — 1991. — № 3. — С. 28–29.
6. *Гудремон Э.* Специальные стали / Пер. с нем. Т. 1. — М.: Металлургия, 1964. — 684 с.
7. *Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г.* Специальные стали. — М.: Металлургия, 1985. — 408 с.
8. *Сентяков Б. А., Тимофеев Л. В., Шахрозинев Ф. Ф.* Базальтовое волокно. — Ижевск: ИГУ, 1995. — 45 с.
9. *Гаврилюк В. П.* Исследование и разработка литых высокохромистых сплавов для работы в расплаве олова: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1975. — 45 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
НИЛБВ Ин-та проблем материаловедения НАН Украины, Киев

Поступила 21.03.2001



УДК 669.187.58.001.5

ЗАТРАВОЧНЫЕ КРИСТАЛЛЫ ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ИНДУКЦИОННОГО ВЫРАЩИВАНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА

В. А. Шаповалов

Описана роль затравочного кристалла в процессе выращивания монокристаллов. Показано, что традиционный способ расположения затравочного кристалла при плавке позволяет вырастить монокристалл только одной ориентации. Количество ориентаций монокристаллов, выращиваемых на одном затравочном кристалле, может быть увеличено, если цилиндрический затравочный кристалл расположить горизонтально. При этом рост монокристалла будет осуществляться не с торцевой, а с боковой поверхности затравочного кристалла. Более значительные перспективы открывает применение составного затравочного кристалла, образованного путем механического соединения в единое целое отдельных, идеально ориентированных небольших затравочных кристалликов. Использование составных затравочных кристаллов позволяет вырастить крупные монокристаллы с более совершенной структурой, моногранные замкнутые поверхности, бикристаллы и др.

The role of a priming crystal in the process of single-crystal growing is described. It is shown that the traditional method of arrangement of a priming crystal during melting makes it possible to grow a single-crystal only of one orientation. The number of orientations of single-crystals grown on one priming crystal can be increased if to locate a cylindrical priming crystal horizontally. Here, the growth of the single-crystal will be realized not from the edge surface, but from the lateral surface of the priming crystal. The use of a combined priming crystal formed by a mechanical joining of perfectly oriented small priming crystals into a single whole is challenging. The use of the combined priming crystals will allow growing of large single-crystals with more perfect structure, single-face closed surfaces, bicrystals.

Ключевые слова: плазменно-индукционное выращивание монокристаллов; вольфрам; молибден; затравочный кристалл

В настоящее время в технологии получения металлических монокристаллов наметились и активно разрабатываются два основных направления [1–6]: жидкофазное и твердофазное, в основу которого положен метод вторичной рекристаллизации. Для получения кристаллов по твердофазной технологии затравочный кристалл не применяется. Суть метода заключается в том, что в металлическом поликристалле предварительно создают необходимое

напряжение и в таком состоянии помещают в специальную печь, где под воздействием заданного температурного поля происходит его перекристаллизация. В результате поглощения одними зернами других образуется крупное зерно или монокристалл.

Для выращивания монокристаллов вольфрама и молибдена применяют высококонцентрированные источники нагрева: электронный луч, плазму, а иногда и комбинацию нескольких независимых источников нагрева, например, плазму и электромагнитное поле. Во всех способах, основанных на применении указанных источников нагрева, необходим затравочный кристалл. Иногда при электронно-лучевом способе выращивания затравочный кристалл может не использоваться. В случае многократной зонной очистки металла в результате направленной перекристаллизации может образовываться монокристалл. Монокристаллы, получаемые таким образом, имеют ограниченный набор ориентировок кристаллической структуры.

В случае однократной зонной очистки для получения монокристалла необходим затравочный кристалл. Особенно это характерно для способов выращивания, основанных на использо-

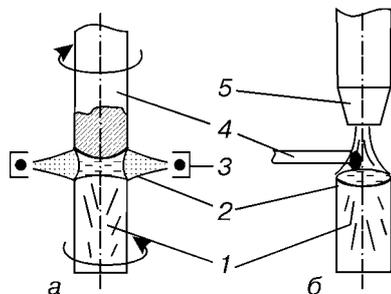


Рис. 1. Схемы электронно-лучевой (а) и плазменно-дуговой (б) зонных плавок: 1 – монокристалл; 2 – металлическая ванна; 3 – кольцевая электронно-лучевая пушка; 4 – поликристалл (расходуемый стержень); 5 – плазменно-дуговой нагреватель

© В. А. ШАПОВАЛОВ, 2001

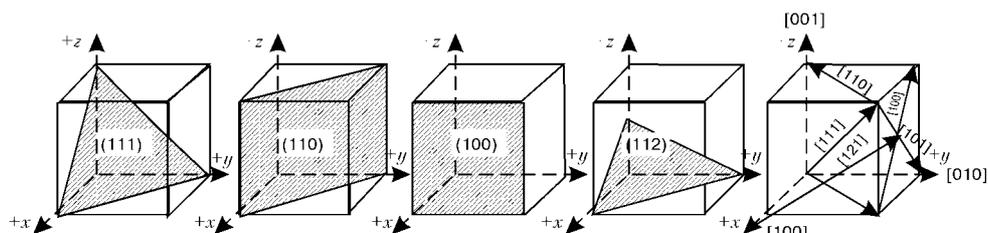


Рис. 2. Кристаллографические плоскости и направления в кубической решетке

вании плазменных источников нагрева. Теоретически возможно разработать с применением плазменного нагрева способ выращивания металлических монокристаллов, который позволит осуществить многоразовую перекристаллизацию и получить монокристалл, но на практике до сих пор такая технология не применялась.

Обычно затравочный кристалл представляет собой небольшой цилиндр из того металла или сплава, из которого предполагается вырастить монокристалл. Ось цилиндра, как правило, совпадает с осью роста кристалла [1, 2, 5]. Схемы процесса получения монокристалла с использованием электронно-лучевого и плазменного источников нагрева приведены на рис. 1, а, б. Затравочный кристалл, вырезанный с определенной ориентацией, в таких процессах может обеспечить рост нового кристалла только с такой заданной ориентацией. Возможности, которые предоставляют указанные способы, можно расширить, если изменить подход к формированию и пространственному расположению затравочного кристалла. Если цилиндрический затравочный кристалл расположить горизонтально, то открывается возможность вырастить ориентированный монокристалл с осью роста, входящей в набор кристаллографических ориентаций, которые может обеспечить боковая поверхность затравочного кристалла. Для объяснения предлагаемого подхода обратимся к рис. 2, на котором показаны кристаллографические плоскости и направления в кубической решетке. Куб является элементарной ячейкой в материалах с ОЦК- и ГЦК-решеткой. Если в затравочном кристалле, имеющем форму цилиндра, ось которого каким-либо образом ориентирована в кубе, провести плоскость, перпендикулярную оси, то в этой плоскости будет содержаться большое количество возможных направлений роста монокристалла.

Более полное представление о направлениях роста монокристаллов с боковой поверхности затравочного кристалла дает упрощенное изображение полусферической фигуры (рис. 3). На каждой из полусферических фигур ось цилиндра и полюс совпадают. Возможных направлений роста может быть чрезвычайно много. На рисунке приведены наиболее характерные или наиболее просто воспринимаемые направления.

Внешний вид монокристаллов (стержни и пластины), выращенных на затравочном кристалле цилиндрической формы, ось которого была

расположена перпендикулярно оси роста, представлена на рис. 4.

Монокристалл является дорогим продуктом, который имеет специфические области применения, поэтому его характеристики должны отвечать определенным требованиям и, в первую очередь, касающимся степени совершенства структуры. Как указывалось выше, все жидкофазные способы выращивания монокристаллов, использующие затравочный кристалл, основываются на том, что структура последнего будет наследоваться монокристаллом в процессе его роста. Но затравочный кристалл неоднороден в любом из сечений. Центральные области более однородны, чем периферийные.

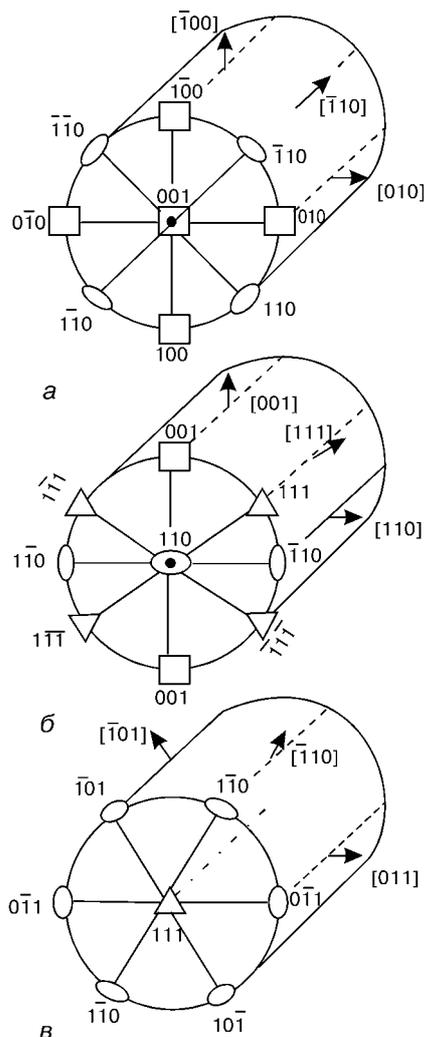


Рис. 3. Кристаллографические направления на цилиндрической затравке для различных кристаллических структур: а – полюс [001]; б – полюс [110]; в – полюс [111]

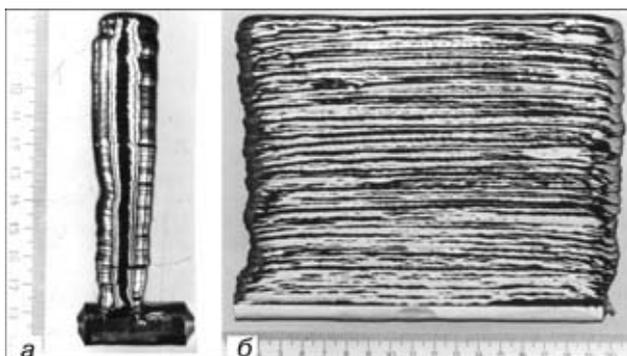


Рис. 4. Монокристаллический стержень (а) и пластина (б), выращенные на боковой поверхности цилиндрической затравки

Структура периферийных областей имеет большее количество дефектов, которые наследуются растущим монокристаллом. Структура переходной зоны монокристалла описана в работе [7]. Она может быть более совершенна, если часть затравочного кристалла удалить, подготовив плоскость для наращивания монокристалла.

Удалением дефектного слоя затравочного кристалла частично решается вопрос структурного совершенства монокристалла. Более плодотворной может быть идея составного затравочного кристалла, которая была высказана проф. А. К. Какабадзе. Она основывается на том, что металлические монокристаллы имеют субблочную структуру. Кристаллографические ориентации структуры субблоков не всегда идеально совпадают с осью роста кристалла. Поэтому, как принято в теории, металлическое тело можно считать монокристаллическим, если разориентация субблоков не превышает 5 град. (некоторые исследователи допускают 11 град.). Развивая эту идею, можно получить более совершенный монокристалл, если затравочный кристалл сделать составным. Для этого из кристалла, который предполагается использовать в качестве затравочного, вырезают отдельные кристаллики-субблоки. Далее их ориентируют, используя рентгеновские методы, и тщательно обрабатывают поверхности, сохраняя их ориентацию по отношению к выбранной оси кристалла одинаковой. Подготовка кристалликов включает различные виды обработки: электроискровую резку, шлифовку и электрохимическое травление. Грани кристалликов обычно параллельны оси ориентации. В случае выращивания монокристалла в виде стержня из них составляют затравочный кристалл, на котором наводят одну металлическую ванну, частично подплавляя кристаллики. Таким образом можно составить как угодно большой затравочный кристалл, который позволит вырастить монокристалл с совершенной структурой.

Выращиваемые кристаллы могут быть не только в виде стержней или пластин. Они могут иметь форму трубы. В этом случае из кристалликов составляют геометрическую фигуру, напоминающую в плане кольцо. Более интересной представляется

возможность выращивания трубы с моногранной боковой поверхностью. В ряде случаев это необходимо для решения каких-либо специфических задач. Для этого кристаллики изготавливают не в виде тел плоской формы с гранями, параллельными выбранной оси, а в виде клиньев, у которых верхняя и нижняя плоскости параллельны, а боковые грани сориентированы под некоторым углом. Угол между этими гранями не должен быть более 5 град. Чем меньше этот угол, тем большее количество кристалликов необходимо для составного затравочного кристалла. Протяженность кристаллика вдоль средней линии выращиваемой трубы зависит от ее диаметра. С уменьшением диаметра этот параметр также уменьшается.

Составной затравочный кристалл оказывается незаменимым при выращивании кристаллов, имеющих особые свойства, например, бикристаллов.

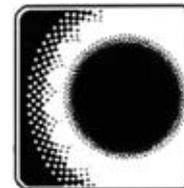
Таким образом, показано, что количество металлографических направлений роста монокристалла можно расширить, изменяя пространственное положение затравочного кристалла, имеющего форму цилиндра. Предложено проводить специальную подготовку затравочного кристалла, заключающуюся в частичном его удалении со стороны предполагаемого наращивания, для существенного повышения структурного совершенства переходной зоны.

Предложено использовать составной затравочный кристалл, что позволяет повысить качество выращиваемых монокристаллов обычной формы, а также вырастить монокристаллы с особыми характеристиками, например в виде трубы с моногранной боковой поверхностью.

1. *Плазменное* выращивание тугоплавких монокристаллов / Г. С. Бурханов, В. М. Шишин, В. А. Кузьмищев и др. — М.: Металлургия, 1981. — 200 с.
2. *Применение* плазменного процесса для выращивания монокристаллов тугоплавких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов, Н. Н. Раскатов, В. А. Кузьмищев // Металлические монокристаллы. — М.: Наука, 1976. — С. 5–10.
3. *Получение* крупных профилированных монокристаллов тугоплавких металлов. / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, А. А. Коваленко и др. // Высококачественные вещества. — 1995. — № 17. — С. 47–51.
4. *Исследование* процесса выращивания плоских монокристаллов вольфрама и молибдена / В. А. Шаповалов, А. А. Коваленко, Ю. В. Латаш и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 79–82.
5. *Монокристаллы* молибдена и вольфрама / И. С. Бродский, В. А. Крахмалев, Е. Е. Петушков и др. // Ташкент: Фан УзССР, 1973. — 148 с.
6. *Ориентированные* монокристаллы вольфрама: получение, исследование и применение / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, С. Т. Боримская, В. В. Жолудь // Металлы. — 2001. — № 1. — С. 60–64.
7. *Исследование* структуры монокристаллов вольфрама и молибдена плоской формы / А. А. Коваленко, Ю. В. Латаш, В. А. Шаповалов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1994. — № 1. — С. 65–70.

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

Поступила 31.05.2001



УДК 669.15.621:541.12

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ АКТИВНОСТЬ ОКСИДА ХРОМА (II) В РАСПЛАВАХ СИСТЕМЫ Cr–Si–O

Л. П. Мойсов, Б. П. Бурылев

На основе полученной зависимости логарифма активности компонентов бинарных оксидных систем от основности шлака методом интерполяции определена активность оксида хрома (II) в системе CrO–SiO₂.

On the basis of the relation between of the logarithm of binary oxide systems components activity and basicity of slag got with interpolation method the data on chromium oxide (II) activity in the system CrO–SiO₂ have been obtained.

Ключевые слова: оксиды натрия, кальция, марганца и кремния; термодинамическая активность; основность; система оксид хрома (II) — оксид кремния (IV).

При сварке и наплавке легированных сталей, содержащих хром, формируется шлак с разным содержанием оксидов хрома Cr₂O₃ и CrO в зависимости от окислительных или восстановительных условий в шлаковой фазе.

Цель работы — на основании полученных зависимостей активностей составляющих силикатных расплавленных систем от их основности определить активность компонентов в системе CrO–SiO₂, для которой к настоящему времени нет опытных данных.

Для описания и прогнозирования физико-химических свойств шлаковых расплавов сварочного и металлургического производств и контактирующих с ними металла и газа необходимы критерии для связи состав — свойство с целью разработки новых технологий и совершенствования существующих.

Используемая часто основность шлака, для способов выражения которой только в работе [1] приводится 34 типа различных уравнений, может характеризовать состав только бинарных, квазибинарных (при постоянстве состава одного из компонентов трехкомпонентной системы) и тройных систем. Для более сложных систем вводятся часто произвольные коэффициенты перед добавляемыми компонентами.

Ранее [2] нами отмечена связь термодинамической активности компонентов с основностью шлаков, но отмечено и существенное ограничение использования основности шлака для описания его физико-химических свойств.

Недавно авторы работы [3] предложили модифицировать формулу, рекомендованную Международным институтом сварки, заменив массовые проценты на активности соответствующих компонентов. Если этим и будет учтено взаимодействие между составляющими (ранее оно учитывалось введением разных коэффициентов перед компонентами в формуле основности), то не снята основная трудность в отнесении ряда компонентов к основным или кислотным. Положение усугубляется для переходных металлов с разной степенью окисления, причем оксиды с низшей степенью проявляют основные свойства, а с высшей — кислотные. Например, оксид железа (II) имеет основной, а оксид железа (III) — кислотный характер. Такое же положение с оксидами марганца, хрома, ванадия, титана и многих других.

Основность шлаков является мерой их кислотно-основных свойств [4], которая для шлаков может быть описана различными моделями. Экспериментальные измерения ЭДС расплавленных шлаков систем CaO–Al₂O₃ и CaO–SiO₂ при температуре 1873 К могут быть использованы как измерения основности [5]. А так как ЭДС пропорциональна логарифму активности, то становится понятным, почему при небольших изменениях основности активность изменяется очень сильно [2]. Рассмотрим взаимосвязь основности с активностью компонентов для сильно взаимодействующих оксидных систем.

Система Na₂O–SiO₂. Опытные данные и расчетные формулы активностей компонентов приведены в работе [6]. Зависимости $\lg \alpha_{\text{Na}_2\text{O}}$ и $\lg \alpha_{\text{SiO}_2}$ от основности $B = x_{\text{Na}_2\text{O}}/x_{\text{SiO}_2}$ представлены на рис. 1.

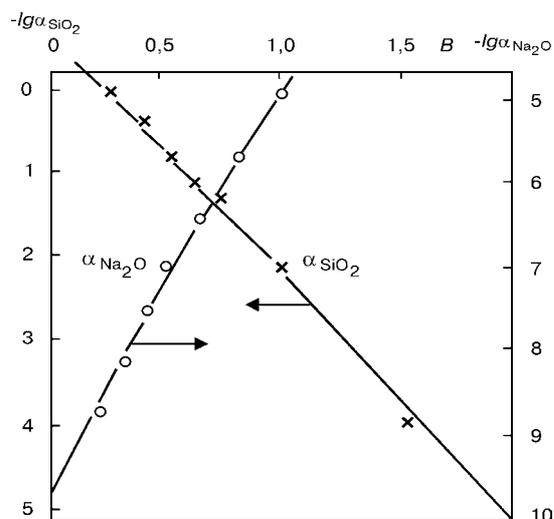


Рис. 1. Зависимость логарифма активности оксида натрия (I) и оксида кремния (IV) от их основности при температуре 1573 К

Здесь α_i — активность; x_i — мольная доля компонента i в расплаве.

Полученные зависимости описываются формулами:

$$\lg \alpha_{\text{Na}_2\text{O}} = -9,75 + 4,75 B; \quad (1)$$

$$\lg \alpha_{\text{SiO}_2} = 0,78 - 2,89 B. \quad (2)$$

Эти же уравнения могут служить для расчета основности, если известна активность компонентов:

$$B = 0,21 \lg \alpha_{\text{Na}_2\text{O}} + 2,053; \quad (3)$$

$$B = -0,35 \lg \alpha_{\text{SiO}_2} + 0,27. \quad (4)$$

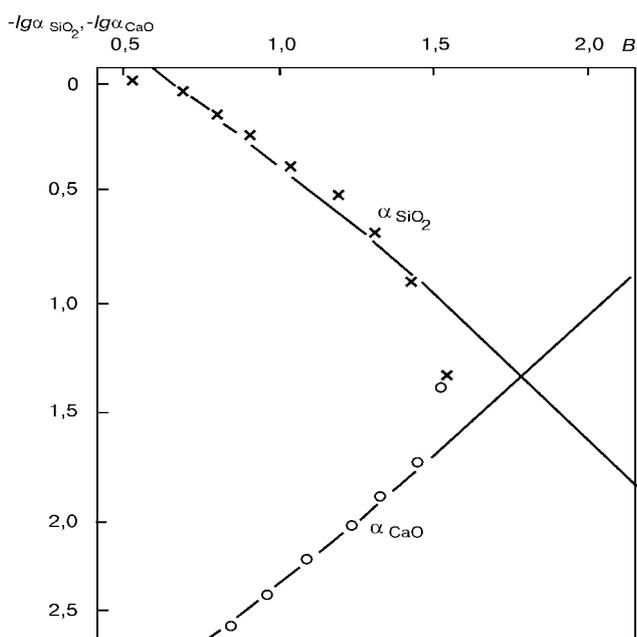


Рис. 2. Зависимость логарифма активности оксида кальция и оксида кремния (IV) от их основности при температуре 1873 К

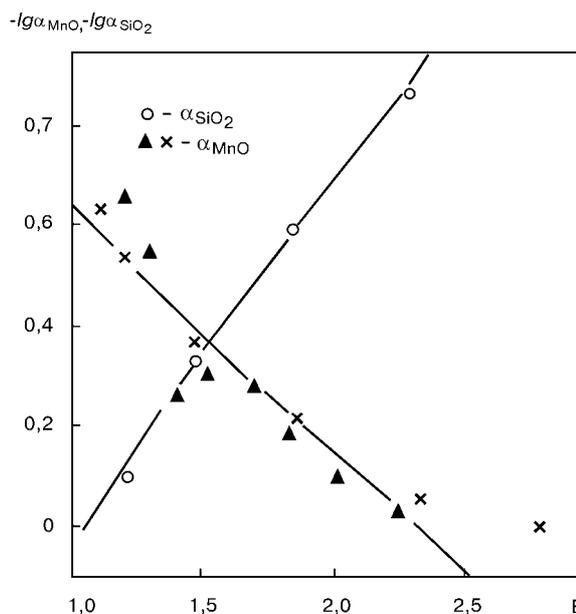


Рис. 3. Зависимость логарифма активности оксида марганца (II) и оксида кремния (IV) от их основности при температуре 1673 К

Система CaO–SiO₂. К настоящему времени накоплен значительный экспериментальный материал об активностях компонентов этой системы. Воспользуемся данными работы [7], полученными измерением ЭДС при 1873 К. Результаты определения активностей следующие:

x_{CaO}	0,34	0,39	0,43	0,46	0,49	0,52	0,54	0,56	0,58
α_{SiO_2}	1,0	0,85	0,70	0,56	0,40	0,29	0,20	0,12	0,045
α_{CaO}	0,0019	0,0025	0,0033	0,0044	0,0064	0,0090	0,012	0,018	0,039

Представленная на рис. 2 зависимость логарифмов активности компонентов от их основности $B = x_{\text{CaO}}/x_{\text{SiO}_2}$ может быть описана выражениями:

$$\lg \alpha_{\text{CaO}} = -3,375 + 1,25 B; \quad (5)$$

$$\lg \alpha_{\text{SiO}_2} = 0,82 - 1,35 B. \quad (6)$$

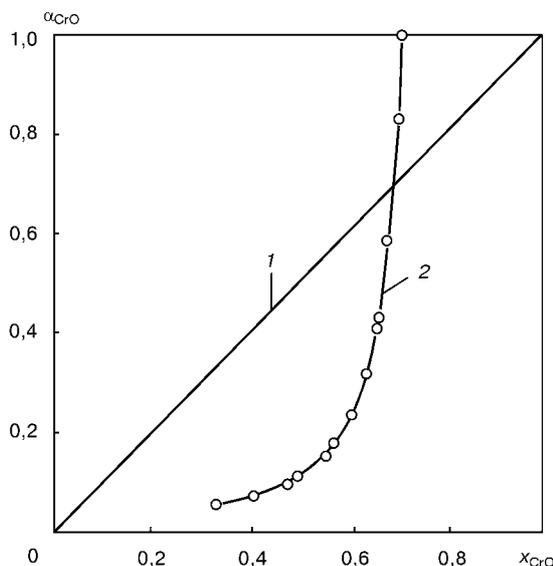


Рис. 4. Зависимость активности оксида хрома (II) от его мольной доли: 1 — теоретическая кривая (согласно закону Рауля); 2 — расчетная по уравнению (9)



Система MnO–SiO₂. Результаты экспериментальных измерений и расчетов активностей компонентов обсуждены ранее [8]. Данные более поздних исследований [9], выполненных при 1673 К методом химического равновесия, приведены на рис. 3, из которого следует, что:

$$\lg \alpha_{\text{MnO}} = -1,15 + 0,5 B; \quad (7)$$

$$\lg \alpha_{\text{SiO}_2} = 0,74 - 0,71 B. \quad (8)$$

Методом интерполяции коэффициентов уравнений (5) и (7) от порядкового номера оксидов металлов в пределах IV периода для $n = 68$ (CrO) получим

$$\lg \alpha_{\text{CrO}} = -1,595 + 0,65 \frac{x_{\text{CrO}}}{x_{\text{SiO}_2}}. \quad (9)$$

По этому выражению рассчитана концентрационная зависимость активности оксида хрома (II) от его мольной доли при температуре 1873 К (рис. 4). В системе CrO–SiO₂ наблюдаются значительные отрицательные отклонения от закона Рауля.

В приведенных уравнениях в случае различного выбора стандартного состояния для компонентов оксидной системы угол наклона всегда будет оставаться постоянным, а величина изотермической константы будет суммироваться со свободным членом уравнения активности.

Очевидная пропорциональность логарифма активности величине основности, т. е. $x_{\text{MeO}}/x_{\text{MO}}$, где MeO — основной, а MO — кислотный оксид, следует из общей теории расплавов оксидов, ранее предложенной [10] на оксидно-сульфидных расплавах.

Попытка найти количественные зависимости между активностями компонентов в тройных оксидных расплавах по данным работы [11] пока не привела к успеху.

Выводы

1. Для силикатных систем логарифм активности компонентов в бинарных расплавах пропорционален основности, что вытекает из общей теории оксидных расплавов.

2. Получены количественные зависимости логарифма активности от основности и обратная связь

основности с активностью компонентов бинарных оксидных расплавов, используемых в сварочном производстве.

3. Прогнозированы термодинамические активности оксида хрома (II) в системе CrO–SiO₂, которые свидетельствуют о больших отрицательных отклонениях от идеальности.

1. Zeke J. K spôsobu vyjadrovania zásaditosti zvárachich taviv // Zvaranie. — 1980. — N 7. — S. 193–204.
2. Связь термодинамической активности компонентов с основностью шлаков и физико-химическими свойствами / Л. П. Мойсов, Б. П. Бурyleв, В. Г. Хохлов, А. И. Кретов // Применение результатов физико-химических исследований металлургических и шлаковых расплавов для разработки металлургических технологий. Тез. Всесоюз. семинара. 10–12 октября, 1985 г. — Челябинск, 1985. — С. 20–21.
3. Изучение свойств шлаковых расплавов применительно к обоснованию составов сварочных флюсов. I. Структура / В. Г. Кузьменко, В. И. Галинич, В. С. Токарев и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 38–48.
4. Ёкокава Т. Химические представления об основности расплавленных оксидов // Tetsu to Hagane. — 1982. — 68, N 1. — P. 26–33.
5. Caune E., Froberg M. G., Kapoor M. L. Über die Basizität flüssiger Schlacken der Systeme CaO–SiO₂ und CaO–Al₂O₃ // Arch. Eisenhüttenw. — 1978. — 49, N 6. — S. 271–274.
6. Бурyleв Б. П., Крицкая Е. Б., Мойсов Л. П. Расчет термодинамических функций сильно взаимодействующих расплавленных оксидных систем с помощью модельных уравнений из данных по измерению активности // Расплавы. — 1995. — № 1. — С. 58–64.
7. Sawamura K. Activity of CaO in the binary system CaO–SiO₂ // Tetsu to Hagane. J. Iron Steel Inst. Japan. — 1961. — V. 47. — P. 1873–1878.
8. Учет активностей компонентов в шлаковых расплавах на основе MnO–SiO₂ / Б. П. Бурyleв, Л. П. Мойсов, Е. Б. Крицкая, Н. Б. Костенко // Свароч. пр-во. — 1995. — № 2. — С. 21–26.
9. Sobandy A., Katayama H. G., Momono T. Thermodynamics of Mn–O interactions in liquid copper alloys and activities of MnO in MnO–SiO₂ slags // JSJI International. — 1997. — 37, N 6. — P. 552–556.
10. Бурyleв Б. П., Цемехман Л. Ш., Рябко А. Г. Термодинамические активности кислорода и серы в системах Fe–O и Fe–S // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1988. — № 2. — С. 3–4.
11. Бурyleв Б. П., Срывагин И. Т., Корпачев В. Г. Применение приближенных методов для расчета термодинамических свойств галогенидных, оксидных и металлических систем. — Краснодар, 1986. — 463 с. Деп. в ОНИИТЭХИМ. 14.03.86. № 498-ХП-86.

ОАО «НИИМонтаж», Краснодар

Поступила 06.03.2001



ПОЗДРАВЛЯЕМ ЮБИЛЯРА!

10 августа 2001 года исполнилось 75 лет со дня рождения и 50 лет научно-педагогической и общественной деятельности Евгения Александровича Казачкова — заслуженного деятеля науки Украины, профессора, доктора технических наук, заведующего кафедрой теории металлургических процессов Приазовского государственного технического университета, заместителя главного редактора сборника научных трудов «Вісник Приазовського державного технічного університету», ведущего ученого в области металлургии, физико-химических процессов получения, разлива и кристаллизации стали.

Е. А. Казачков родился 10 августа 1926 г. в г. Артемовске в семье служащего. В 1944 г. окончил с отличием техникум и был направлен для дальнейшей учебы в институт. В 1944 г. поступил, а в 1949 г. с отличием окончил металлургический факультет Московского института стали и сплавов. После окончания института Е. А. Казачков учится в аспирантуре и одновременно работает научным сотрудником в МИСиС (1950–1952 г.), проводит исследования в области термодинамики и кинетики взаимодействия металла, шлака и газовой фазы, а также окислительных процессов при использовании кислорода для интенсификации сталеплавильного процесса. Эти исследования положены в основу кандидатской диссертации Е. А. Казачкова, которую он успешно защищает в 1953 г. на Ученом совете МИСиС. В 1953–1955 г. Е. А. Казачков работает научным сотрудником в лаборатории металлургии стали Центрального научно-исследовательского института черной металлургии (г. Москва). Здесь он продолжает исследование сталеплавильных процессов, работает над вопросами повышения качества стали.

С 1955 г. Е. А. Казачков работает в Ждановском металлургическом институте в должности доцента кафедры «Теория металлургических процессов». Он читает лекции по курсам «Теория металлургических процессов», «Физическая химия», «Общая металлургия», совершенствует и расширяет лабораторный практикум, проводит исследования на МК «Азовсталь» и МК им. Ильича.

В 1961 г. Е. А. Казачков командировается Минвузом СССР в Индию, где в течение двух лет ведет преподавательскую работу на металлургическом факультете в индийском технологическом институте (г. Кхарагпур).

В 1964–1972 г. Е. А. Казачков занимается исследованиями физико-химических процессов окисления примесей в сталеплавильной ванне, активности кислорода в стали, закономерностей поведения водорода в сталеплавильной ванне, процессов при выпуске и разливе стали, решением вопросов повышения однородности крупных кузнечных слитков.

Научные исследования, направленные на повышение качества и однородности слитков, обобщены в монографии «Слитки для крупных поковок», написанной вместе с С. Я. Скобло.

Результаты исследования физико-химических процессов при производстве и затвердевании стали легли в основу докторской диссертации «Физико-химические процессы в жидкой стали при выпуске, разливе и затвердевании слитков», которую Е. А. Казачков в 1973 г. защищает на Ученом совете Московского института стали и сплавов.

В 1973 г. Е. А. Казачков избирается на должность заведующего кафедрой «Теория металлургических процессов» Ждановского металлургического института. В 1974 г. ему присуждается ученое звание профессора.

В 1975 г. Е. А. Казачков командировается Минвузом СССР в АРЕ, где в течение трех лет заведует кафедрой металлургии черных и цветных металлов Эль-Таббинского металлургического института (г. Каир), ведет преподавательскую работу. В АРЕ им написан и издан на английском языке учебник по теории металлургических процессов.

В 1979 г. Е. А. Казачков участвует в работе X Международного семинара по теплообмену в металлургических системах в г. Дубровнике (Югославия), где выступает с обзорным докладом «Проблемы теплопереноса в кристаллизующемся слитке».



В 1978–2000 г. — руководит научными работами в области непрерывной разливки стали, повышения качества крупных стальных слитков. Под его руководством проводятся исследования в области совершенствования новых металлургических процессов — электрошлаковой технологии, использования внешних воздействий на кристаллизующийся металл, прямого получения металлической ленты из расплава, ресурсосберегающих технологий. Результаты этих исследований, выполненных вместе с сотрудниками кафедры ТМП и аспирантами, опубликованы во многих его работах.

В 1988 г. Е. А. Казачков издает учебное пособие для студентов металлургических специальностей «Расчеты по теории металлургических процессов», в котором обобщен многолетний опыт преподавания этой дисциплины и рассмотрены методы количественных расчетов равновесий реакций в важнейших металлургических системах. Этим учебником широко пользуются во всех металлургических вузах Украины, России и других стран.

Работая заведующим кафедрой, профессор Е. А. Казачков много сил и энергии отдал развитию материально-технической, учебно-методической и научной базы кафедры. По его инициативе в институте, а затем в университете была открыта специальность «Физико-химические исследования металлургических процессов», по которой подготовлено более 120 инженеров высокой квалификации, многие из них внесли весомый вклад в науку и стали кандидатами, докторами наук и академиками. Немало выпускников этой специальности работает в университете в должности доцентов и заведующих кафедрами.

Большой вклад Е. А. Казачков внес в теорию и практику металлургии. Он является автором более 300 научных публикаций, в том числе 34 изобретений. Широко известны его работы в области теории металлургических процессов, разработки и совершенствования новых технологий выплавки, внепечной обработки и разливки стали, формирования стальных слитков и непрерывно-литых заготовок. Результаты большого числа исследований, выполненных под его руководством, внедрены в производство.

Е. А. Казачков принимает активное участие в подготовке научных кадров высшей квалификации. Под его руководством выполнены и успешно защищены 16 кандидатских и 2 докторских диссертации. Он выступает в качестве официального оппонента на защитах докторских и кандидатских диссертаций, является членом специализированных советов по защите докторских диссертаций. С 1991 г. он — председатель специализированного совета в ПГТУ по защите кандидатских диссертаций.

За достижения в развитии науки и подготовке научных кадров Е. А. Казачков награжден медалями «За доблестный труд», «Ветеран труда», «За трудовую доблесть». В 1980 г. ему присвоено почетное звание «Заслуженный деятель науки Украины». Многогранная деятельность профессора Е. А. Казачкова отмечена благодарностями и почетными грамотами. Ученым советом ПГТУ в 1997 г. ему присвоено звание «Почетный доктор ПГТУ».

Евгений Александрович Казачков — образец высокой организованности, принципиальности, требовательности, добросовестного отношения к труду, человек долга.

Вся жизнь ученого — яркий пример творческого и делового подхода к решению вопросов научной и педагогической работы, плодотворного союза высшей школы и производства.

Редакционная коллегия, а также коллеги и многочисленные ученики сердечно поздравляют Евгения Александровича с юбилеем и искренне желают ему крепкого здоровья, жизненной энергии и творческого долголетия, успехов и плодотворной научной деятельности!



МЕЖДУНАРОДНЫЙ СИМПОЗИУМ ПО СУПЕРСПЛАВАМ

17–20 июня 2001 г. в г. Питтсбурге, Пенсильвания, США состоялся очередной пятый симпозиум (они проводятся каждые 4 года) по суперсплавам семейства «Инконель» 718, 625 и 706, организованный американским обществом минералов, металлов и материалов (TMS). В симпозиуме приняли участие более 200 специалистов из США, Канады, Франции, Японии, Китая, Германии, Австрии, Индии и России, на суд которых было представлено более 70 докладов.

Вполне очевидно, что большинство участников и докладов были из США — страны, где эти сплавы созданы и наиболее широко применяются. По традиции симпозиум был открыт несколькими докладами обзорного типа, вызвавшими повышенный интерес. В данном кратком обзоре именно на этих докладах мы и остановимся, так как в них отражены основные направления работы симпозиума и большинства представленных на нем докладов.

В докладе Р. Шафрика — главного менеджера по материалам и процессам производства авиационных двигателей компании «Дженерал Электрик» рассмотрены прошлое, настоящее и прогноз на ближайшие 5 лет применения сплава 718 в авиационных двигателях этой компании. Отмечено, что сплав 718 попал в поле зрения двигателестроителей «Дженерал Электрик» в начале 60-х годов, когда началось широкое внедрение широкофюзеляжных и сверхзвуковых самолетов. Именно тогда понадобились сплавы, работающие при более высоких температурах, чем сплав А-286, и не имеющие таких сложностей в производстве, как «Ренэ 41». В последующие годы сплав 718 стал одним из наиболее применяемых в авиационных двигателях «Дженерал Электрик» для изготовления критических вращающихся частей, лопаток, сосудов давления и поддерживающих деталей. Этому способствовал ряд следующих обстоятельств: открытая и доступная лицензия на производство сплава 718 позволила создать широкий круг поставщиков собственно заготовок из этого сплава и деталей из него; хорошая свариваемость и удовлетворительные литейные свойства; наличие конкурентных процессов и конструкций, созданных в течение многих лет.

Более того, не прекращались и работы по совершенствованию собственно сплава. В тесном сотрудничестве с поставщиками были разработаны высокопрочная версия сплава 718 и так называемый вариант

прямого старения. Широким фронтом велись также работы по применению точного литья из этого сплава для снижения стоимости производства.

Интересны данные о применении сплава 718 в двигателях семейства CF6 — одного из успешных «долгожителей» компании: в общем весе двигателей этого семейства сплав 718 занимает 34 %, титановые сплавы — 25 %, сплавы на основе железа — 16%, другие никелевые сплавы — 13 %, алюминиевые сплавы — 8 %, композиты — 4 %. При этом распределение материалов в двигателях этого семейства по типам таково: поковки — 82 %, листовой прокат — 12 % и литье — 6 %.

Интересно и то, что в ближайшие годы, по прогнозу докладчика, сплав 718 останется одним из приоритетных для «Дженерал Электрик». Вместе с тем, в докладе отмечено, что «Дженерал Электрик» создал альянс с другим крупнейшим строителем авиационных двигателей «Пратт-Уитни» и такими известными металлургическими фирмами, как «Лэдиш», «Алвак» и «Карпентэр» и разработал программу (финансируемую американскими ВВС!) создания новых сплавов. Новый сплав по свариваемости и способности к формоизменению не должен уступать сплаву 718, а его работоспособность при высоких температурах должна быть на уровне таковой при температурах, свойственных известным сплавам «Васпаллой» и «Ренэ 41». Предполагается, что эта программа будет реализована в течение ближайших 5 лет.

Следующий обзорный доклад о сплаве 718, применяемом в строительстве авиационных двигателей, был представлен д-ром Д. Пауленисом из «Пратт-Уитни» и в какой-то мере дополнил данные «Дженерал Электрик». Интересен психологический аспект — два доклада на одну тему сделаны бывшими конкурентами, а ныне тесно сотрудничающими компаниями. Это был реальный пример того, что теперь называют глобализацией современного мира.

Затем коллега д-ра Шифрика, но из отделения «Дженерал Электрик», занимающегося энергетическими системами, д-р. П. Шилке — главный менеджер по материалам и процессам производства энергетических газовых турбин — сделал обзорный доклад о применении сплава 706 для нужд своего департамента, преимущественно на примере роторов газовых турбин, так называемого семейства F.



Железо-никелевый сплав 706 был создан в результате научно-исследовательских работ, выполненных фирмой «ИНКО» в 50-е годы и запатентован в 1972 г. Интересно, что изначально планировалось применение этого сплава в качестве трубного материала для паровых станций на сверхкритические параметры (металлурги СНГ, по видимому, не забыли историю «Черепети»). Номинальный состав сплава 706 в сравнении с его более известным собратом сплавом 718 следующий, %:

Сплав	C	Mn	Si	Cr	Ni	Fe	Ti	Al	Nb	Mo
706	0,03	0,20	0,20	16,0	41,5	40,0	1,8	0,2	2,0	–
718	0,04	0,20	0,20	19,0	52,5	18,5	0,9	0,5	5,1	3,0

Компания «Дженерал Электрик» впервые приняла решение о применении сплава 706 для газовых турбин в середине 70-х годов. При этом за счет различных технологических и конструкторских приемов температуру горения в турбинах семейства F удалось повысить с 1230 до 1310 °С. Для новых турбин семейства H и FV температуру горения повысили уже до более чем 1400 °С (отмечено, что энергетическая эффективность комбинированного цикла при этом достигла более 60 % по сравнению с 45 % в середине 70-х годов).

Вполне очевиден поэтому и следующий шаг, связанный с применением более высокотемпературного сплава 718 и для наземных турбин. В связи с ростом мощности турбин и увеличением их геометрических размеров кратко рассмотрены и металлургические проблемы получения тяжелых кузнечных слитков сплавов 706 и 718.

Отмечены основные этапы совершенствования технологии выплавки таких слитков двойным пере-

плавом ВИП+ЭШП или ВИП+ВДП и обоснован переход на современную схему тройного переплава ВИП+ЭШП+ВДП в связи с проблемой пятнистой ликвации (так называемые «Фрэклс», обогащенные фазами Лавэса, карбидами, нитридами).

В докладе также приведены интересные данные о том, что всего изготовлено более 12 тыс. т сплава 706 для газовых турбин и некоторые турбины работали за эти годы более 58 тыс. ч. В последнее время все большее применение находит сплав 718 и для поковок дисков до 2000 мм в диаметре.

В связи с отмеченной задачей получения однородных тяжелых слитков сплавов типа 706 и 718 немалый интерес представляют доклады, рассматривающие эту проблему как с теоретической, так и с практической точки зрения.

В этом аспекте внимание участников симпозиума привлекли два доклада. Сначала в совместном докладе «Дженерал Электрик» и «Аллвак» д-р Бэтси Бонд и ее коллеги продемонстрировали убедительные факты в пользу обязательного применения тройного переплава ВИП+ЭШП+ВДП для изготовления тяжелых слитков сплава 718. А в следующем за ним докладе «Джапан Стил Воркс» также убедительно было показано, что при надлежащих подходах можно обойтись и двойным переплавом, например ВИП+ЭШП.

Немало докладов было посвящено и металлургическому процессу данной группы суперсплавов. В целом, можно без преувеличения сказать, что 5 сборников трудов по сплавам семейства 718, 706 и 625 являются сегодня настольной книгой для всех, кто работает в данной области.

Л. Б. Медовар



ВИЗИТ В ИЭС им. Е. О. ПАТОНА д-ра МЭДДОКСА — ПЕРВОГО ЛАУРЕАТА МЕЖДУНАРОДНОЙ ПРЕМИИ имени ЕВГЕНИЯ ПАТОНА

28–31 мая 2001 г. ИЭС им. Е. О. Патона посетил ведущий сотрудник Британского института сварки (БИС), первый лауреат премии Международного института сварки (МИС) имени Евгения Патона д-р С. Мэддокс с супругой, которому в 2000 г. была присуждена премия за работы в области применения механики разрушений для оценки усталости сварных конструкций.

29 мая д-ра С. Мэддокса принял президент Национальной академии наук Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Во встрече приняли участие ведущие ученые и специалисты института. Тепло приветствуя гостя из Великобритании, академик Б. Е. Патон сказал, что это большая честь для института и его сотрудников принимать первого лауреата премии МИС имени Евгения Патона.

В беседе Б. Е. Патон отметил, что ИЭС им. Е. О. Патона является одним из крупнейших научных учреждений в Национальной академии наук Украины. В институте ведутся исследования в области сварки, нанесения защитных и упрочняющих покрытий, специальной электрометаллургии. Проводимые исследования всегда были направлены на решение важных народнохозяйственных проблем и у института налажены прочные связи со многими промышленными предприятиями. В последние годы, опираясь на зарубежный опыт, на базе ИЭС им. Е. О. Патона был создан технопарк — новая организационная форма сотрудничества ученых института и различных производственных предприятий, разрабатывающих и производящих сварочное оборудование и материалы. Технопарк помогает входящим в него организациям внедрять в производство новые научные разработки.

Академик Б. Е. Патон рассказал о международных связях института. Имея большой научный потенциал, институт успешно сотрудничает со многими зарубежными странами. Контракты на научно-исследовательские работы с этими странами составляют значительную долю в общем объеме финансирования института. Институт сотрудничает с рядом развивающихся стран — Китаем, Кореей, Вьетнамом. С Китаем, в частности, институт активно сотрудничает в таких областях народного хозяйства, как космическая и авиационная промышленность.

Большие перспективы имеет сотрудничество с быстро развивающимся Вьетнамом.

ИЭС им. Е. О. Патона имеет также давние и полезные связи с учеными Великобритании, в частности, из БИС. Академик Б. Е. Патон и д-р С. Мэддокс обменялись мнениями о проводимых в ИЭС и БИС исследованиях по совместным программам.

ИЭС им. Е. О. Патона много лет активно работает в МИС и Европейской сварочной федерации. Для института и украинской промышленности очень важно быть интегрированными в мировое сварочное сообщество и поэтому необходимы активные шаги по гармонизации применяемых в Украине стандартов в системе образования, производства, использования сварочных материалов и контроля качества в соответствии с европейскими нормами.

В заключение академик Б. Е. Патон еще раз поздравил д-ра С. Мэддокса с высокой международной наградой и вручил ему почетный диплом лауреата Международной премии имени Евгения Патона. Д-р С. Мэддокс поблагодарил академика Б. Е. Патона за высокую оценку его научной деятельности, теплый, радушный прием, оказанный ему и его супруге в ИЭС им. Е. О. Патона.

30 мая под руководством зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона, академика НАН Украины Л. М. Лобанова состоялся научный семинар, посвященный работам украинских и британских ученых в области прочности сварных конструкций. На нем с большим и содержательным докладом выступил д-р С. Мэддокс, а также ведущие сотрудники института.

Во время пребывания в Киеве д-ру С. Мэддоксу и его супруге была предоставлена возможность познакомиться с историческими памятниками культуры, посетить Музей украинского изобразительного искусства, Театр оперы и балета им. Т. Шевченко.



Академик Б. Е. Патон поздравляет с присуждением премии МИС д-ра С. Мэддокса



Д-р С. Мэддокс с супругой во время неформальной встречи в ИЭС им. Е. О. Патона

И. А. РЯБЦЕВ