

**РЕДАКЦИОННАЯ
КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор
Б. Е. Патон

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

Адрес редакции:

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

Редактор:

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

Свидетельство
о государственной регистрации
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Институту электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины — 75!	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Рябцев А. Д., Троянский А. А., Давыдов С. И. Рафинирование титана от кислорода и азота при электрошлаковом переплаве	5
Полещук М. А., Соломийчук Т. Г., Григоренко Г. М., Шевцов В. Л., Пузрин Л. Г. Исследование области соединения в заготовках корпусов фланцевых задвижек высокого давления, полученных способом ЭШЛ с приплавлением	8
Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П., Грищенко Т. И. Качество кремниево-никелевой бронзы КН1-3 электрошлаковой выплавки из некомпактных отходов	13
Еремин Е. Н. Новая технология получения заготовок изделий из жаропрочных сплавов	17
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Литвин С. Е., Дидикин Г. Г., Шурин Д. В., Полотнюк В. В. Магнитные материалы на основе микрослойных конденсаторов Fe/Si, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме	21
Мушеган В. О. Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена	26
Амелин А. И., Костенко В. И., Кругленко М. П., Пап П. А. Макро- сегрегация кислорода при кристаллизации слитков титана	29
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Карпец М. В., Хижняк В. Г., Курило Н. А., Лесечко Д. В., Дятел Я. Н. Азоттитанирование твердого сплава ВК8	33
Андрienко А. Г., Гайдук С. В., Кононов В. В., Малащенко И. С. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32	36
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ	
Гасик М. И., Сальников А. С., Пересащенко О. В., Лоза В. В. Разработка и промышленное освоение сквозной технологии производства кованных черновых осей из электростали EA1N (35Г)	40
ИНФОРМАЦИЯ	
Зельниченко А. Т. Открытие Российско-Германского центра лазерных технологий	49
Дмитрик В. В. Международная конференция «High Mat Tech – 2009»	51
Открытие мемориальных досок	52
Новые разработки МК «АНТАРЕС»	53
ЗАО «НКМЗ» — 75!	55
В. Л. Шевцову — 70 лет!	56
Чернега Д. Ф. До 65-річчя створення металургійного інженерно-фізичного факультету Національного технічного університету України «КПІ»	57
Указатель статей, опубликованных в 2009 г.	59
Указатель авторов	61

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ

ГП «Научно-производственный центр «ТИТАН»

КП «Запоржский титано-магнелиевый комбинат»

ООО «Международная компания «АНТАРЕС»

Научно-производственное предприятие «ЭЛТЕХМАШ»

**SOVREMENNAYA
ELEKTROMETALLURGIYA**
(Electrometallurgy Today)

**№ 4 (97)
2009**

Published since January, 1985

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

Publisher: International Association «Welding»

Is published 4 times a year

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. Paton

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

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

Address:

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

Editor:

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

State Registration Certificate
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.
This publication and each of the
articles contained here in are
protected by copyright

Permission to reproduce material
contained in this journal must be
obtained in writing from the Publisher

CONTENTS

The E. O. Paton Electric Welding Institute is 75!	3
ELECTROSLAG TECHNOLOGY	
Ryabtsev A. D., Troyansky A. A., Davydov S. I. Refining of titanium from oxygen and nitrogen in electroslag remelting	5
Poleshchuk M. A., Solomijchuk T. G., Grigorenko G. M., Shevtsov V. L., Puzrin L. G. Investigation of joining area in billets of high-pressure stop valve bodies, produced by ESC method with additional melting-on	8
Gnatushenko A. V., Biktagirov F. K., Ignatov A. P., Grishchenko T. I. Quality of silicon-nickel bronze KN1-3 of electroslag melting of non-compact wastes	13
Eryomin E. N. New technology of producing billets of heat-resistant alloy products	17
ELECTRON BEAM PROCESSES	
Litvin S. E., Didikin G. G., Shurin D. V., Polotnyuk V. V. Magnetic materials on base of microlayer condensates Fe/Cu produced by electron beam deposition in vacuum	21
Mushegyan V. O. Electron beam melting of reduced concentrate of molybdenum	26
Amelin A. I., Kostenko V. I., Kruglenko M. P., Pap P. A. Macrosegregation of oxygen in crystallization of titanium ingots	29
GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY	
Karpets M. V., Khizhnyak V. G., Kurilo N. A., Lesechko D. V., Dyatel Ya. N. Nitrogen titanizing of hard alloy VK8	33
Andrienko A. G., Gaiduk S. V., Kononov V. V., Malashenko I. S. Investigation of effect of tantalum-rhenium ratio on high-temperature corrosion resistance of heat-resistant nickel alloy ZhS-32	36
ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS	
Gasik M. I., Salnikov A. S., Peresadenko O. V., Loza V. V. Development and industrial mastering of end-to-end technology of production of forged roughing axles of electric steel EAIN (35G)	40
INFORMATION	
Zelnichenko A. T. Opening of Russian-German Center of Laser Technologies	49
Dmitrik V. V. International Conference «HighMatTech-2009»	51
Opening of memorial plaques	52
New developments of «ANTARES»	53
NKMZ is 75!	55
V. L. Shevtsov is 70	56
Chernega D. F. Towards the 65th anniversary of Metallurgical Engineering -Physical Faculty of the National Technical University «KPI»	57
Index of articles, published in 2009	59
Index of authors	61

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

ИНСТИТУТУ ЭЛЕКТРОСВАРКИ **им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ — 75!**

2 октября в ИЭС им. Е. О. Патона состоялось торжественное собрание в связи с 75-летием института, всемирно известного научно-исследовательского центра в области сварки, спец-электрометаллургии и нанесения защитных покрытий. В нем приняли участие сотрудники института, а также многочисленные гости — руководители ведомств, предприятий, ведущих академических, научно-исследовательских учреждений и высших учебных заведений Украины.

Собрание открыл президент Национальной академии наук Украины директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон с докладом об основных этапах деятельности института в различные периоды. Он отметил, что ... «институт имеет мощный научный потенциал, развивается, совершенствуются его структура и система управления — все направлено на дальнейшее развитие сварки и родственных процессов, на решение базовых проблем производства».

Борис Евгеньевич искренне поблагодарил всех тех, кто поздравил коллектив института с юбилеем, дал высокую оценку его деятельности и высказал надежду в отношении дальнейшего развития института и достижения молодыми учеными новых высоких результатов в теории и практике сварочного производства.

Среди поздравивших — десятки научных учреждений, предприятий и организаций, коллеги и друзья из Украины, России, Беларуси, Болгарии, Армении, Грузии, Казахстана, Германии, Словакии, Узбекистана.

Затем заместитель главы секретариата Президента Украины Ю. П. Богуцкий зачитал приветствие В. А. Ющенко коллективу института, в котором высказана уверенность, что «своим высокопрофессиональным и вдохновенным трудом коллектив института и далее будет вносить весомый вклад в развитие отечественной и мировой науки, в укрепление экономики украинского государства». Ю. П. Богуцкий огласил Указ Президента Украины о награждении государственными наградами Украины сотрудников института.

От имени Председателя Верховной Рады Украины В. М. Литвина приветствие зачитал В. Б. Яловой. В нем отмечено, что неутомимое творчество представителей известной Патоновской школы содействовало преобразованию сварки в ведущий технологический процесс во многих отраслях народного хозяйства, который находит применение в различных средах, включая водные глубины и космические высоты. Сегодня уже есть весомые результаты и в медицине — получение надежных сварных соединений мягких живых тканей. Научные достижения и разработки патоновцев, созданные ими технологии — это знаковые этапы развития мировой науки и техники. Ученые института убедительно доказали, что способны решать научно-технические проблемы любой сложности.

А. Н. Гуржий зачитал приветствие Премьер-министра Украины Ю. В. Тимошенко. В нем выражена сердечная благодарность коллективу института за самоотверженный труд и признанные научно-технические достижения, которые делают нашу экономику конкурентоспособной и приумножают научный авторитет Украины в мире.

После кратких выступлений директора ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона В. С. Романюка и директора Опытного завода сварочного оборудования В. И. Степахино были заслушаны приветствия и теплые поздравления в адрес коллектива института от Президиума НАН Украины (А. Г. Шпак), Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины (И. К. Походня), НТУУ «Киевский политехнический институт» (Ю. И. Якименко), Министерства промышленной политики (С. Г. Грищенко) и Председателя Голосеевской районной госадминистрации г. Киева (А. Г. Незнал).

В заключение состоялся праздничный концерт мастеров искусств и художественных коллективов Украины.

У К А З
ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 779/2009

**Про відзначення державними нагородами України
працівників Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН
України, м. Київ**

За вагомий особистий внесок у розвиток вітчизняної науки, техніки і технологій у галузі зварювання матеріалів і конструкцій, багаторічну плідну наукову діяльність та з нагоди 75-річчя Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона **постановляю:**

Нагородити орденом князя Ярослава Мудрого V ступеня

ЮЩЕНКА Костянтина Андрійовича — заступника директора, доктора технічних і наук, академіка НАН України

Нагородити орденом «За заслуги» II ступеня

КОСЕНКА Петра Олексійовича — директора державного підприємства «Дослідний завод зварювальних матеріалів Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України»
ЛОБАНОВА Леоніда Михайловича — заступника директора, доктора технічних наук, академіка НАН України

Нагородити орденом «За заслуги» III ступеня

СТРЕЛЬНИКОВА Михайла Олексійовича — головного технолога акціонерного товариства «Дослідний завод зварювального устаткування Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України»

Нагородити орденом «За мужність» III ступеня

КОЦЮБУ Сергія Миколайовича — водолаза

Присвоїти почесні звання:

«ЗАСЛУЖЕНИЙ ДІЯЧ НАУКИ І ТЕХНІКИ УКРАЇНИ»

КИР'ЯНУ Валерію Івановичу — завідувачеві відділу, докторові технічних наук, члену-кореспонденту НАН України

НЕДОСЄЦІ Анатолію Яковичу — завідувачеві відділу, докторові технічних наук, професору
СТЕПАХНУ Володимиру Івановичу — голові правління акціонерного товариства «Дослідний завод зварювального устаткування Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України», докторові фізико-математичних наук, професору

«ЗАСЛУЖЕНИЙ ПРАЦІВНИК ПРОМИСЛОВОСТІ УКРАЇНИ»

БУБЛИКУ Володимиру Петровичу — газозварникові
ВАРИВОДІ Миколі Олексійовичу — електрозварникові
ГЕРАЩЕНКУ Віктору Борисовичу — бригадирові штампувальників акціонерного товариства «Дослідний завод зварювального устаткування Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України»

«ЗАСЛУЖЕНИЙ МАШИНОБУДІВНИК УКРАЇНИ»

САХАРНОВУ Василю Олексійовичу — старшому науковому співробітникові
СТЕСІНУ Віктору Володимировичу — головному конструкторові державного підприємства «Дослідне конструкторське технологічне бюро Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України».

Президент України Віктор ЮЩЕНКО
29 вересня 2009 року



УДК 669.187.56.002.2

РАФИНИРОВАНИЕ ТИТАНА ОТ КИСЛОРОДА И АЗОТА ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ

А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, С. И. Давыдов

Показаны возможности камерного электрошлакового переплава в переработке титановой губки и отходов титанового производства (счистки реакционной массы с крышек реакционных реторт) в кондиционные слитки. Введение в процессе переплава в шлак металлического кальция обеспечивает рафинирование титана от кислорода и азота.

The capabilities of a chamber-type electros slag remelting in recycling of titanium sponge and wastes of titanium production (refining of reaction mass from covers of reaction retorts) into standard ingots are shown. Adding of metal calcium into slag during the remelting process provides the titanium refining from oxygen and nitrogen.

Ключевые слова: титан; рафинирование; кислород; электрошлаковый переплав; металлический кальций

Рафинированию титана от кислорода и азота при металлургической переработке титановой губки в слитки традиционными способами спецэлектрометаллургии (вакуумно-дуговым, плазменно-дуговым и электронно-лучевым переплавами) посвящено довольно много работ как у нас в стране, так и за рубежом [1–5], что позволяет сделать вывод о том, что данные процессы дают возможность получать в слитке содержание кислорода на уровне исходной шихты, т. е. не загрязнять титан при переплаве. То же касается и «классического» электрошлакового переплава [6–9]. Существенно рафинировать титан от кислорода и азота позволяют йодидный и электролитический способы. Однако они малопроизводительны, весьма затратны и по объему производства не могут составлять реальной конкуренции металлургическим процессам.

В Донецком национальном техническом университете получены интересные данные о выплавке титановых слитков способом электрошлакового переплава под флюсами системы $\text{CaF}_2\text{--Ca}$ в печах камерного типа [10–13]. Для камерного электрошлакового переплава (КЭШП) характерны все достоинства «классического» электрошлакового переплава — рафинирующая шлаковая среда, направленная кристаллизация и хорошая поверхность слитка. Наличие камеры печи позволяет вести пе-

реплав высокореакционных металлов и сплавов, включая титановые, в контролируемой атмосфере. Кроме того, металлический кальций в шлаковой системе обеспечивает низкие значения парциального давления кислорода и азота в шлаке и газовой фазе, что создает благоприятные условия для рафинирования титана, в том числе от обогащенных азотом включений [14–16], и кислорода.

Следует отметить, что действие кислорода в титане и его сплавах можно оценивать двояко: с одной стороны, в небольших количествах он является экономнолегирующим элементом, способствующим повышению прочностных характеристик материала, а с другой, — вредной примесью.



Рис. 1. Реакционная масса на крышке аппарата восстановления

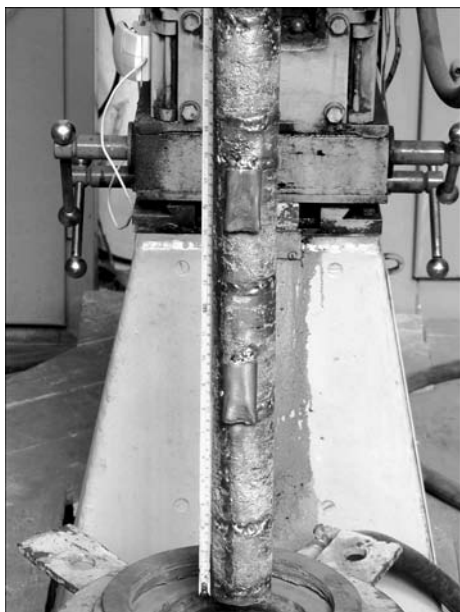


Рис. 2. Прессованный электрод из счинок реакционной массы

Так, кислород эффективно упрочняет титан. В области малых концентраций (до 0,02 мас. %) каждая сотая доля процента кислорода повышает временное сопротивление и предел текучести йодидного титана примерно на 1,00... 1,25 МПа. Наиболее заметное влияние на механические свойства титана кислород оказывает при содержании его в металле до 0,6 мас. % [17, 18]. В данном случае зафиксировано значительное повышение прочностных характеристик при относительно небольшом ухудшении пластических свойств. Вместе с тем при концентрациях кислорода более 0,7 мас. % титан полностью теряет способность к пластическому деформированию.

В работе [19] показано, что камерный электрошлаковый переплав в качестве металлургического процесса позволяет путем долегирирования кислородсодержащей лигатурой вводить необходимые концентрации кислорода в титан и обеспечивать химическую однородность металла слитков.

В настоящей работе рассматривается возможность рафинирования загрязненных кислородом титановых материалов. В частности, представляет

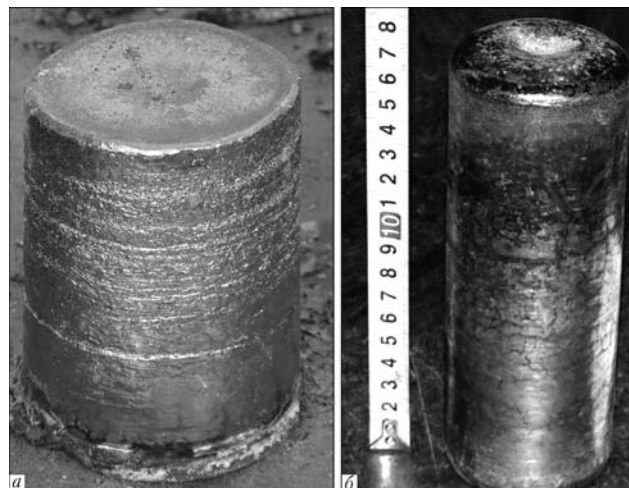


Рис. 3. Слитки титана, выплавленные способом КЭШП из реакционной массы (а) и титановой губки (б)

экономический интерес возврат в производство путем электрошлакового рафинирования таких технологических отходов титана, как сталактитовые наросты на крышках аппаратов восстановления (рис. 1).

Возможность рафинирования титана от кислорода оценивали экспериментально, для чего подвергали переплаву в камерной электрошлаковой печи прессованные электроды диаметром 60 и 40 мм (рис. 2) из счинок реакционной массы (упомянутые выше наросты на крышках реакторов) и титановой губки с заведомо высоким содержанием кислорода (около 0,11 %), полученной в процессе магнийтермического восстановления титановой губки в аргоне и кислороде.

Защитную атмосферу в кристаллизаторе создавали путем нагнетания аргона в камеру. Электрические параметры поддерживали при $U = 47$ В; $I = 2,5... 3,5$ кА.

Получили слитки диаметром 65... 110 мм с довольно высоким качеством поверхности (рис. 3). Химический и металлографический анализы опытного металла свидетельствуют о хорошей химической однородности слитков по высоте, сечению и плотности литого металла. Содержание азота и кислорода, определенное прибором фирмы «Лесо», в металле опытных слитков, полученных по различным вариантам, представлено в таблице.

Массовая доля азота и кислорода в титане КЭШП, %				
№ плавки	Электрод	Шлак	N	O
1	Счинок реакционной массы	CaF ₂	$\frac{0,110}{0,110}$	$\frac{0,75}{0,76}$
2	»»	CaF ₂ + Ca (3,4 %)	$\frac{0,110}{0,093}$	$\frac{0,75}{0,61}$
3	Титановая губка, загрязненная кислородом	CaF ₂	$\frac{0,026}{0,023}$	$\frac{0,110}{0,110}$
4	»»	CaF ₂ + Ca (2,5 %)	$\frac{0,026}{0,022}$	$\frac{0,110}{0,083}$

Примечание. В числителе указано исходное содержание, в знаменателе — после переплава.



Как видно из таблицы, электрошлаковая плавка в аргоне даже под стандартным флюсом (CaF_2) позволяет компактировать губчатый титан и слитки в слитки без дополнительного загрязнения металла азотом и кислородом. Введение в шлаки КЭШП металлического кальция обеспечивает рафинирование титана от азота и кислорода, соответственно, на 10... 15 и 20... 25 %.

1. Тихоновский А. Л., Тур А. А., Туник А. В. Электронно-лучевой переплав титановой губки — новый способ получения титановых слитков и слябов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 1. — С. 66–70.
2. Курапов Ю. В., Тихоновский А. Л., Маркин Ю. В. Электронно-лучевой переплав титана // Спец. электрометаллургия. — 1973. — № 21. — С. 68–72.
3. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
4. Плазменно-дуговой переплав титана / В. Р. Пилипчук, В. И. Лакомский, А. Н. Петрунько и др. // Спец. электрометаллургия. — 1970. — № 4. — С. 89–94.
5. Колобов Г. А., Лебедев В. В., Лукошников И. Е. Технология рафинирования титана и его сплавов // Сб. тр. международ. конф. «Ti-2005 в СНГ» (Украина, г. Киев, 22–25 мая 2005 г.). — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 99–100.
6. Гуревич С. М., Дидковский В. П., Новиков Ю. К. Электрошлаковая выплавка слитков титановых сплавов // Автомат. сварка. — 1963. — № 10. — С. 37–42.
7. Нефziger Р. Х. Шлаки для электрошлаковой выплавки титана и режимы плавки // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1971. — С. 202–218.
8. ЭШП титана: вчера, сегодня, завтра / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, М. Г. Бенц и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1999. — № 2. — С. 3–9.
9. Медовар Б. И., Майоренко В. М., Богаченко А. Г. Бескамерная электрошлаковая выплавка титановых слитков прямоугольной формы // Специальная электрометаллургия. — Киев: Наук. думка, 1972. — С. 51–52.
10. Ryabtsev A. D., Troyansky A. A. Electros slag remelting of metals and alloys under fluxes with active additions in furnaces of chamber type (ChESR) // Processing of the 2005 Intern. Symp. on Liquid Metal Proc. and Casting «LMPC

- 2005» (Santa Fe, USA, Sept. 18–21, 2005). — Santa Fe, 2005. — P. 227–232.
11. Рябцев А. Д., Троянский А. А. Электрошлаковый переплав металлов и сплавов под флюсами с активными добавками в печах камерного типа // Электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 25–32.
12. Троянский А. А., Рябцев А. Д. О работах Донецкого национального технического университета по электрошлаковой выплавке и рафинированию титана // Титан. — 2007. — № 1. — С. 28–31.
13. Ryabtsev A. D., Troyansky O. A. Chamber Electros slag Remelting (ChESR)- a new method for enhanced quality ingot production // Proc. of The Third biennial academic conf. baosteel BAC 2008 (Shanghai, China, Sept. 26–28, 2008). — Shanghai, 2008. — P. 39–42.
14. Радченко В. Н., Тарлов О. В., Максимов А. П. О поведении кислорода при электрошлаковом переплаве титана // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 2. — С. 15–19.
15. ESR as a Fast Technique to Dissolve Nitrogen-rich Inclusions in Titanium / M. G. Benz, P. J. Meschter, J. P. Nic et al. // Materials Research Innovations. — 1999. — № 6. — P. 364–368.
16. «Active slag» ESR refining of titanium alloys for dissolution of nitrogen-rich inclusions / A. D. Ryabtsev, O. V. Tarlov, V. V. Pashinsky et al. // Proc. of the Ninth World Conf. on Titanium (Saint-Petersburg, Russia, 7–11 June 1999). — Saint-Petersburg: CRISN «Prometey», 1999. — P. 1507–1514.
17. Металлургия и технология сварки титана и его сплавов / Под ред. С. М. Гуревича — Киев: Наук. думка, 1979. — 300 с.
18. Некоторые особенности легирования титана кислородом / С. И. Давыдов, Л. Я. Шварцман, А. В. Овчинников, С. М. Теслевич // Ti-2006 в СНГ: Материалы междунар. науч.-техн. конф. (21–24 мая 2006 г., Суздаль, Россия). — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 253–257.
19. Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава / А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, А. А. Троянский и др. // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 3. — С. 3–6.

ГВУЗ «Донецкий национальный технический университет»

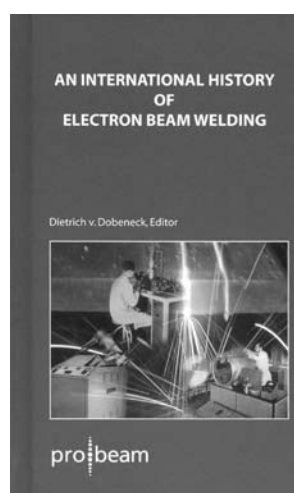
КП «ЗТМК», Запорожье

Поступила 19.06.2009

AN INTERNATIONAL HISTORY OF ELECTRON BEAM WELDING D.V. Dobeneck

В основу книги легли воспоминания авторитетных специалистов из шести разных стран, работавших и работающих сейчас в области электронно-лучевой сварки и раскрывающих различные аспекты ее развития. Здесь представлены личный опыт д-ра Стейгервалда как изобретателя и предпринимателя о котором сегодня сказали бы «получил начальный капитал от ангела-инвестора»; оценка технических достижений, описанная Др. Сайе; соревнование между всеми ЭЛ компаниями США, сравненное с плановой экономикой Советского Союза, в котором представлены шесть промышленных комплексов, каждый из которых отвечает за определенный аспект целого; далее представлена открытая оценка лицензионных соглашений начиная с Hamilton Standard до Nippon Electric Company (NEC) или Hawker Siddley, каждое с выдающимися научно-исследовательскими организациями для продвижения технологий (Университет г. Осака в Японии и Институт сварки TWI в Великобритании): д-р Дитрих занимается описанием поколения от Zeiss через Hamilton Standard до Leybold/Heraeus и PTR. Д. В. Добенек обобщил информацию о деятельности во всем мире большинства университетов и компаний для того, чтобы сделать эту книгу наиболее полной.

В книге также раскрывается суть двух противоположных изобретений: Др. Стейгервалд проводил эксперименты с электронными микроскопами и открыл их потенциал для бурения и сварки. У него было решение и он искал применение. С другой стороны, перед Др. Жак-Андре Стора стояла проблема, которую необходимо было решить: сварка химически активных материалов. Она требовала вакуумного процесса, и он нашел решение в ЭЛ сварке.





УДК 669.117.56

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЛАСТИ СОЕДИНЕНИЯ В ЗАГОТОВКАХ КОРПУСОВ ФЛАНЦЕВЫХ ЗАДВИЖЕК ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ ЭШЛ С ПРИПЛАВЛЕНИЕМ

М. А. Полещук, Т. Г. Соломийчук, Г. М. Григоренко,
В. Л. Шевцов, Л. Г. Пузрин

Определены механические свойства и проведены металлографические исследования металла в области соединения патрубка и литой части заготовки корпуса фланцевых задвижек, изготовленных из стали 40Х способом электрошлакового литья с приплавлением. Впервые установлено, что после закалки с отпуском пластические свойства, особенно ударная вязкость металла в высокотемпературной части зоны термического влияния, значительно превосходят таковые литого электрошлакового и приплавляемого катаного металла.

Mechanical properties were determined and metallographic examinations of metal were carried out in the area of joining a branch pipe and cast part of billet of stop valve bodies made of steel 40X by the method of electroslag casting with melting-on. It was found for the first time that after temper hardening the ductile properties, in particular the impact strength of metal in high-temperature part of heat-affected zone, exceed greatly those of cast electroslag and melted-on rolled metal.

Ключевые слова: электрошлаковое литье с приплавлением; сталь 40Х; область соединения; механические свойства; микроструктура

Фланцевые задвижки высокого давления служат основой оборудования, используемого для добычи нефти и природного газа с больших глубин. В процессе эксплуатации при высоком рабочем давлении их корпуса испытывают значительные нагрузки. Поэтому для обеспечения надежной работы корпус таких задвижек изготавливают из среднеуглеродистых легированных сталей повышенной прочности, которые одновременно должны иметь высокий уровень пластичности для предотвращения хрупкого разрушения [1].

Наиболее простым и экономически выгодным способом изготовления заготовок корпусов фланцевых задвижек (рис. 1) является электрошлаковое литье с приплавлением (ЭШЛП). Этот способ, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона, предусматривает ЭШЛ только центральной части заготовки корпуса задвижки с одновременным приплавлением к ней двух заранее изготовленных патрубков с фланцами [2, 3].

К началу работы по ЭШЛП заготовок корпусов фланцевых задвижек в промышленности этим способом серийно изготавливали заготовки изделий только из низкоуглеродистых сталей 20, 20Г и 22К [4–6]. В то же время на промыслах, где давление добыва-

емых газа и нефти достигает 70 МПа и выше, а содержание примеси CO_2 не превышает 6 %, применяют задвижки, корпуса которых изготовлены преимущественно из сталей 34CrMo4 или 38ХМ. Эти стали относятся к трудносвариваемым, поэтому в ходе создания технологии ЭШЛП заготовок кор-

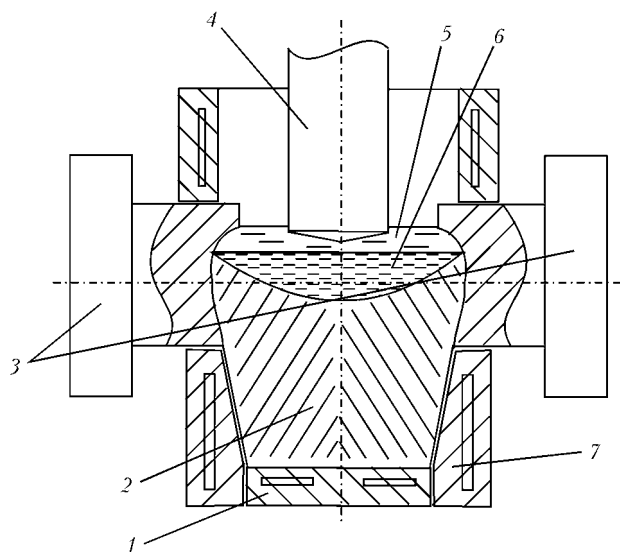


Рис. 1. Схема ЭШЛП заготовки корпуса фланцевой задвижки: 1 — поддон; 2 — литая часть заготовки корпуса; 3 — приплавляемые патрубки; 4 — расходный электрод; 5 — шлаковая ванна; 6 — металлическая ванна; 7 — разборный кристаллизатор

© М. А. ПОЛЕЩУК, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Л. ШЕВЦОВ, Л. Г. ПУЗРИН, 2009

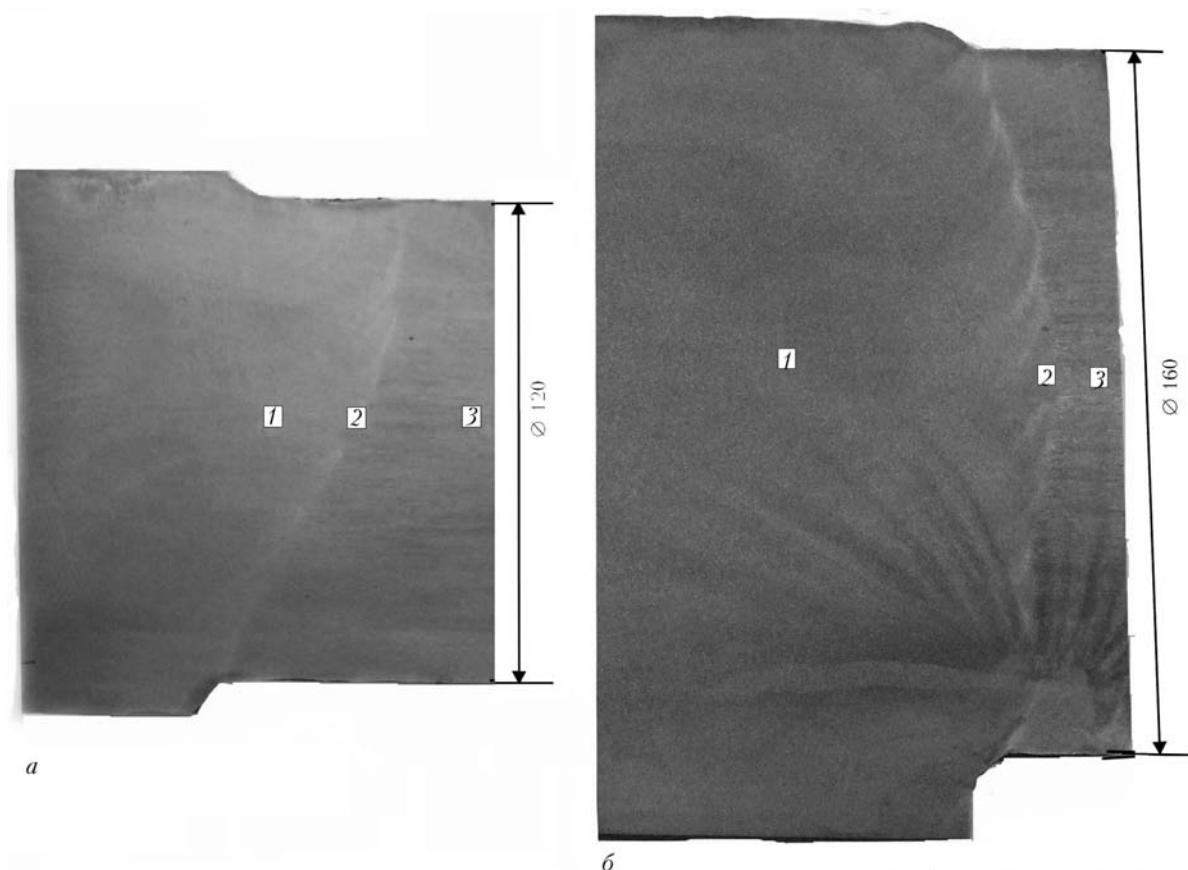


Рис. 2. Макрошлифы зоны соединения патрубка с литым корпусом задвижки Ду50 (а) и Ду80 (б): 1 — литой электрошлаковый металл; 2 — линия сплавления; 3 — зона термического влияния на металле патрубка

пусов фланцевых задвижек основное внимание уделяли получению качественного соединения литой центральной части корпуса с фланцевыми патрубками, изготовленными из проката или поковок.

Способ ЭШЛП, по сути, объединяет в единый технологический процесс ЭШЛ и электрошлаковую сварку (ЭШС). Поскольку ЭШС производят со ско-

ростью, значительно меньшей, чем дуговую сварку, то ее термический цикл более растянут во времени. Это создает благоприятные условия для получения соединений из трудносвариваемых среднеуглеродистых сталей без трещин в околошовной зоне [7].

Опыт ЭШС такого типа сталей, в том числе марок 30ХГСА, 38ХА и других показал, что сварное

Таблица 1. Механические свойства металла заготовок корпусов задвижек Ду50 и Ду80 из стали 40Х

Тип задвижек	Место вырезки образцов	σ_r , МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
Ду50	Литой металл	<u>553,3... 587,1</u>	<u>774,4... 782,0</u>	<u>17,0... 19,0</u>	<u>58,2... 59,4</u>	<u>90,4... 97,0</u>
		570,2	778,2	18,0	58,8	93,7
	Линия сплавления	<u>528,3... 540,0</u>	<u>732,5... 744,9</u>	<u>18,2... 18,8</u>	<u>64,0... 66,0</u>	<u>128,4... 132,8*</u>
		534,4	738,7	18,5	65,0	130,6
	Металл патрубка	<u>564... 583</u>	<u>775... 777</u>	<u>17,0... 18,7</u>	<u>46,6... 48,8</u>	<u>89,9... 103,5</u>
		573	776	17,8	47,7	96,7
Ду80	Литой металл	<u>573,1... 581,4</u>	<u>743,1... 743,8</u>	<u>19,3... 21,7</u>	<u>51,2... 57,3</u>	<u>101,7... 111,0</u>
		577,2	743,4	20,5	54,5	106,3
	Линия сплавления	<u>542,5... 544,7</u>	<u>712,0... 717,6</u>	<u>18,3... 22,7</u>	<u>68,2... 69,9</u>	<u>152,2... 158,0*</u>
		543,6	714,8	20,5	69,0	155,1
	Металл патрубка	<u>550,1... 567,2</u>	<u>725,5... 738,2</u>	<u>20,0... 20,7</u>	<u>50,0... 52,6</u>	<u>86,1... 107,7</u>
		558,6	731,8	20,3	51,2	96,9
Требования для давления 70 МПа [1]		≥ 517	≥ 655	≥ 17	≥ 35	≥ 20
Примечания: 1. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — средние. 2. Звездочкой помечены образцы, надрез в которых выполнялся по линии сплавления.						

Примечания: 1. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — средние. 2. Звездочкой помечены образцы, надрез в которых выполнялся по линии сплавления.

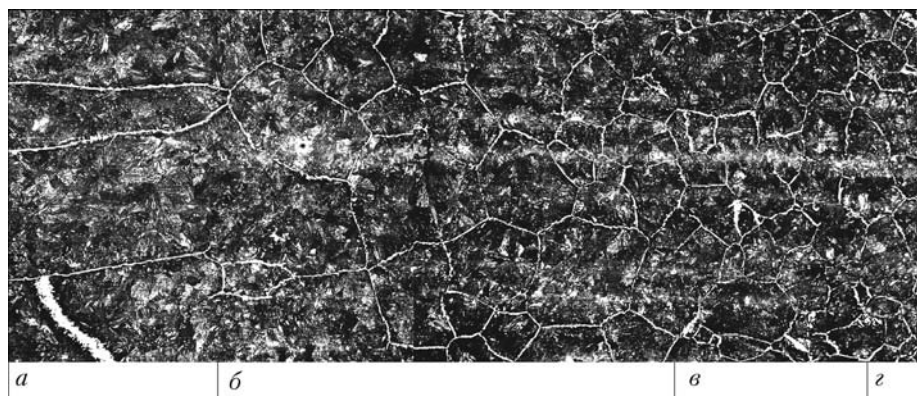


Рис. 3. Микроструктура (X25) зоны соединения после ЭШЛП без термообработки (обозн. см. в тексте)

соединение без трещин в шве с удовлетворительными свойствами можно получить лишь с применением низкоуглеродистых сложнoleгированных сварочных проволок [8, 9].

В то же время при ЭШС крупногабаритных заготовок удается получать практически равнопрочное соединение из стали 25ХНЗМФА с использованием присадочного металла той же марки [10, 11] благодаря значительно меньшей скорости сварки таких заготовок и их последующей термической обработке.

С целью проверки возможности получения равнопрочного соединения при ЭШЛП заготовок из среднеуглеродистых легированных сталей проведена серия опытов, в ходе которых выплавляли заготовки корпусов фланцевых задвижек с условным проходом 50 (Ду50) и 80 мм (Ду80), предназначенные для работы при давлении до 70 МПа.

На первом этапе для ужесточения условий получения качественного соединения расходный электрод и приплавляемые патрубки изготавливали из стали 40Х, характеризующейся при сварке большей склонностью к образованию трещин, чем стали того же класса с молибденом или никелем.

Качество соединений изучали на вертикальных темплетях, вырезанных из центральной части выплавленных заготовок. Типичные макрошлифы зоны соединения представлены на рис. 2.

При выплавке заготовок корпусов Ду50 глубина провара патрубков непрерывно возрастает, а на заготовках Ду80 он более стабилен. Такое изменение характера провара связано с различием в размере и массе приплавляемых патрубков. Визуальное исследование макрошлифов с десятикратным увеличением не выявило каких-либо дефектов в виде неплавления, трещин и шлаковых включений. На макрошлифах видны зона литого металла, линия сплавления и зона термического влияния.

Оценку механических свойств металла в зоне соединения производили после отжига литой заготовки при температуре 860 °С и последующей закалки в масле темплетов с температуры 860 °С и отпускком при 650 °С. Для испытания на растяжение и ударный изгиб изготавливали отдельно образцы из литого электрошлакового металла, металла патрубка и поперек линии сплавления. Результаты испытаний приведены в табл. 1.

Как видно из таблицы, механические свойства металла всех зон области соединения превышают требования к металлу корпусов, работающих при давлении 70 МПа [1]. Обращает внимание необычно высокая пластичность и вязкость металла в зоне термического влияния. Так, значение ударной вязкости в этой зоне в среднем в 1,5 раза выше, чем в литом электрошлаковом и катаном металле патрубка.

Подобные результаты также получены при ЭШЛП заготовок ступицы из стали 38ХС [12]. В этом случае ударная вязкость металла в зоне термического влияния превышала ее значение в других зонах более чем на 10 %. В то же время при ЭШС такого не обнаружено. Значения ударной вязкости после термической обработки обычно находятся на уровне свойств основного металла и металла шва [9].

Технологические режимы ЭШС отличаются от таковых при ЭШЛП в основном скоростью перемещения шлаковой ванны. Минимальную скорость (примерно 0,35... 0,4 м/ч) применяют при ЭШС крупногабаритных заготовок с площадью свариваемого сечения в несколько квадратных метров [11, 13]. В то же время при ЭШЛП относительно небольших заготовок корпусов фланцевых задвижек скорость выплавки средней части корпуса не превышает 0,25 м/ч, т. е. почти в 1,5 раза ниже. При такой малой скорости термический цикл приплавления патрубков больше растянут во времени, чем при ЭШС.

Скорость нагрева и охлаждения металла вблизи линии сплавления меньше, а время его пребывания при высокой температуре значительно больше. Замедленному остыванию заготовки способствует также большее количество теплоты в ее литой части, чем в металле сварного шва при ЭШС. Все это, несомненно, оказывает влияние на образование соответствующих структур металла в области соединения, которые в свою очередь обуславливают его механические свойства.

С целью определения структуры металла в месте соединения патрубка с литым корпусом фланцевой задвижки нами проведено его металлографическое исследование. Изучали структуру в заготовке после литья без последующего нагрева, а также после отжига и закалки с отпуском по температурному режиму, указанному выше.



Таблица 2. Массовая доля элементов в кристаллах литого металла и зоны термического влияния, %

Объект анализа	C	Fe	Cr	Mn	Si
Литое зерно	0,25... 0,75	97,5... 96,5	1,0... 1,1	0,60... 0,67	0,30... 0,35
Зерно зоны термического влияния	0,35... 0,40	97,1... 96,7	1,0... 1,2	0,6	0,4

В зоне соединения при ЭШЛП, как и при ЭШС, зафиксированы участки с различным размером зерна (рис. 3). Наиболее крупное зерно обнаружено у литого электрошлакового металла (рис. 3, а), примыкающего к металлу зоны термического влияния. Последний на границе с литым металлом также имеет крупное зерно (рис. 3, б). Далее располагаются участки металла мелкого зерна (рис. 3, в) и неполной перекристаллизации (рис. 3, г).

Литой электрошлаковый металл состоит из довольно крупных кристаллитов, вытянутых в направлении теплоотода, которые у линии сплавления имеют ширину до 1,2 и длину до 5 мм. Эти кристаллиты характеризуются структурой троостита с отдельными участками пластинчатого перлита. По их границам обнаружены тонкие выделения феррита. Литые кристаллиты вырастают на частично оплавленных крупных зернах металла патрубка. В зоне сплавления микроскопических трещин и других дефектов нет.

Участок крупного зерна зоны термического влияния, примыкающий к линии сплавления, имеет ширину примерно 4 мм. Он состоит из равноосных зерен размером 0,55... 1,2 мм, что соответствует баллам –3 и –2 (ГОСТ 5639–82). По их границам зафиксированы тонкие выделения феррита, а само зерно имеет структуру троостита.

Основным отличием структуры металла в зоне соединения при ЭШЛП стали 40Х от таковой при ЭШС легированных среднеуглеродистых сталей является значительно больший размер зерна в металле высокотемпературного участка зоны термического влияния. Так, при ЭШЛП балл зерна в этом участке составляет –3 и –2 против –1 и 1 при ЭШС [9, 14].

Это происходит из-за большего времени пребывания металла при высокой температуре. Длительное нахождение металла вблизи температуры солидуса способствует гомогенизации металла и может

являться причиной повышения его вязкости после измельчения зерна закалкой с отпуском.

Для проверки этого предположения методом локального микрорентгенспектрального анализа* оценивали химическую неоднородность кристаллов по обе стороны линии сплавления, т. е. в литом электрошлаковом металле и в примыкающем к нему участке крупного зерна зоны термического влияния. Результаты этой оценки приведены в табл. 2.

Как следует из полученных данных, в крупном зерне металла зоны термического влияния практически полностью отсутствует химическая неоднородность по всем легирующим элементам, в том числе и по углероду. В то же время в кристаллитах литого электрошлакового металла обнаружена неоднородность по этому элементу.

Структура металла в области соединения после указанной термической обработки стала значительно мельче, по сравнению со структурой после литья (рис. 4). Металл во всех участках зоны соединения имеет мелкодисперсную однородную структуру отпущенного сорбита с размером зерна, соответствующим 11–13 баллу. В литом и основном металле металлографически зафиксирована химическая неоднородность, в то же время в зоне термического влияния находится более светлая химически однородная структура. Она располагается на участке, в котором до термообработки было крупное зерно с равномерным в результате гомогенизации распределением углерода.

В этой зоне зафиксирована пониженная твердость, по сравнению с литым и основным металлом. После термической обработки твердость металла светлого участка составляет $HV1\ 1860... 1880$ МПа. В то же время твердость литого металла равняется $HV1\ 1900... 2180$, а основного — $HV1\ 1203... 1224$ МПа.

Анализируя приведенные выше результаты металлографических исследований, можно сделать предположение относительно причины повышения

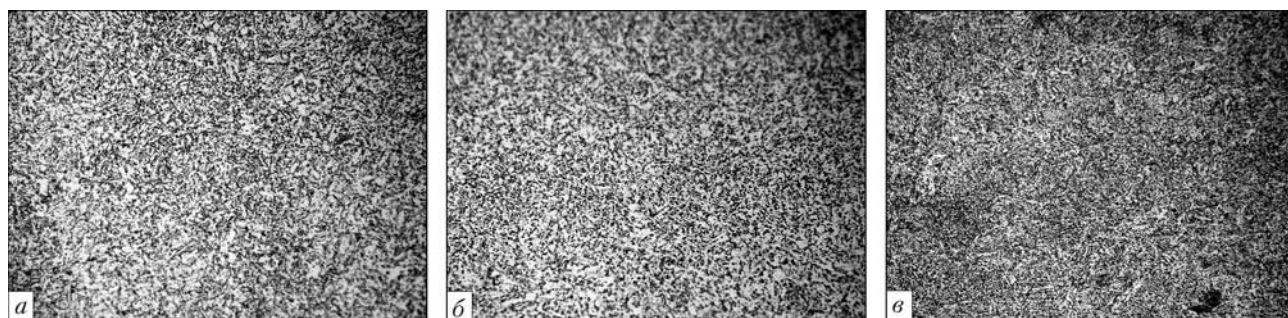


Рис. 4. Микроструктура (Х500) металла зоны соединения после отжига и закалки с отпуском: а — литой электрошлаковый металл; б — зона термического влияния; в — металл патрубка

*Анализ выполнял канд. техн. наук Г. Н. Гордань.



пластичности и вязкости металла в высокотемпературном участке зоны термического влияния, прилегающем к линии сплавления.

В крупном зерне этой зоны равномерно распределен углерод (табл. 2), поэтому при закалке происходит выделение карбидов во всем объеме металла и образуется зерно 11–12 баллов.

При последующем высоком отпуске равномерно распределенные мелкодисперсные карбиды коагулируют. Происходит растворение более мелких и рост более крупных частиц карбидов, а ферритная матрица обедняется углеродом. Это приводит к понижению твердости, росту пластичности и вязкости металла [15]. Вероятно, этот процесс более полно протекает в зоне с равномерным исходным распределением углерода.

В результате проведенной работы определено, что ЭШЛП с последующей закалкой и отпуском позволяет получать высококачественные изделия из легированных среднеуглеродистых сталей. При этом впервые установлено, что благодаря растянутому во времени термическому циклу процесса в высокотемпературной части зоны термического влияния пластичность и вязкость металла значительно превышает таковые у литого электрошлакового и приплавляемого деформированного металла.

1. Спецификация на устьевое и фонтанное оборудование 6А АРІ. 17-е изд. — Введ. 01.02.96.
2. Электрошлаковое литье заготовок корпусов фланцевых задвижек с приплавлением патрубков // М. А. Полящук, Л. Г. Пузрин, В. Л. Шевцов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 2. — С. 13–17.
3. Полящук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л. Электрошлаковое литье — самый прогрессивный способ производства корпусов арматуры высокого давления // Арматуростроение. — 2009. — № 4. — С. 49–54.

4. Аликин А. П., Бойко Г. А. Электрошлаковое литье в химическом машиностроении // Электрошлаковая технология: Сб. научн. тр. — Киев: Наук. думка, 1983. — С. 123–128.
5. Электрошлаковое литье в производстве коленчатых валов крупных судовых дизелей // Б. И. Медовар, Г. А. Бойко, Л. В. Попов и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1979. — № 10. — С. 37–41.
6. Новый прогрессивный технологический процесс изготовления патрубков на корпусах оборудования АЭС методом электрошлаковой выплавки // Б. Е. Патон, Л. В. Тупицын, Ю. В. Соболев и др. // Энергомашиностроение. — 1977. — № 1. — С. 27–29.
7. Макара А. М., Готальский Ю. Н. Исследование температурного цикла околосварной зоны при электрошлаковой сварке в связи с задачей сварки закаляющихся сталей // Автомат. сварка. — 1955. — № 5. — С. 3–9.
8. Слуцкая Т. М., Искра А. С. Получение высокопрочного стыкового шва при сварке сталей 30ХГСА и 38ХА // Там же. — 1954. — № 5. — С. 58–65.
9. Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
10. Исследование свойств сварной заготовки ротора диаметром 1500 мм // В. П. Андреев, В. В. Косян, А. Н. Севрук и др. // Рафинирующие переплавы. — 1975. — Вып. 2. — С. 87–95.
11. Сварка массивных подштамповых плит из стали 25ХНЗМФ // М. Б. Рошин, А. С. Гельман, И. А. Борисов и др. // Свароч. пр-во. — 1975. — № 7. — С. 14–17.
12. Цыгунов Л. Г., Ковалев В. Г., Бойко Г. А. Технологические схемы ЭШЛ заготовок деталей типа ступица // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 1. — С. 11–15.
13. Исследование качества электрошлаковых сварных соединений роторов диаметром 1500 мм из стали 25ХНЗМФ электрошлаковой и электропечной выплавки // Б. И. Медовар, В. П. Андреев, В. В. Косян и др. // Рафинирующие переплавы. — Киев: Наук. думка, 1974. — Вып. 1. — С. 109–118.
14. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — С. 272.
15. Лахтин Ю. М., Леонтьева Ю. П. Материаловедение. — М.: Машиностроение, 1990. — С. 528.

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

Поступила в редакцию 13.10.2009

ПРОМЫШЛЕННЫЕ ВЫСТАВКИ

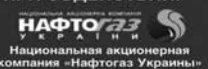
ПАТОН ЭКСПО 2010



ОРГАНИЗАТОР:
ООО «Центр трансфера технологий»
«Институт электросварки им. Е. О. Патона»

т./ф. +380 44 200-80-89(91)

ПРИ СОДЕЙСТВИИ:



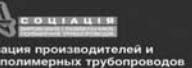
Национальная акционерная компания «Нафтогаз Украины»



Общество сварщиков Украины



Ассоциация промышленного арматуростроения Украины



Ассоциация производителей и строителей полимерных трубопроводов



Ассоциация ОКО



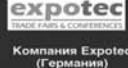
Физико-химический институт защиты окружающей среды и человека



Торговый Дом «Сварка»



Выставочный портал Exponet.ru (Россия)



Компания Expotec (Германия)



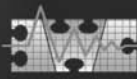
**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ КОМПЛЕКС
«ИЭС им. Е.О. Патона»**



**Сварка.
Родственные технологии**



Трубопроводный транспорт



Неразрушающий контроль

www.paton-expo.kiev.ua

Киев

1–3 июня 2010

ВЦ «КиевЭкспоПлаза»



УДК 669.187.56

КАЧЕСТВО КРЕМНИЕВО-НИКЕЛЕВОЙ БРОНЗЫ КН1-3 ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ВЫПЛАВКИ ИЗ НЕКОМПАКТНЫХ ОТХОДОВ

А. В. Гнатушенко, Ф. К. Биктагиров,
А. П. Игнатов, Т. И. Грищенко

Разработана технология электрошлаковой выплавки бронзы КН1-3 из некомпактных отходов. Исследовано качество полученного металла — химический состав, структура, некоторые механические и физические свойства. Определены оптимальные параметры термической обработки, позволяющие получать бронзу с набором требуемых эксплуатационных свойств.

Technology of electros slag melting of bronze KN1-3 of non-compact wastes has been developed. The quality of produced metal was investigated: chemical composition, structure, some mechanical and physical properties. Optimum parameters of heat treatment, allowing producing bronze with required service properties, were defined.

Ключевые слова: электрошлаковая выплавка; некомпактные отходы; бронза; отливка; качество металла; химический состав; структура; механические свойства; термическая обработка

Среди большого разнообразия медных сплавов особую группу составляют дисперсионно-твердеющие, к которым относится и кремнисто-никелевая бронза КН1-3, не производимая в Украине. В то же время имеются потребности в данном сплаве ввиду хорошего сочетания его механических свойств и электропроводности.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона освоена и реализована технология электрошлаковой выплавки из некомпактных отходов данного материала. Бронзу получали двумя способами. В первом случае, в качестве исходной шихты для переплава в электрошлаковой тигельной печи использовали стружку, образующуюся в результате механической обработки заготовок производства Кольчугинского завода цветных металлов («КольчугЦветМет», Россия). Во втором случае, бронзу КН1-3 выплавляли из шихты, состоящей из некомпактных (стружка, обрезь) отходов меди и никеля с долегированием во время плавки кремнием и марганцем непосредственно из шлакового расплава. Для этого в исходный шлак в нужном количестве добавляли компоненты, содержащие кремний и марганец, а режим плавки вели таким образом, чтобы восстановить эти элементы в металл. И в том, и в другом варианте плавки осуществляли по схеме, описанной в работах [1, 2].

По разработанной технологии путем разлива металла в чугунную изложницу (кокиль) с размерами внутреннего пространства 650×135×95 мм по-

лучены бронзовые отливки массой 75 кг (рис. 1, а), а разливкой в графитовую или стальную форму — круглые полые отливки с наружным диаметром до 400 мм и массой до 100 кг (рис. 1, б). Такие заготовки используются для изготовления зажимных токоподводящих элементов для машин контактной стыковой сварки рельсов и труб. При необходимости некоторые отливки подвергали горячей деформации на прокатном стане VN-20260 фирмы «Шкода» с целью получения заготовок (пластин) требуемых геометрических размеров для изготовления бронзовых деталей, используемых в различных устройствах контактной стыковой сварки (рис. 1, в).

Качество заготовок оценивали по нескольким критериям: внешний вид отливки, химический состав и структура металла, а также его основные механические и физические свойства.

Отлитые в чугунную изложницу (кокиль) бронзовые заготовки, благодаря разливу под шлаком, имели ровную и гладкую поверхность (рис. 1, а). Ввиду утепления их верхней части шлаком усадочная полость имела сравнительно небольшую протяженность — 50...60 мм, т. е. от отливки, имеющей отношение высоты к приведенному диаметру около 6, удаляется только 10 % массы, остальная часть является годной. Прокатанные пластины имели ровную поверхность, а кромки были без трещин.

Структуру бронзы электрошлаковой выплавки (ЭШВ) изучали по продольному срезу слитков и прокатанной пластины. После шлифования и травления структура литой бронзы (рис. 2) состояла из двух типов кристаллов. По краям слитка распо-

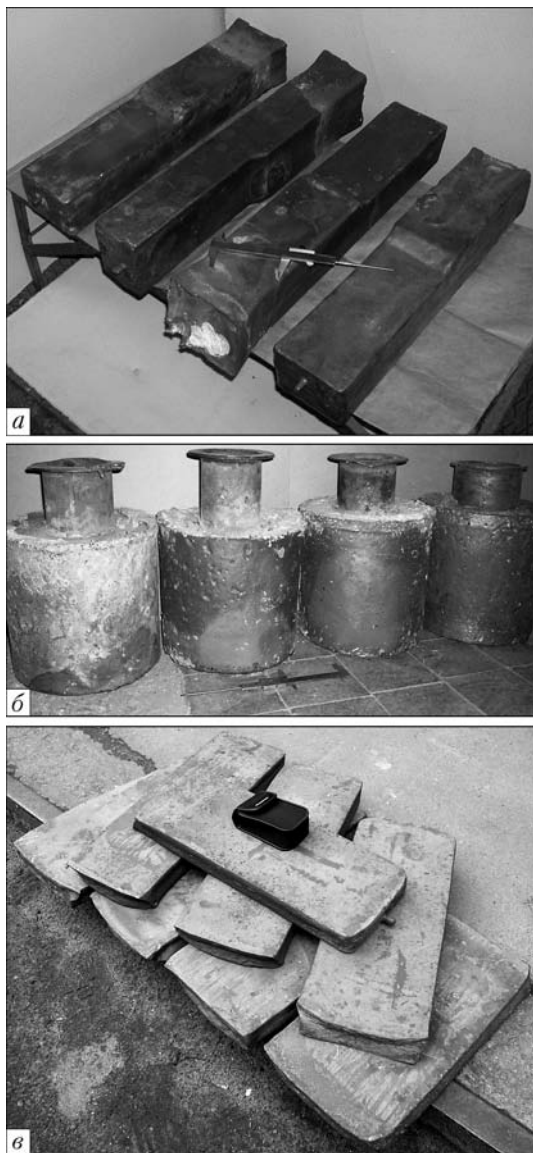


Рис. 1. Отливки (а, б) и катаные заготовки (в) из бронзы Бр.КН1-3 электрошлаковой выплавки

жена зона столбчатых кристаллов, переходящая в зону равноосных, несколько укрупненных зерен. Такое строение объясняется условиями охлаждения металла, разливаемого в кокиль. Сама структура

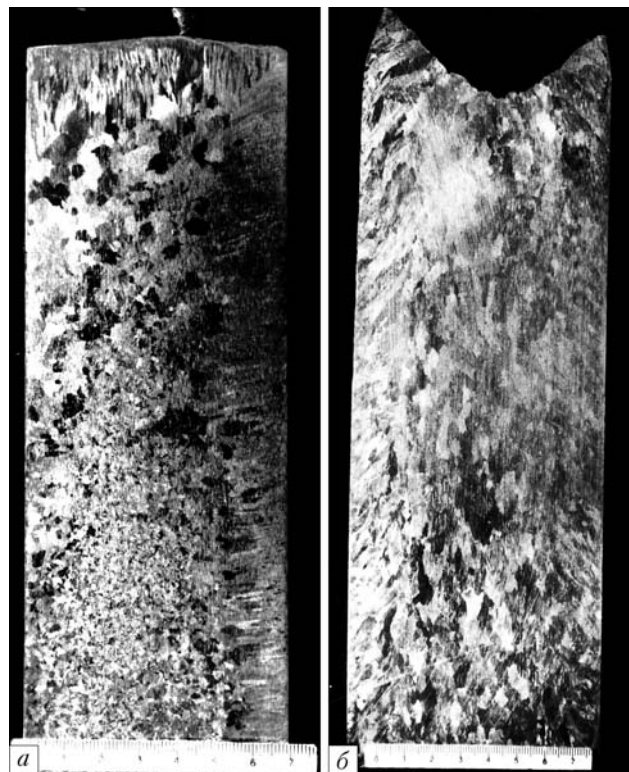


Рис. 2. Макроструктура литого (а) и катаного (б) металла

металла была плотной и однородной, без газовых пор, неметаллических включений и других макродефектов, структура катаного металла — однородная с зернами, вытянутыми в направлении деформации.

Результаты химического анализа бронзы, полученной из стружки «КольчугЦветМет» и выплавленной из отходов меди и никеля с долегированием кремнием и марганцем, приведены в табл. 1. Как видно, химический состав бронзы КН1-3 ЭШВ и в одном, и в другом случаях полностью соответствует ГОСТ 18175–78. Кроме химического состава, металл некоторых отливок анализировали на содержание газов — кислорода и водорода (табл. 2). Из представленных в этой таблице данных видно, что содержание газов в металле электрошлаковой выплавки остается примерно на одном уровне с металлом, производимым предприятием «КольчугЦвет-

Таблица 1. Химический состав бронзы электрошлаковой выплавки

Номер плавки	Массовая доля основных компонентов, %				Массовая доля примесей, %				
	Ni	Si	Mn	Cu	Al	Zn	Pb	Sn	Fe
Бронза КН1-3 ГОСТ 18175–78	2,4... 3,4	0,6... 1,1	0,1... 0,4	Остальное	≤ 0,02	≤ 0,1	≤ 0,15	≤ 0,1	≤ 0,1
<i>Бронза ЭШВ из стружки «КольчугЦветМет»</i>									
2	2,60	0,75	0,35	Остальное	0,02	0,08	0,08	0,10	0,08
10	3,30	1,10	0,20	»»	0,02	0,10	0,12	0,09	0,10
14	3,25	1,10	0,40	»»	0,02	0,10	0,06	0,08	0,10
22	2,80	1,00	0,37	»»	0,01	0,07	0,10	0,10	0,10
25	2,80	0,90	0,40	»»	0,02	0,10	0,07	0,06	0,10
<i>Бронза ЭШВ из отходов меди, никеля с долегированием кремнием и марганцем</i>									
1	3,00	0,80	0,30	Остальное	0,015	0,09	0,07	0,08	0,10
4	2,50	0,80	0,25	»»	0,020	0,10	0,10	0,09	0,10



Таблица 2. Содержание газов в бронзе ЭШВ

Номер плавки	Массовая доля газов, %	
	[H]	[O]
Предельно допустимая норма для медных сплавов	Не более 0,00054	Не более 0,005
Исходный металл (бронза «КольчугЦветМет»)	0,00025... 0,00028	0,00069... 0,0014
<i>Бронза ЭШВ из стружки «КольчугЦветМет»</i>		
2	0,00026	0,00140
10	0,00024	0,00300
14	0,00035	0,00046
22	0,00024	0,00210
15	0,00031	0,00150
<i>Бронза ЭШВ из отходов меди, никеля с долегированием кремнием и марганцем</i>		
1	0,00017	0,00062
4	0,00030	0,00150

Мет», и не превышает предельно допустимых норм для медных сплавов.

Для более полной оценки качества полученного металла его подвергали испытаниям для определения механических свойств и электропроводности. Бронзу испытывали как в литом, так и в деформированном состоянии. Для сравнения использовали бронзу производства Кольчугинского завода.

Результаты механических испытаний приведены в табл. 3, из которой следует, что свойства металла, полученного из стружки заводской бронзы и из отходов меди и никеля с долегированием, находятся на одном уровне. Кроме того, механические свойства бронзы после прокатки выше, чем у бронзы в литом состоянии. Как следует из табл. 3, литая бронза ЭШВ по механическим свойствам и электропроводности уступает заводскому металлу. Связано это с тем, что металл «КольчугЦветМет» после отливки подвергается деформационному уплотнению путем протяжки в горячем виде через калиброванное (120×90 мм) отверстие.

Многие изделия из бронзы КН1-3 в процессе эксплуатации испытывают значительные механические и тепловые нагрузки. В связи с этим они должны иметь повышенные твердость, прочность и

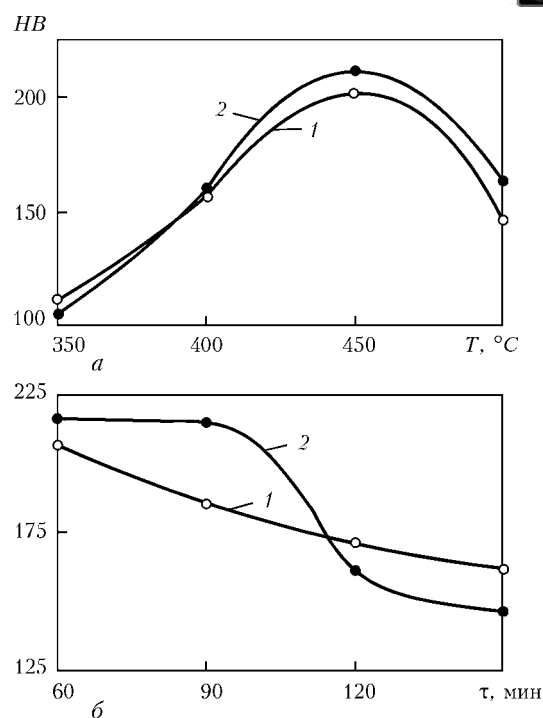


Рис. 3. Зависимость твердости бронзы КН1-3 от температуры (а) и времени отжига (б): 1 — бронза ЭШВ из стружки «КольчугЦветМет»; 2 — бронза ЭШВ из отходов меди и никеля с долегированием кремнием и марганцем

электропроводность. Бронза КН1-3 способна к дисперсионному упрочнению за счет выделения в матрице фазы Ni_2Si , образующейся в процессе распада раствора, получаемого вследствие предварительной закалки сплава. Поэтому ее свойства во многом зависят от режимов термической обработки. Нами проведены исследования влияния различных режимов термической обработки на изменение свойств бронзы ЭШВ. Для этого отливок, полученных из разных исходных материалов, вырезали одинаковые пластины для дальнейшей термической обработки. Вначале все пластины закачивали, а затем подвергали отжигу (старению), изменяя в одном случае температуру нагрева, во втором — продолжительность нагрева. Далее из этих пластин изготовили образцы для механических испытаний, по результатам которых построили соответствующие зависимости, отображающие изменение свойств бронзы ЭШВ в зависимости от режимов термической обработки (рис. 3–7). Определены оптималь-

Таблица 3. Свойства бронзы КН1-3 электрошлаковой выплавки

Состояние металла	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ	α_n , Дж/см ²	ρ , Ом·мм ² /см
<i>Бронза из стружки «КольчугЦветМет»</i>							
Литое	372... 380	188... 206	16... 20	35... 40	115... 124	85... 100	0,067
Деформированное	430... 455	268... 302	12... 17	32... 39	137... 148	80... 105	—
<i>Бронза ЭШВ из отходов меди, никеля с долегированием кремнием и марганцем</i>							
Литое	377... 390	170... 202	17... 20	37... 41	121... 125	70... 94	0,078
Деформированное	442... 454	282... 307	16... 20	36... 40	135... 150	83... 98	—
<i>Бронза производства «КольчугЦветМет»</i>							
»»	490... 535	380... 410	16... 18	26... 30	150... 160	58... 65	0,053

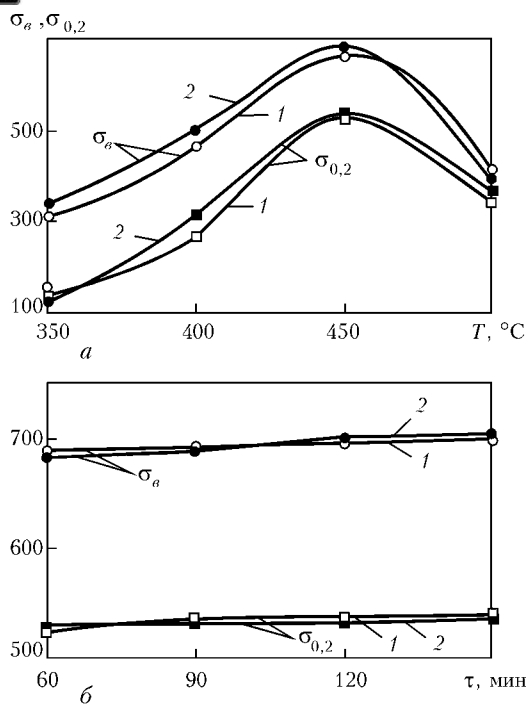


Рис. 4. Зависимость прочности бронзы КН1-3 от температуры (а) и времени отжига (б); обозн. 1, 2 см. на рис. 3

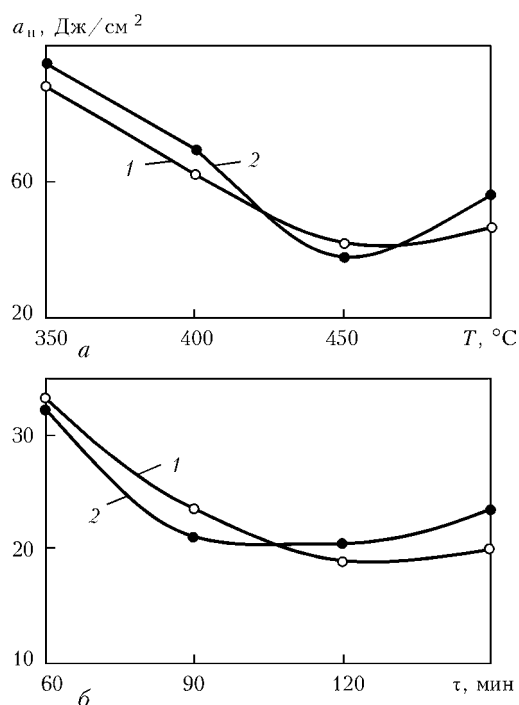


Рис. 6. Зависимость ударной вязкости a_n бронзы КН1-3 от температуры (а) и времени отжига (б); обозн. 1, 2 см. на рис. 3

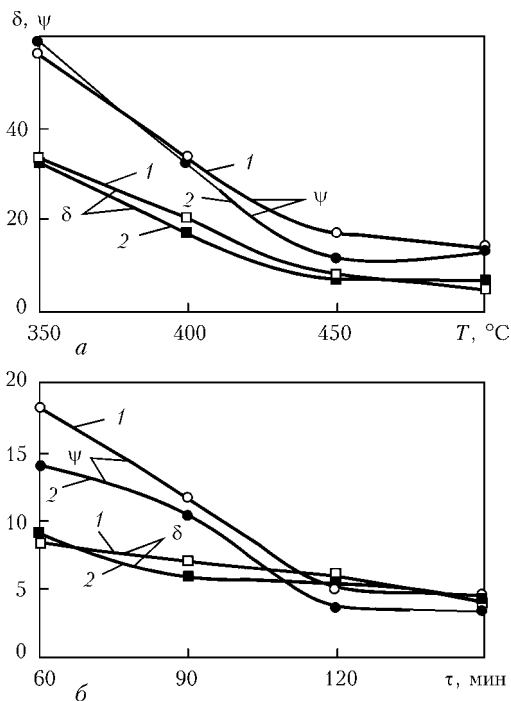


Рис. 5. Зависимость относительных удлинения и сужения бронзы КН1-3 от температуры (а) и времени отжига (б); обозн. 1, 2 см. на рис. 3

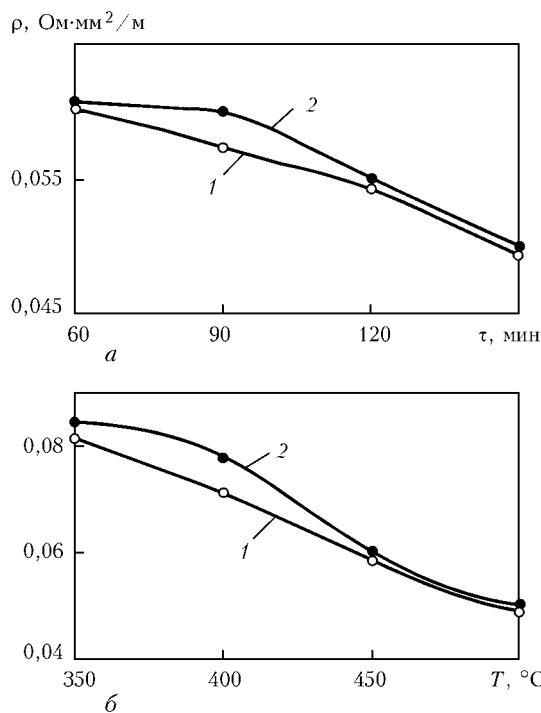


Рис. 7. Зависимость удельного электросопротивления бронзы КН1-3 от температуры (а) и времени отжига (б); обозн. 1, 2 см. на рис. 3

ные параметры термической обработки, позволяющие получать бронзу КН1-3 ЭШВ с набором требуемых эксплуатационных свойств.

Таким образом, разработанная технология ЭШВ бронзы КН1-3 из некомпактных отходов позволяет получать качественный металл, который после соответствующей термической обработки можно использовать для изготовления многих ответственных деталей, в том числе зажимных токоподводящих элементов в машинах контактной стыковой сварки.

1. Биктагиров Ф. К. Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщение 2 // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 1. — С. 5–9.
2. Электрошлаковый переплав стружки бронзы Бр. КН 1-3 / В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров, А. В. Гнатушенко, А. П. Игнатов // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Темат. зб. наук. праць. — Краматорськ, 2005. — С. 524–526.

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

Поступила 27.07.2009



УДК 621.791.92.01

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ЗАГОТОВОК ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Е. Н. Еремин

Предлагается новая технология электрошлакового литья изделий из жаропрочных сплавов, в которой как электрошлаковое накопление металла в плавильной емкости, так и разливка в форму осуществляются в аргоне. Приведены результаты сравнительного анализа свойств литого металла, показаны преимущества данной технологии.

New technology of electroslag casting of products of heat-resistant alloys is offered, in which both the electroslag accumulation of metal in melting cavity, and also pouring into mould are realized in argon. Results of comparative analysis of properties of cast metal are given, the advantages of this technology are shown.

Ключевые слова: электрошлаковое литье; жаропрочный сплав; структура; механические свойства

Жаропрочные никелевые сплавы широко используются для изготовления изделий ответственного назначения газотурбинных двигателей, некоторых видов протяжек, штампов, ножей горячей обработки металлов и других изделий, работающих при высоких значениях температуры.

Основным процессом получения заготовок из жаропрочных сплавов является литье по выплавляемым моделям в горячие керамические формы в вакуумных индукционных печах, что обуславливает очень большую трудоемкость изготовления изделий и крайне низкую рентабельность производства.

В то же время плохие литейно-технологические свойства таких сплавов и высокие требования к качеству отливок неизбежно влекут за собой низкий выход годного металла и высокий процент брака. Большую часть отходов литейного производства составляют безвозвратные потери производства, едва ли оправданные, особенно с учетом высокой стоимости сплавов и острой дефицитности входящих в них компонентов.

Поэтому разработка новых технологий изготовления литых деталей, позволяющих в том числе и повторное использование самых разнообразных по форме и габаритам отходов жаропрочных сплавов, является актуальной задачей.

В последние годы в производстве изделий из высоколегированных сталей и сплавов широко используются технологии, основанные на электрошлаковой плавке металла, в частности электрошлаковое кокильное литье (ЭКЛ) [1]. Это объясняется

экономическими преимуществами, обусловленными более дешевым оборудованием, низкими эксплуатационными расходами и более высокими качественными показателями получаемого металла.

Вместе с тем традиционное электрошлаковое литье жаропрочных сплавов, осуществляемое способом переплава электрода в керамическом тигле с последующим его переворотом и переливом шлакометаллического расплава в форму, имеет ряд трудностей. Это обусловлено прежде всего «вторичным» окислением жидкого металла, в результате чего в отливке не достигается требуемый химический состав [2].

В первую очередь не обеспечивается полное усвоение легкоокисляющихся элементов (титана и алюминия), образующих γ' -фазу и определяющих основные свойства сплава. Кроме того, литой электрошлаковый металл имеет столбчатую крупнозернистую структуру с большой протяженностью первичных осей дендритов [3, 4]. Все эти факторы не обеспечивают в полной мере требуемые служебные характеристики литого металла. Поэтому проблема совершенствования технологии электрошлакового литья требует своего решения.

В связи с этим проведены исследования по созданию новой технологии электрошлакового литья в инертном газе, включающей переплав электрода в медной гарнисажной плавильной емкости под флюсом, накопление жидкого металла и последующую его заливку в форму, находящуюся в печи подогрева, заполненной инертным газом.

Таким образом, для осуществления процесса ЭКЛ спроектирован производственный комплекс (рис. 1), состоящий из следующих основных элементов: уста-

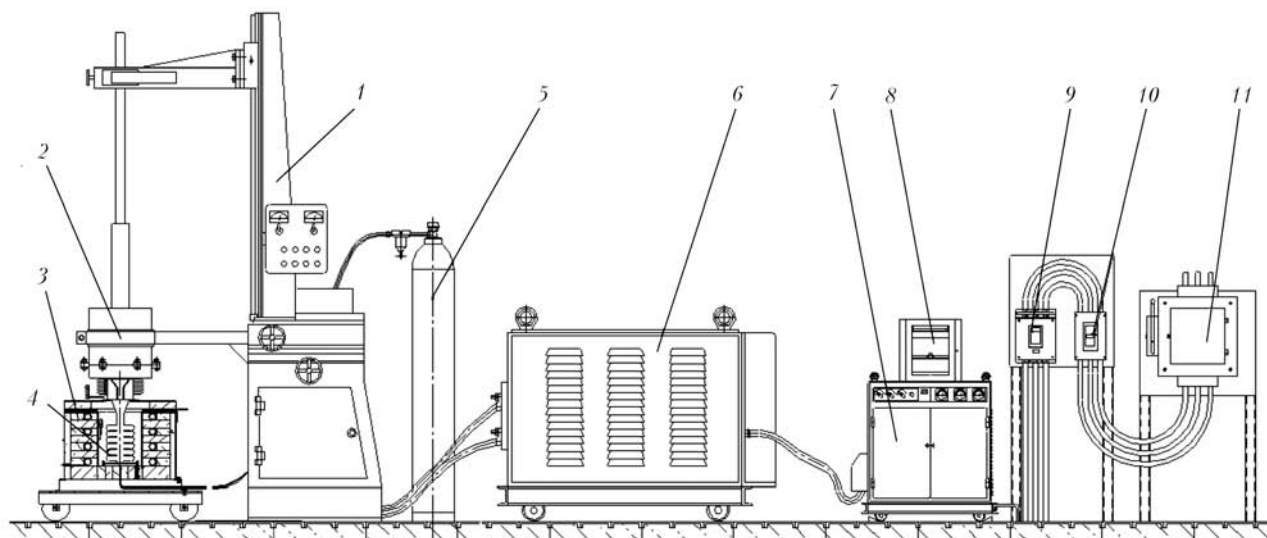


Схема комплекса электрошлакового кокильного литья

новки А-550У 1, плавильной емкости 2, печи подогрева 3, литейной формы 4, газовой аппаратуры 5, трансформатора ТШС-3000-1 6, шкафа управления 7. Контроль за параметрами переплава ведется с помощью термодатчиков и потенциометра КСП-4 8. Электропитание участка осуществляется посредством рубильника 11, контактора 9, защита оборудования при коротком замыкании осуществляется автоматом 10.

Конструкция колонны установки обеспечивает устойчивое вертикальное перемещение кареток в процессе их движения (нижней с плавильной емкостью и верхней с расходуемым электродом), питание ее осуществляли по однофазной монофилярной схеме.

При переплаве жаропрочных хромоникелевых сплавов окисление и угар легирующих элементов недопустимы. Поэтому их переплав необходимо вести с использованием высокофторидных флюсов. Однако фторидный флюс активно взаимодействует с материалом футеровки тигля (кладкой из хромомagneзитового кирпича) [5]. Поэтому использование керамических плавильных емкостей невозможно.

В связи с этим для переплава и накопления необходимого объема металла разработана и изготовлена медная водоохлаждаемая плавильная емкость, обеспечивающая «стерильные» условия процесса.

Для повышения КПД плавильной емкости на внутренней поверхности обечайки выполнены щелевые выемки, образующие совместно со шлаковым гарнизом газополости, обуславливающие значительное термическое сопротивление стенки, что позволяет накапливать в ней необходимое количество жидкого металла. Плавильная емкость крепится к регулируемому по высоте нижнему кронштейну установки А-550У с помощью хомутов. В электрододержатель устанавливается расходуемый электрод, закрепляемый с помощью винтового зажима и выставаемый по высоте. Суппортами по-

перечного перемещения расходуемый электрод центрируется по оси плавильной емкости.

В связи со значительным «вторичным» окислением легирующих элементов при разливке жаропрочных сплавов на воздухе применили схему донного слива расплава в литейную форму. Для этого использовали сливное устройство, состоящее из медного водоохлаждаемого поддона со сквозным конусным отверстием, в котором размещали токоподводящую пробку-затравку из того же материала, что и расходуемый электрод. В центральной части пробки выполнено глухое отверстие для ее проплавления.

После накопления требуемой массы расплава подача воды в поддон перекрывается, переключатель между отверстием и расплавом перестает охлаждаться, проплавляется и происходит слив расплава в форму. Форма имеет значительную прибыльную часть для принятия жидкого флюса, который, являясь тепловой надставкой, выравнивает температуру кристаллизующейся отливки и предотвращает возникновение в ней усадочной полости.

Для получения отливок можно использовать как металлические, так и керамические формы.

Герметичность прилегания литейной формы к поддону обеспечивается уплотнительным узлом. Подача и отключение воды во внутреннюю полость поддона тигля осуществляется электронной системой управления кранами, установленными на трубопроводе.

Для того, чтобы снизить перепад температур между жидким металлом и литейной формой и не получить разнородную структуру отливки, применили печь электроподогрева, представляющую собой короб, футерованный хромомagneзитовым кирпичом, на внутренней поверхности которого установлены нагревательные элементы. На дне печи находится специальное отверстие, через которое подается защитный газ (аргон).



Таблица 1. Химический состав сплава при ЭШЛ в аргоне

Объект исследования	Массовая доля элементов, %						
	C	Cr	Co	W	Mo	Ti	Al
Электрод	0,18	11,74	4,84	5,11	3,92	2,96	5,87
Отливка ЭШЛ	0,17	11,68	4,56	4,98	3,87	2,74	5,52
Технические условия	0,13... 0,2	10,5... 12,5	4... 5	4,5... 5,5	3,5... 4,5	2,5... 3,0	5,0... 6,0

Литейная форма, установленная в печи нагрева, центрируется по оси проплавляемой пробки-затравки. Попадание атмосферного воздуха в пространство между плавильной емкостью и печью нагрева предотвращается специальным сильфонным устройством. Температура подогрева контролируется хромелькопелевой термопарой и вторичным прибором КСП-4. С целью защиты зоны заливки расплава от атмосферного воздуха в печь подается инертный газ (аргон).

При сборке технологического узла заливки жидкого металла в литейную форму донным сливом необходимо обеспечить соосность оси заливочной воронки и оси плавильной емкости с проплавляемой пробкой, установленной в поддоне.

Расходуемый электрод собирали из забракованных деталей одной плавки, сваренных аргонодуговой сваркой в плеть. Отработку технологии проводили на сплаве X12H65K5B5M5Ю5T3. Плавку осуществляли с жидкого старта под флюсом АНФ-1П, имеющим наименьшую окислительную способность по отношению к таким активным легирующим элементам, как титан и алюминий, которые в значительной мере определяют механические свойства и длительную прочность никелевого сплава. Оптимальный режим переплава следующий: $U = 39 \text{ В}$, $I = 2700... 2900 \text{ А}$.

Сплав X12H65K5B5M5Ю5T3 относится к группе литейных сложнолегированных многокомпонентных жаропрочных сплавов. Основными упрочняющими фазами являются γ' -фаза, представляющая собой интерметаллид $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Al}, \text{Ti})$ и карбиды. Поэтому свойства литого сплава определяются его химическим и фазовым составом. Химический анализ показал, что по основным легирующим элемен-

Таблица 2. Механические свойства отливок

Вид отливки	Температура испытания, °С	σ_b , %	δ , %	Жаропрочность τ_{400}^{850} , ч
ВИЛ	20	994	4,3	—
ЭШЛ	20	989	4,1	—
ВИЛ	850	882	2,9	76
ЭШЛ	850	878	2,5	91

там состав сплава при ЭШЛ в аргоне с донным сливом расплава изменяется незначительно и укладывается в требования технических условий (табл. 1).

Изучение свойств литого сплава, полученного донным сливом в аргоне, производили в сравнении со свойствами сплава, изготовленного вакуумно-индукционным литьем (ВИЛ). Из отлитых такими способами слитков изготавливали образцы для испытаний и металлографических исследований.

Результаты испытаний образцов (табл. 2) показали, что механические свойства отливок ЭШЛ близки к таковым отливок ВИЛ. Вместе с тем жаропрочность отливки ЭШЛ оказалась даже несколько выше, чем у отливки ВИЛ.

Это можно объяснить тем, что при температуре 850 °С количество упрочняющей γ' -фазы в этих отливках находится приблизительно на одном уровне и свойства литого металла определяются размером зерна и изменением морфологии карбидов (рис. 2) [3].

Анализ макро- и микроструктуры сплава X12H65K5B5M5Ю5T3 показал, что размер макрозерна в отливке ВИЛ составил 1,0... 3,5 мм, а в

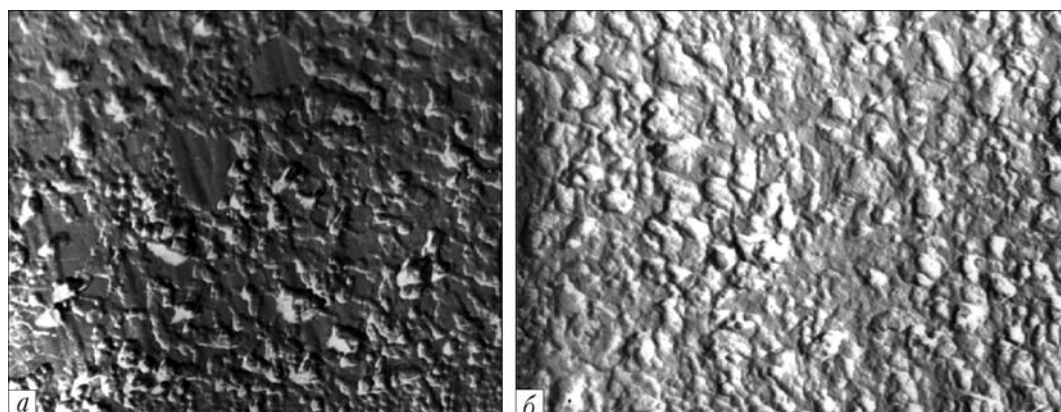


Рис. 2. Строение γ' -фазы в отливках ($\times 10000$): а — ВИЛ; б — ЭШЛ

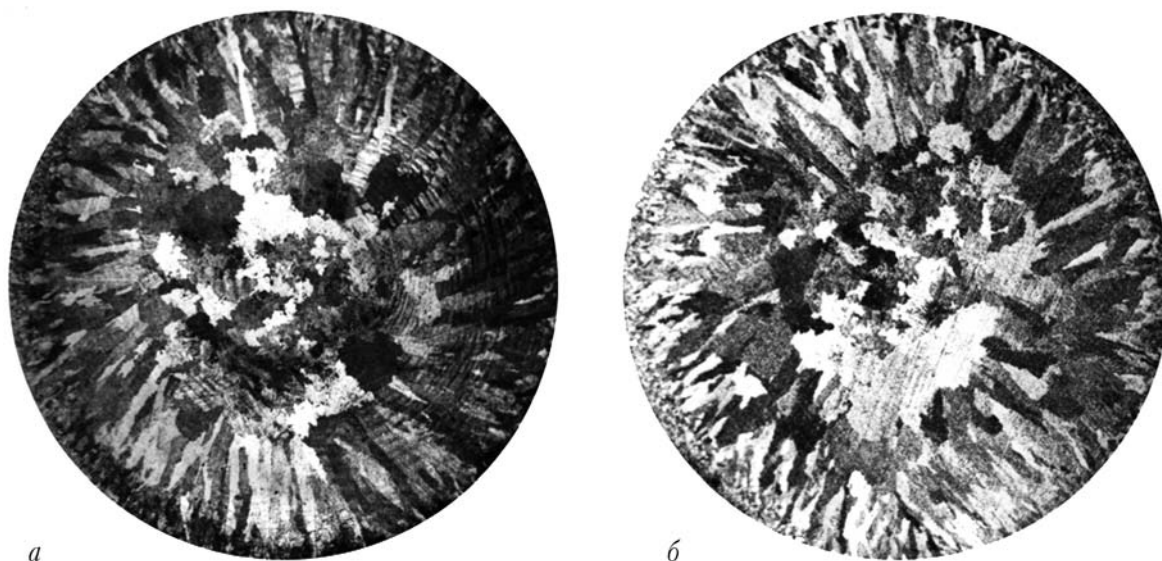


Рис. 3. Макроструктура металла отливок (X4): а — ВИЛ; б — ЭШЛ

отливке ЭШЛ — 2...4 мм, что, видимо, связано с перегревом расплава в плавильной емкости (рис. 3).

Средний размер карбидов компактной формы в отливке ЭШЛ равняется 3...6 мкм, а максимальный достигает 30 мкм, в то время как у отливки ВИЛ он составляет 100 мкм (в продольном направлении). Очевидно, это и оказывает основное влияние на длительную прочность.

Наилучшее сочетание структуры и свойств сплава Х12Н65К5В5М5Ю5Т3 получено в случае разлива расплава в форму при 1600...1620 °С. Такой режим обеспечил получение структуры с наиболее мелкими карбидами (2...4 мкм), равномерно распределенными в матрице сплава. Микроструктура такого сплава характеризуется наличием мелких компактных выделений эвтектики γ - γ' , расположением карбидов в межосных пространствах кристаллов и мелкодисперсными выделениями γ' -фазы.

Результаты проведенной работы легли в основу технологии фасонного электрошлакового литья заготовок вставок-ножей пресс-ножниц «Эрфурт»,

обеспечившей существенное повышение их износостойкости при горячей резке проката из высокопрочных сталей.

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла. — Киев: Наук. думка, 1988. — 214 с.
2. Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Еремин А. Е. Влияние металлургической чистоты никелевого сплава на свойства отливок, полученных литейными электрошлаковыми технологиями // Заготовит. произ-ва в машиностр. — 2007. — № 12. — С. 15–17.
3. Электрошлаковая плавка жаропрочного никелевого сплава ХН73МБТЮ / М. И. Клиचेвец, А. В. Шелгаева, Г. Г. Ведерников и др. // Спец. электрометаллургия. — 1980. — Вып. 41. — С. 60–68.
4. Структура, фазовый состав и свойства сплава ЭИ437Б электрошлаковой разливки / Ю. В. Латаш, М. М. Ключев, Г. П. Негода и др. // Там же. — 1984. — Вып. 55. — С. 7–11.
5. Еремин Е. Н., Жеребцов С. Н., Радченко В. Г. Исследование стойкости плавильных футерованных тиглей // Механика процессов и машин: Сб. научн. тр. — Омск: ОМГТУ, 2002. — С. 129–134.

Омский гос. техн. ун-т, Омск

Поступила 16.02.2009

От редакции

Идея использования для литья жидкого металла, прошедшего электрошлаковый переплав без контакта с огнеупорными материалами, но не доведенного до затвердевания, а после расплавления расходуемого электрода заливаемого в форму либо распыляемого, впервые реализована специалистами фирм GE (США) и AID (Германия), о чем свидетельствуют, например, Pat.US 5985206, 5160532; W. T. Carter, Botton Pouring From an ESR Furnace // Proc. of the Intern. symp. on Electrosag Remelting Technology and Equipment (Kiev, May 15–17, 2001). — Kiev, 2001. — P. 61–63.



УДК 621.318.1:544.023.232

МАГНИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ МИКРОСЛОЙНЫХ КОНДЕНСАТОВ Fe–Cu, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ В ВАКУУМЕ

С. Е. Литвин, Г. Г. Дидикин, Д. В. Шурин, В. В. Полотнюк

Приведены результаты исследования структуры и магнитных характеристик (H_{CB} , B_r и B_r/B_s) микрослойных конденсатов (МСК) Fe–Cu, полученных способом электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, в зависимости от концентрации железа и температуры подложки в исходном состоянии и после прокатки с последующей термической обработкой.

Results of investigation of structure and magnetic characteristics (H_{CB} , B_r and B_r/B_s) of microlayer condensates Fe–Cu, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum, depending on concentration of iron and substrate temperature in initial state and after rolling and subsequent heat treatment are shown.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и осаждение; микрослойные конденсаты

Создание новых магнитотвердых материалов с высокой магнитной энергией $(BH)_{\max}$ является актуальной задачей. При ее решении исследователи используют ферромагнитные элементы — железо, никель, кобальт и их сплавы, сплавы марганца, серебра и алюминия, редкоземельные металлы (РЗМ) и их сплавы. Разработаны также магнитные сплавы на основе марганца, серебра и алюминия, характеризующиеся ферромагнитными свойствами.

Существуют магнитомягкие и магнитотвердые ферромагнитные материалы. В литом виде чистые ферромагнитные металлы (железо, кобальт, никель) относятся к магнитомягким материалам (таблица).

Новые магнитотвердые материалы получают следующими способами:

синтезом новых соединений из чистых элементов; созданием материалов, имеющих структуру с однодоменными частицами.

По первому способу синтезированы магнитотвердые материалы Sm–Co и Nd–Fe–B. Материалы, получаемые по второму способу, имеют магнитную энергию $(BH)_{\max}$ и коэрцитивную силу, измеренную по магнитной индукции (H_{CB}), далекие от теоретических расчетов (таблица).

Цель настоящей работы заключалась в формировании в диамагнитной матрице однодоменных ферромагнитных частиц. Доменная структура массивного ферромагнетика возникает в результате минимизации энергии взаимодействия, энергии кристаллографической анизотропии, магнитостатической и магнитострикционной энергий. Обменное взаимодействие минимально при параллельном расположении спинов электронов. Энергия кристаллографической анизотропии определяет существование в кристалле осей «легкого» и «трудного» намагничивания. Магнитостатическое взаимодействие между полюсами доменов приводит к замыканию магнитных потоков доменов и уменьшает количество полюсов образца. Магнитострикция возникает в результате стремления доменов изменить свою длину.

Домены — это области ферромагнетика, спонтанно намагниченные до насыщения и располагающиеся преимущественно вдоль направлений «легкого» намагничивания. Замыкающие домены, а также граничные переходные слои между доменами увеличивают внутреннюю энергию образца, которая конкурирует таким образом с «выигрышем» энергии за счет замыкания магнитных потоков. Если диаметр D частиц ферромагнетика уменьшать, то магнитостатическая энергия, пропорциональная



Магнитные свойства некоторых магнитотвердых материалов

Сплав	$(BH)_{\max}$, кДж/м ³	H_{CB} , кА/м	B_r , Тл	Температура Кюри, °С	Способ получения	Литература
Армко-железо	—	0,072	0,001	768	Литой	[1]
Fe	310	290	1,40	768	Теория	[2]
Fe	4	26	0,70	770	Сферические частицы	[3]
Fe	17	61	0,90	770	Удлиненные частицы	[3]
Co	—	0,941	—	1020	Литой	[3]
Ni	—	0,564	0,004	358	»»	[4]
4SmCo ₅	255	600	0,90	724	Теория	[1, 5]
SmCo ₅	254	780	1,13	720	Монокристалл	[5]
SmCo ₅	190	716	1,05	710	Порошковая технология	[6]
Sm ₂ Co ₁₇	294	—	—	860	Теория	[5]
Sm ₂ (CoFe) ₁₇	462	—	—	880	»»	[5]
Sm ₂ (CoCuFeZr) ₁₇	209	949	1,05	860	Порошковая технология	[7]
Sm ₂ (CoCuFeZr) ₁₇	239	462	1,15	860	»»	[6]
NdFeB	955	—	—	315	Теория	[8]
Nd ₂ Fe ₁₄ B	255	—	—	—	Порошковая технология	[8]
NdFeBCoAl	326	875	1,32	—	»»	[8]
NdFeBCo	525	—	—	395	»»	[8]
CuNiCo	4	56	0,50	—	Сплав	[3]
CuNiFe	8	46	0,70	—	»»	[3]
FeCo	6	43	0,75	980	Сферические частицы	[3]
FeCo	26	78	1,08	980	Удлиненные частицы	[3]
FeCrCoMo	20	80	1,25	—	Сплав	[3]

$D3$, убывает быстрее, чем энергия границ между доменами, пропорциональная $D2$. При определенных размерах частицы ферромагнетика становятся однодоменными. По оценкам работ [9, 10], максимальный критический диаметр однодоменных частиц железа равен 20 нм.

Пока ферромагнитные частицы имеют многодоменную структуру, их взаимодействие с внешним магнитным полем сводится преимущественно к смещению границ между доменами. Чтобы препятствовать этому перемещению в материале, искусственно создают центры закрепления доменной стенки (вводят примеси, создают зеренную структуру и др.).

В магнитотвердых материалах на основе РЗМ процессы смещения границ доменов превалируют над процессами вращения, поэтому высокая магнитная энергия, характерная для РЗМ, является следствием сильной кристаллической анизотропии [1].

По мере приближения размеров ферромагнитных частиц к однодоменному состоянию преобладающим механизмом перемагничивания становится процесс синхронного (когерентного) вращения большинства индивидуальных атомных магнитных моментов. Этому процессу препятствует кристаллографическая анизотропия и анизотропия формы частиц, из чего вытекает, что в материале требуется создавать сильную анизотропию матрицы и частиц. Чтобы перемагнитить однодоменную частицу, необходимо приложить магнитное поле в 5... 10 раз сильнее, чем в случае многодоменной структуры с центрами закрепления, а тем более без них.

В таблице приведены теоретические и экспериментальные данные по магнитным характеристикам материалов на основе железа. У армко-железа коэрцитивная сила магнитной индукции H_{CB} меньше на четыре порядка теоретической и на три порядка, полученной у сплавов и на моделях со сферическими и удлиненными частицами железа. Теоретический предел магнитной энергии железа (310 кДж/м³) выше, чем у сплавов Sm–Co. Учитывая трудности технологии изготовления интерметаллидов на основе самария и кобальта, а также большую стоимость сплавов на основе самария и ниобия, преимущества и актуальность разработки магнитных сплавов на основе железа являются очевидными.

Матрицей для частиц железа в разрабатываемом магнитотвердом материале выбрали медь. Взаимная растворимость железа и меди не превышает 5 % [11], что гарантирует сохранение магнитных свойств частиц железа вследствие диффузии меди. Материалы системы Fe–Cu имеют также высокую пластичность и хорошую взаимную смачиваемость.

Однодоменные частицы железа удлиненной формы предполагали получать в микрослойных конденсатах (МСК) с медной матрицей (в том числе в МСК с распадающимися слоями), осаждаемых из паровой фазы на поверхность стальной подложки с использованием технологии электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме.

Получены массивные (до 1 мм) МСК Fe–Cu. Исходными материалами служили слитки железа и меди электронно-лучевого переплава диаметром

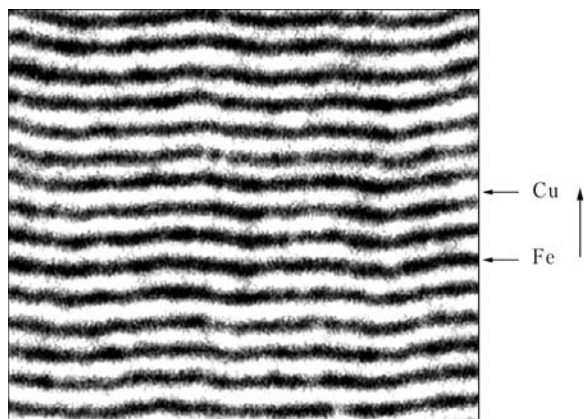


Рис. 1. Структура конденсата Fe–Cu с расчетной толщиной слоев железа $d = 0,23$ мкм; $T_{\text{п}} = 600$ °C; $f_{\text{Fe}} = 0,41$; исходное состояние; стрелкой показано направление конденсации, $\times 10000$

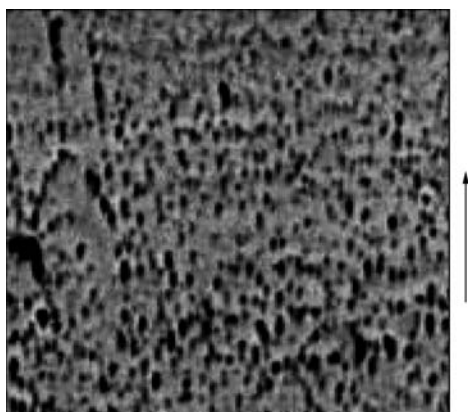


Рис. 2. Структура конденсата Fe–Cu с расчетной толщиной слоев железа $d = 0,05$ мкм; $T_{\text{п}} = 600$ °C; $f_{\text{Fe}} = 0,53$; железо — темное; стрелкой показано направление конденсации, $\times 10000$

69,5 мм. Осаждение паровых потоков меди и железа осуществляли на вращающуюся с угловой скоростью $\omega = 0,050 \dots 2,33$ об./мин стальную подложку диаметром 500 мм; подложку располагали на расстоянии 280 мм от поверхности испарения. Шероховатость поверхности подложки соответствовала 8 классу чистоты обработки.

С помощью диафрагмы по радиусу подложки получены конденсаты с объемной долей железа $f_{\text{Fe}} = 0,23 \dots 0,84$ и расчетной толщиной микрослоев железа $d_{\text{Fe}} = 5 \dots 250$ мкм при температуре подложки $T_{\text{п}} = 400$ и 600 °C. Отделения конденсатов от подложки достигали благодаря осаждению на ее поверхность слоя CaF_2 толщиной до 20 мкм.

Структуру и магнитные свойства полученных конденсатов исследовали в исходном состоянии и после прокатки при комнатной температуре с последующим отжигом; степень обжатия ϕ при прокатке составляла 40...92 %, температура отжига $T_{\text{отж}}$ — 400...800 °C, 1 ч в вакууме.

Химический состав конденсатов определяли спектрофотометрическим и дифференциально спектрофотометрическим методами; микроструктуру в поперечном сечении образцов анализировали на растровом электронном микроскопе Cam Scan 4D. Остаточную магнитную индукцию B_r и коэрцитив-

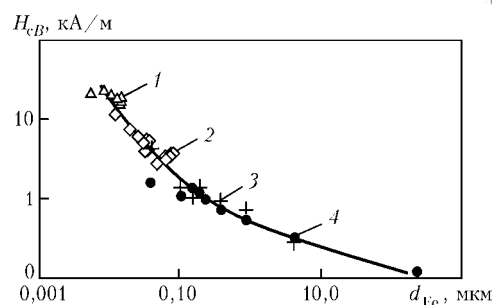


Рис. 3. Зависимость коэрцитивной силы H_{cB} МСК Fe–Cu ($T_{\text{п}} = 400$ °C) от толщины слоя железа d и температуры отжига $T_{\text{отж}}$, °C: 1 — 600; 2 — 400; 3 — исходный; 4 — 800

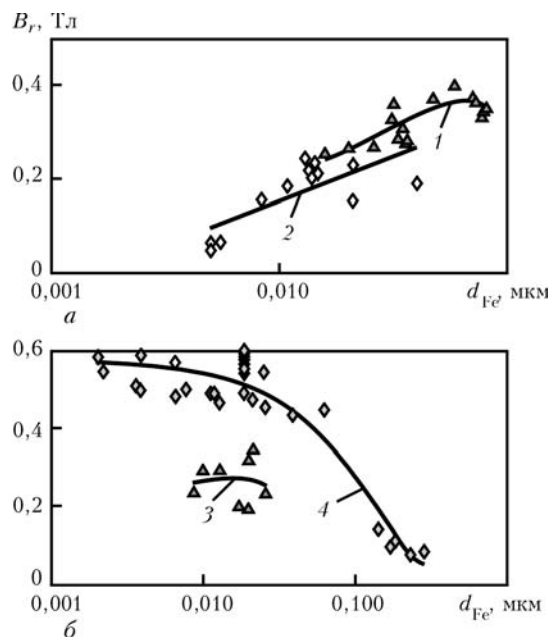


Рис. 4. Зависимость намагниченности B_r МСК Fe–Cu от толщины слоя железа d при $T_{\text{п}}$, °C: а, б — $T_{\text{п}}$ равно соответственно 400 и 600; 1–3 — $T_{\text{отж}}$ составляет соответственно 400, 600 и 600; 4 — исходный

ную силу по магнитной индукции H_{cB} определяли баллистическим методом при комнатной температуре.

При $T_{\text{п}} = 600$ °C конденсаты имели структуру чередующихся непрерывных микрослоев железа и меди толщиной выше 0,1 мкм. На рис. 1 представлена микроструктура МСК Fe–Cu с расчетной толщиной микрослоев железа $d = 0,23$ мкм и объемной долей железа $f_{\text{Fe}} = 0,41$, полученных при температуре конденсации $T_{\text{п}} = 600$ °C. В конденсатах с $d < 0,1$ мкм ($T_{\text{п}} = 600$ °C) слои распадаются, образуя дисперсную структуру материала.

На рис. 2 приведена характерная структура конденсата с распадающимися слоями ($d = 0,05$ мкм, $T_{\text{п}} = 600$ °C): частицы железа среднего размера $0,8 \times 0,15$ мкм окружены медной матрицей и имеют преимущественно вытянутую форму. При уменьшении толщины слоя до $d = 0,02$ мкм ($f_{\text{Fe}} = 0,64$; $T_{\text{п}} = 600$ °C) размер частиц железа составил $0,15 \dots 0,23$ мкм. В МСК Fe–Cu ($d < 0,05$ мкм; $T_{\text{п}} = 400$ °C; $f_{\text{Fe}} = 0,55$) микрослои железа и меди распадаются, причем частицы железа размером менее 0,15 мкм имеют сферическую форму.

Исследованы магнитные характеристики МСК Fe–Cu с расчетной толщиной $d = 0,016 \dots 250$ мкм

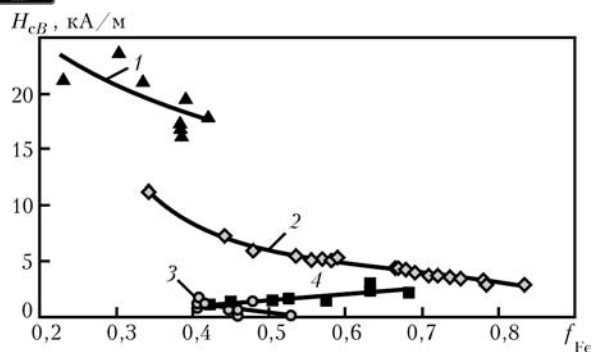


Рис. 5. Зависимость коэрцитивной силы H_{CB} МСК Fe–Cu, полученного при $T_{\text{п}} = 400$ °C, от объемной доли железа f_{Fe} и температуры отжига, °C: 1 – 600; 2 – 400; 3 – 800; 4 – $T_{\text{п}} = 600$

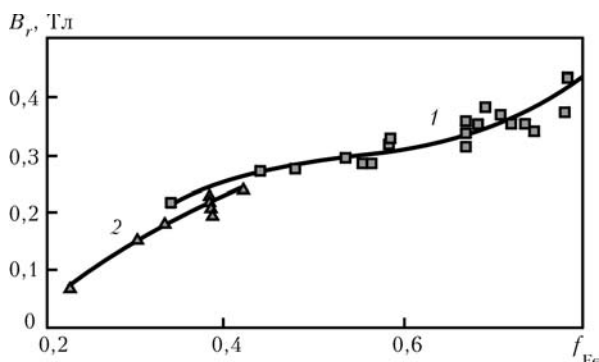


Рис. 6. Зависимость намагниченности B_r МСК Fe–Cu ($T_{\text{п}} = 400$ °C) от объемной доли железа f_{Fe} при $T_{\text{отж}}$, °C: 1 – 400; 2 – 600

($f_{\text{Fe}} = 0,53$, $T_{\text{п}} = 400$ и 600 °C) и $d < 0,03$ мкм ($T_{\text{п}} = 400$ °C), после отжига в вакууме при значениях температуры 400, 600 и 800 °C, 1 ч.

На рис. 3 и 4 представлены зависимости коэрцитивной силы H_{CB} и намагниченности B_r от расчетной толщины слоев железа. Установлено, что с уменьшением толщины слоя железа коэрцитивная сила H_{CB} возрастает, достигая наибольшего значения в конденсатах с $d < 0,03$ мкм после отжига при температуре 600 °C. После отжига при температуре 800 °C значение H_{CB} ниже исходного (рис. 3). Наиболее высокие значения H_{CB} и B_r получены в конденсатах ($T_{\text{п}} = 400$ °C) с распадающимися слоями с расчетной толщиной слоев $d < 0,2$ мкм и размером частиц железа до 0,15 мкм.

На рис. 5 и 6 представлены зависимости H_{CB} и B_r от объемной доли железа в медной матрице МСК Fe–Cu с распавшимися слоями, имеющими $d < 0,1$ мкм ($T_{\text{п}} = 400$ и 600 °C). Значение H_{CB} в материалах, полученных при $T_{\text{п}} = 400$ °C ($T_{\text{отж}} = 400$ и 600 °C), намного выше, чем в конденсатах, полученных при $T_{\text{п}} = 600$ °C (рис. 5). Увеличение объемной доли железа в МСК ($T_{\text{п}} = 400$ °C) приводит к снижению уровня H_{CB} от 24 ($f_{\text{Fe}} < 0,4$) до 2 кА/м ($f_{\text{Fe}} = 0,84$) (рис. 5).

Остаточная индукция B_r , наоборот, повышается с увеличением f_{Fe} : при $f_{\text{Fe}} = 0,4$ B_r составила 0,25 Тл, а при $f_{\text{Fe}} = 0,8$ достигла максимума – 0,43 Тл (рис. 6).

В ходе исследований установлено, что наибольшие значения $B_r/B_s = 0,25 \dots 0,45$ имели образцы МСК, полученных при $T_{\text{п}} = 400$ °C.

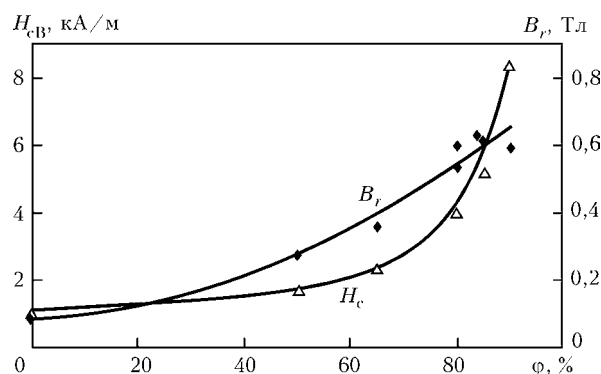


Рис. 7. Зависимость коэрцитивной силы H_{CB} и намагниченности B_r от степени обжатия конденсата Fe–Cu ($f_{\text{Fe}} = 0,41$; $T_{\text{п}} = 600$ °C; $T_{\text{отж}} = 400$ °C, 1 ч)

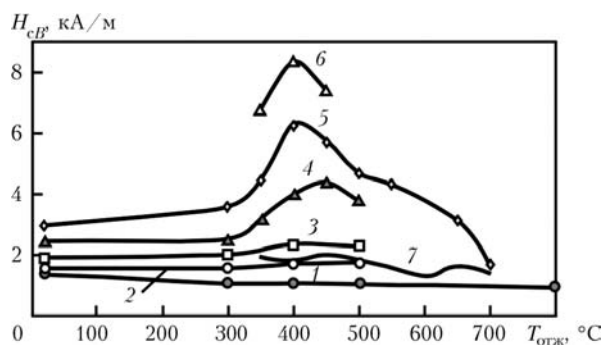


Рис. 8. Зависимость коэрцитивной силы H_{CB} от температуры отжига $T_{\text{отж}}$ МСК Fe–Cu с $f_{\text{Fe}} = 0,41$ (38 % Fe, $T_{\text{п}} = 600$ °C) от степени обжатия ϕ , %: 1 – исходный; 2 – 50; 3 – 65; 4 – 80; 5 – 85; 6 – 90; 7 – 89 ($f_{\text{Fe}} = 55$ % Fe)

Конденсаты чистого железа ($f = 1$), полученные послойной ($d = 0,76$ мкм) конденсацией при температуре конденсации $T_{\text{п}} = 600$ °C, имели коэрцитивную силу $H_{CB} = 0,2$ кА/м, остаточную индукцию $B_r = 0,022$ Тл и $B_r/B_s = 0,011$.

Приведенные результаты свидетельствуют о возможности получения магнитотвердых материалов на основе МСК Fe–Cu, осаждаемых из паровой фазы на поверхность стальных подложек при $T_{\text{п}} \leq 400$ °C. Наименьший размер частиц железа в исследованных МСК составил 0,08... 0,20 мкм. Это означает, что в конденсатах Fe–Cu, получаемых по технологии электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме, затруднительно сформировать однодоменную структуру. Увеличения коэрцитивной силы H_{CB} можно достичь посредством роста доменов за счет движения доменной стенки.

С целью уменьшения размера частиц железа в МСК Fe–Cu конденсаты с $f_{\text{Fe}} = 0,41 \dots 0,58$ подвергали прокатке со степенью обжатия $\phi = 20 \dots 90$ %. Так, МСК Fe–Cu ($d = 0,2$ мкм, $T_{\text{п}} = 600$ °C, $f_{\text{Fe}} = 0,53$) прокатан с обжатием $\phi = 90$ %. Непрерывные микрослои железа после прокатки разорваны и вытянуты в направлении прокатки. При этом размер частичек железа в среднем составил $1,5 \times 0,1$ мкм. Отжиг прокатанного образца при температуре 450 °C, 1 ч вызвал коагуляцию частиц железа, их средняя длина сократилась от 1,5 до 1,0 мкм, а толщина увеличилась от 0,1 до 0,2... 0,3 мкм. В МСК Fe–Cu с $f_{\text{Fe}} = 0,41$ после обжатия на 90 % и отжига при

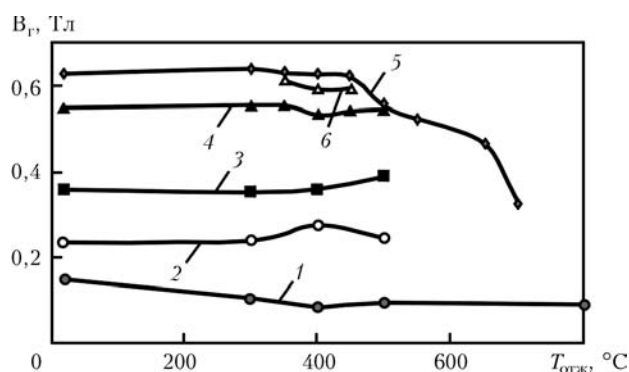


Рис. 9. Зависимость намагниченности B_r от температуры отжига МСК Fe–Cu с $f_{\text{Fe}} = 0,41$ (38 % Fe, $T_n = 600^\circ\text{C}$) от степени обжатия ϕ , %: 1 – исходный; 2 – 50; 3 – 65; 4 – 80; 5 – 85; 6 – 90

температуре 400°C , 1 ч средняя длина частиц железа сократилась от 1,5 до 1,0 мкм, а поперечный размер увеличился от 0,10 до 0,12 мкм.

Исследованы зависимости $H_{\text{св}}$ и B_r от степени деформации ϕ конденсата, содержащего 38 % Fe ($f_{\text{Fe}} = 0,41$, $T_n = 600^\circ\text{C}$) после отжига при температуре 400°C , 1 ч. Установлено, что обжатие МСК приводит к росту магнитных характеристик (рис. 7). Для МСК с $f_{\text{Fe}} = 0,45$ и $0,53$, полученных при температуре конденсации $T_n = 600^\circ\text{C}$ и прокатанных с обжатием 80... 90 %, $H_{\text{св}}$ возросла в 1,9... 2,2 раза, а B_r – в 4... 6 раз. При степенях обжатия до 60 % рост $H_{\text{св}}$ был незначительным.

Магнитные свойства прокатанных образцов МСК Fe–Cu после их отжига в вакууме при температуре от 300 до 800°C , 1ч представлены на рис. 8. Как видно, при повышении температуры отжига МСК ($\phi = 50\%$) обнаружен монотонный рост $H_{\text{св}}$. При дальнейшем увеличении степени обжатия ($\phi > 50\%$) кривая изменения коэрцитивной силы $H_{\text{св}}$ имеет выраженный максимум после отжига образцов при температуре $400\ldots 450^\circ\text{C}$.

На рис. 9 показана зависимость намагниченности B_r для образцов с $f_{\text{Fe}} = 0,41$, прокатанных со степенью обжатия $\phi = 50\ldots 90\%$, от $T_{\text{отж}}$. Отжиг при температуре $450\ldots 500^\circ\text{C}$ практически мало влияет на уровень B_r и только у образца после отжига выше 450°C ($\phi = 85\%$) намагниченность B_r снижается.

Для конденсатов с $f_{\text{Fe}} \leq 0,53$ значение B_r/B_s с увеличением $T_{\text{отж}}$ повышается, а при содержании железа $f_{\text{Fe}} > 0,53$ – после отжига снижается.

Выводы

1. В микрослойных конденсатах Fe–Cu, осажденных из паровой фазы в вакууме вследствие процес-

сов распада и коагуляции микрослоев получены частицы железа с минимальным размером от 0,08 до 0,20 мкм.

2. При прокатке МСК Fe–Cu микрослой железа распадается на анизотропные частицы, при этом магнитные характеристики конденсата $H_{\text{св}}$, B_r и B_r/B_s возрастают в 2... 3 раза.

3. Технология электронно-лучевого испарения и конденсации в вакууме позволяет получать микрослойные магнитотвердые конденсаты Fe–Cu со следующими характеристиками: $H_{\text{св}} = 23,9 \text{ кА/м}$; $B_r = 1,01 \text{ Тл}$; $B_r/B_s = 0,85$. Магниты из МСК Fe–Cu могут заменить дорогостоящие магнитные материалы из сплавов РЗМ.

4. Увеличение коэрцитивной силы и снижение остаточной индукции в МСК Fe–Cu обнаружено при снижении концентрации железа. Оптимизация концентрации железа с целью достижения максимальной магнитной энергии требует проведения дополнительных исследований.

1. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы. – М.: 1976. – 238 с.
2. Преображенский А. А. Теория магнетизма, магнитные материалы и элементы. – М.: Высш. шк., 1972. – 345 с.
3. Материалы в приборостроении и автоматике: Справочник / Под ред. Ю. М. Пятин. – М.: Машиностроение, 1982. – 528 с.
4. Шматко О. А., Усов Ю. В. Электрические и магнитные свойства металлов и сплавов. – Киев: Наук. думка, 1987. – 582 с.
5. Дерягин А. В. Редкоземельные магнитомягкие материалы // Успехи физических наук. – 1976. – 120, вып. 3. – С. 393–437.
6. Temperature characteristic of R-Co magnets // Yi Quanrui, Sen Daku, Hun Hanchun, Ho Chunine // Cobalt Perman. Magnets and Appl: Proc. 6 Intern. Workshop Rare Earth (Baden, Aug. 31–Sept. 2, 1982). – Vienna, 1982. – P. 177–187.
7. Hadjipanayis G.C. Magnetic hardening in Zr-substituted 2:17 rare-earth permanent magnets // J. Appl. Phys. – 1984. – 55, № 6. – P. 2091–2093.
8. Nd–Fe–B–Co–Al based permanent magnets with improved magnetic properties and temperature characteristics / T. Mizoguchi, I. Sakai, H. Niu, K. Inomata // IEEE Trans. Magn. – 1986. – 22, № 5. – P. 919–921.
9. Непийко С. А. Физические свойства малых металлических частиц. – Киев: Наук. думка, 1985. – 248 с.
10. Петров Ю. И. Физика малых частиц. – М.: Наука, 1982. – 359 с.
11. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1985. – 184 с.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 23.06.2009



УДК 669.187.526:51.001.57

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ ПЛАВКА ВОССТАНОВЛЕННОГО КОНЦЕНТРАТА МОЛИБДЕНА

В. О. Мушегян

Впервые способом электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью проведены опытно-промышленные плавки брикетов восстановленного порошка молибдена. Получены высококачественные слитки молибдена диаметром 100 мм. Показано, что способ ЭЛПЕ эффективно очищает молибденовые брикеты от примесей, достигая в слитках уровня молибдена чистого.

Experimental-industrial melting of briquettes of reduced molybdenum powder was performed for the first time using the method of electron beam cold hearth remelting. High-quality ingots of molybdenum of 100 mm diameter were produced. It is shown that the EBCHM method refines effectively the molybdenum briquettes from impurities reaching the level of pure molybdenum in ingots.

Ключевые слова: молибден; брикеты; примеси; электронно-лучевой переплав; рафинирование; прокат

Молибден благодаря своим физико-механическим свойствам (высокая температура плавления, 2617 °С, низкий коэффициент линейного расширения, высокий модуль упругости и др.) довольно широко применяется в электротехнической, авиакосмической, химической и атомной отраслях промышленности [1].

Промышленный молибден в основном получают способом спекания восстановленных порошков молибдена в вакууме или в водороде. Современное состояние технологии изготовления молибдена не обеспечивает металлу достаточного уровня пластичности и способности к свариванию из-за присутствия примесей внедрения и неметаллических включений.

Физико-механические свойства молибдена, полученного спеканием, существенно анизотропны и зависят от исходного состояния, чистоты и структуры исходных порошков [2]. Указанные недостатки снижают возможность применения порошковых материалов. Необходимые для деформации и эксплуатации свойства металлического молибдена обеспечивают его переплав в слитки.

Молибден и сплавы на его основе плавят в дуговых печах с расходным электродом в вакууме, аргоне, медном водоохлаждаемом кристаллизаторе или гарнисажных печах с медным или графитовым тиглем, а также в печах электронно-лучевого переплава [3].

Особенность плавки молибдена в дуговых печах состоит в необходимости его раскисления углеродом, водородом или алюминием. При раскислении алюминием плавку осуществляют в аргоне, а при раскислении в вакууме — углеродом или водородом.

Раскисление углеродом при плавке в аргоне способствует образованию пористости в слитках. Для нейтрализации вредного воздействия углерода в сплав вводят небольшое количество (до 0,02 %) карбидообразующих элементов (титана, циркония, гафния), которые кристаллизуются в виде мелких разрозненных включений.

Электронно-лучевая плавка молибдена и его сплавов является наиболее перспективной, позволяет получать слитки и отливки с низким содержанием примесей. В качестве шихты применяют молибден металлический в виде штабиков и пластин (ТУ 48-19-102–82), требования по чистоте которых (не менее 99,35 мас. % молибдена) значительно выше, чем для брикетов.

Электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) позволяет эффективно рафинировать тугоплавкие металлы [3, 4]. В отличие от дуговых вакуумных печей, при плавке электронным лучом можно осуществить значительный (контролируемый) перегрев и выдержку жидкого металла в промежуточной емкости в течение любого заданного времени.

Использование способа ЭЛПЕ позволяет разделить во времени и пространстве процессы плавления шихты, рафинирования, охлаждения расплава с формированием и кристаллизацией слитков. Это, а также возможность проведения плавки при весьма низком остаточном давлении (менее $1 \cdot 10^{-2}$ Па) создает условия для эффективной дегазации металла.

Указанные преимущества ЭЛПЕ позволяют добиваться заданной чистоты металла слитков даже в случае использования относительно загрязненного шихтового материала.



Таблица. Химический состав слитков молибдена ЭЛПЕ и исходного сырья

Вид продукции	Массовая доля элементов, %					
	C	S	Fe	Cu	O	N
Молибден металлический в виде спеченных брикетов (TSh 64-15126592-02:2008)	0,1	0,01	0,5	0,01	1,0	–
Молибден металлический в виде спеченных брикетов (результаты анализа)	0,005	0,001	0,2	0,01	0,2	0,03
Слитки ЭЛПЕ диаметром 70 и 100 мм	0,002	<0,001	0,007	<0,001	0,0005	0,002

С целью снижения себестоимости литого молибдена путем вовлечения в плавильное производство молибденовых брикетов проведены экспериментальные плавки восстановленного молибденового концентрата производства ОАО «Чистое железо» (Ереван, Армения) в виде брикетов. Химический состав исходного сырья приведен в таблице. Брикеты представляют собой цилиндры размерами диаметром 40×(45... 50) мм со средней массой 0,8 кг из восстановленного водородом молибденового порошка. Использовано преимущество электронно-лучевого переплава молибдена, по сравнению с ВДП, возможность переплава металла в любом виде (брикеты, порошок стружка), тогда как при дуговой плавке необходимо готовить расходный электрод [5].

Плавки проводили на установке МВ-1 (рис. 1) с использованием четырех электронных пушек на тлеющем разряде [6] общей мощностью 480 кВт. Брикеты из восстановленного молибденового порошка загружали в нерасходуемый короб, после чего установку вакуумировали до уровня остаточного давления $5 \cdot 10^{-2}$ Па. Затем при помощи механизма подачи шихты брикеты подавали на водоохлаждаемую площадку (припод), где в зонах I и II (рис. 2) происходили нагрев и дегазация брикетов. При этом с использованием программируемых схем разверток и сканирования электронных лучей исходные брикеты прогревали на краю промежуточной емкости, в результате чего происходило интенсивное газовыделение, и брикеты становились пористыми. Продолжая повышать интенсивность нагрева (путем увеличения мощности до 100 кВт), плавно переходили

к плавлению брикетов и заполнению объема промежуточной емкости.

По мере накопления металла в промежуточной емкости производили порционный слив расплава в медный водоохлаждаемый цилиндрический кристаллизатор. Электронным лучом с помощью круговой развертки по свободной поверхности формируемого слитка в кристаллизаторе поддерживали наличие постоянной жидкой ванны глубиной до 6 мм. При этом путем программируемого сканирования лучей добивались увеличения интенсивности обогрева у стенок кристаллизатора, по сравнению с центральной зоной, для минимизации поверхностных дефектов при формировании слитка.

Основные процессы нагрева, рафинирования и перемешивания расплава для выравнивания химического состава осуществляли в промежуточной емкости. При взаимодействии поверхности перегретого расплава в промежуточной емкости с вакуумной средой и высокоэнергетическим воздействием электронных лучей происходило его рафинирование от растворенных газов и легкоплавких примесей с высокой упругостью пара, примесей внедрения и нестойких соединений.

Эффективная плавка молибдена в печах ЭЛПЕ возможна при обеспечении высокой скорости откачки и остаточном давлении в плавильной камере примерно $1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ Па. При таком давлении и значениях температуры 2900... 3000 °С из жидкого молибдена удаляются примеси, уровень давления паров которых выше, чем у паров молибдена. Среди металлов лишь у рения, тантала и вольфрама дав-

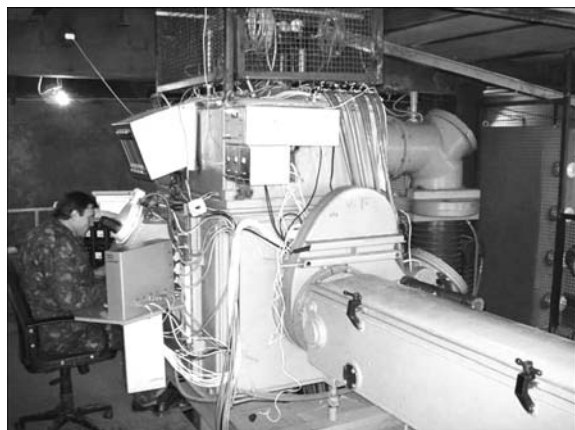


Рис. 1. Электронно-лучевая печь МВ-1

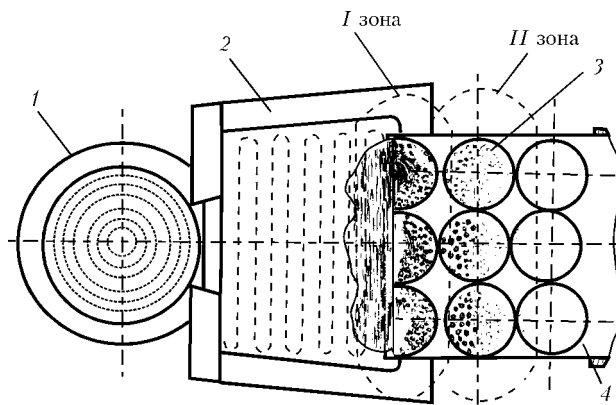


Рис. 2. Схема ЭЛПЕ брикетов молибдена: 1 — кристаллизатор; 2 — промежуточная емкость; 3 — брикеты молибдена; 4 — водоохлаждаемый лоток



Рис. 3. Слиток молибдена ЭЛПЕ диаметром 100 мм

ление паров существенно ниже, чем у молибдена при указанных температурах.

Если принять, что металлические компоненты образуют в жидком молибдене растворы, близкие к идеальным, можно ориентировочно рассчитать конечное содержание примеси после плавки при определенных значениях остаточного давления и температуры по формуле, приведенной в работе [7] (закон Генри):

$$N_n = P_{\text{ост}} / P_n,$$

где $P_{\text{ост}}$ — остаточное давление газов; P_n — давление чистого компонента (примеси) при температуре плавки; N_n — конечная молярная доля примеси в расплаве.

В результате плавки получены слитки молибдена ЭЛПЕ диаметрами 70 и 100 мм, длиной до

1500 мм (рис. 3). Поверхность слитков — гладкая, без разрывов и трещин, с небольшими гофрами. Химический анализ слитков показал, что в результате электронно-лучевого переплава брикетов молибдена с использованием промежуточной емкости происходит интенсивное удаление примесей кислорода, азота, железа, меди, углерода, серы (таблица). Значения твердости слитка молибдена равны $HV\ 1400...1550\ \text{МПа}$, т. е. намного ниже твердости молибдена, полученного способом вакуумно-дугового переплава ($HV\ 1760...1800\ \text{МПа}$) [3].

Выводы

1. Установлено, что электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью является эффективным средством рафинирования восстановленного порошка молибдена от примесей.

2. Показано, что химическая чистота полученных слитков по исследованным элементам соответствует требованиям молибдена чистого (молибден чистый, 99,96 мас. %), применяющегося для изделий ответственного назначения.

1. *Молибден в ядерной энергетике* / Под ред. чл.-кор. АН СССР В. С. Емельянова и д-ра техн. наук, А. И. Евстюхина. — М.: Атомиздат, 1977. — 160 с.
2. *Зеликман А. Н.* Молибден. — М.: Металлургия, 1970. — 440 с.
3. *Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А.* Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1972. — 240 с.
4. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин, С. В. Ахонин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
5. *Дуговые вакуумные печи и электронные плавильные установки* / М. Я. Смелянский, В. А. Бояршинов, К. Д. Гуттерман и др. — Металлургиздат, 1962. — 190 с.
6. *Удрис Я. Я., Чернов В. А.* Мощные электронные пушки высоковольтного тлеющего разряда (ВТР): Proc. II Intern. conf. on electron beam technologies (Varna, Bulgaria, 1988) — Varna, 1988. — P. 254
7. *Заборонок Г. Ф., Зеленцов Т. И., Ронжин А. С.* Электронная плавка металлов. — М. Металлургия, 1965. — 292 с.

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

Поступила 15.10.2009



МАКРОСЕГРЕГАЦИЯ КИСЛОРОДА ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СЛИТКОВ ТИТАНА

А. И. Амелин, В. И. Костенко, М. П. Кругленко, П. А. Пап

Рассмотрено влияние условий (объем жидкой ванны, ее форма, интенсивность перемешивания расплавленного металла), при которых происходит затвердевание слитка в кристаллизаторе, на распределение кислорода в нем после переплава однородного по составу исходного материала. Проведено сравнение ожидаемого распределения кислорода с измеренным на слитках чистого титана, выплавленных на предприятии «Стратегия БМ» способом электронно-лучевого переплава (ЭЛП). Проведено сравнение макросегрегации кислорода при ЭЛП с макросегрегацией кислорода при вакуумно-дуговом переплаве (ВДП). Показано, что однородность распределения кислорода при ЭЛП достигается при ВДП только двукратным переплавом.

The effect of conditions (volume of molten pool, its shape, intensity of molten metal stirring), at which the ingot solidifying occurs in the mould, on oxygen distribution in it after remelting of initial material, homogeneous in composition, is considered. The comparison of expected oxygen distribution with measured one is made on ingots of pure titanium, melted at the enterprise "Strategy BM" using the method of electron beam remelting (EBR). Comparison is made of macrosegregation of oxygen in EBR with macrosegregation of oxygen in vacuum-arc remelting (VAR). It is shown that the homogeneity of oxygen distribution in EBR and in VAR is attained only by double remelting.

Ключевые слова: макросегрегация; затвердевание слитков титана; вакуумно-дуговой переплав; электронно-лучевой переплав

$$k_0 = \frac{C_{\text{тв}}}{C_{\text{ж}}}$$

Введение. Растущие требования к качеству слитков титана обуславливают повышение требований к их химической однородности. Согласно стандартам ряда предприятий для некоторых марок коммерчески чистого титана распределение кислорода в слитке не должно отклоняться более, чем на 0,01... 0,02 мас. % от заданного значения (например по стандарту корпорации «ВСМПО-АВИСМА» для Gr1-1, Gr1-2, Gr1-4 л, Gr1-5 тр). Обеспечение необходимой химической однородности в исходном переплавляемом материале недостаточно для получения необходимой однородности в выплавляемом слитке. Процессы, происходящие при затвердевании, имеют важное значение в конечном распределении кислорода в слитке, независимо от способа получения — либо вакуумно-дуговой переплав (ВДП), либо электронно-лучевой (ЭЛП). В данной работе показаны отличия макросегрегации кислорода в слитках при разных способах переплава.

Общие закономерности затвердевания металлических расплавов. В реальных процессах затвердевания состав твердой фазы отличается от такового жидкой. Причем концентрации примесей в твердой $C_{\text{тв}}$ и жидкой $C_{\text{ж}}$ фазах связаны коэффициентом распределения (ликвации) примеси k_0 следующим образом [1]:

Численное значение коэффициента ликвации можно определить из фазовой диаграммы состояния. При этом в зависимости от вида фазовой диаграммы в некотором диапазоне значение k_0 можно считать постоянным. Из фазовой диаграммы состояния титан-кислород (рис. 1) для диапазона концентраций кислорода от 0 до 1,78 мас. % численное значение коэффициента ликвации можно принять равным 1,5. Следует отметить, что для многокомпонентных сплавов фазовая диаграмма меняется и значение k_0 для кислорода будет другим. Так, для сплава Ti-10-2-3, содержащего 10 % Al, 2 % V, 3 % Sn, измеренное значение k_0 равняется 1,33 [2].

Рассмотрим два различных варианта распределения кислорода в слитке в зависимости от условий затвердевания.

В первом случае предположим следующее:

- 1) перемешивание в жидкости осуществляется только за счет диффузии;
- 2) диффузией в твердой фазе можно пренебречь;
- 3) наличие плоского фронта кристаллизации;
- 4) на фронте кристаллизации поддерживается равновесие, т. е. состав образующейся твердой фазы равен произведению коэффициента распределения и концентрации жидкости на фронте кристаллизации.

Таким образом, при затвердевании сплава с концентрацией кислорода в жидкой фазе C_0 первоначальной

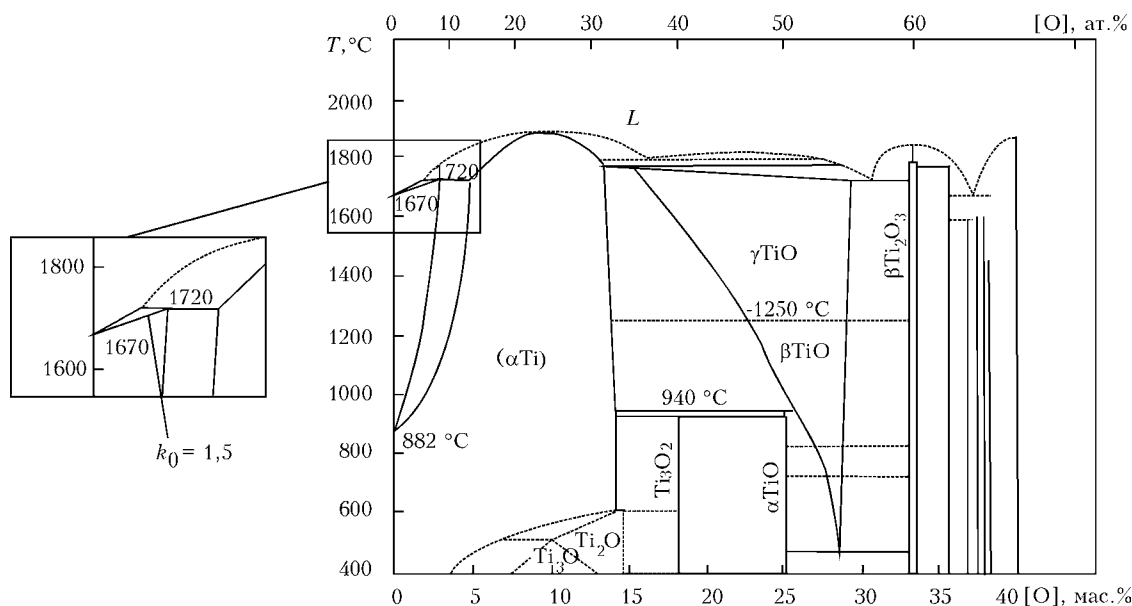


Рис. 1. Фазовая диаграмма Ti–O

чально образующаяся твердая фаза имеет концентрацию кислорода, равную $k_0 C_0$. Это приводит к обеднению кислородом прилегающего слоя жидкого металла. Следующий образовавшийся слой твердой фазы будет также иметь более низкую концентрацию кислорода, поскольку он образовался из жидкости с более низким содержанием кислорода.

Концентрация кислорода в жидкой и твердой фазах будет уменьшаться до тех пор, пока не установится определенное, характерное для данной скорости затвердевания, распределение кислорода перед фронтом кристаллизации. Концентрация кислорода у фронта кристаллизации достигает предельного значения C_0/k_0 (образующаяся при этом твердая фаза имеет состав C_0) и экспоненциально увеличивается по мере удаления от фронта кристаллизации до C_0 (рис. 2).

Распределение примеси в жидкости при данных условиях кристаллизации описывается следующим образом [1]:

$$C_{\text{ж}} = C_0 \left(1 + \frac{1 - k_0}{k_0} e^{-\frac{vx}{D}} \right),$$

где $C_{\text{ж}}$ — концентрация примеси жидкости в точке x ; C_0 — исходная концентрация примеси в расплаве; v — скорость перемещения фронта кристаллизации; D — коэффициент диффузии примеси в жидкости; x — расстояние от выбранной точки в жидкости до фронта кристаллизации.

По мере продвижения фронта кристаллизации существующее распределение примеси как бы перемещается в глубь жидкости состава C_0 , и при этом образуется твердая фаза состава C_0 . По окончании кристаллизации концентрация кислорода в твердой фазе станет уменьшаться и завершится затвердеванием такого же состава, как и в жидкости C_0/k_0 , поскольку кислород уже не может перераспределиться.

Во втором случае требования пунктов 2–4 остаются прежними, но вместо пункта 1 предполагается,

что в жидкости осуществляется полное перемешивание. Как и раньше, образовавшаяся в начале процесса твердая фаза имеет состав $k_0 C_0$, и прилегающий слой жидкого металла обедняется кислородом.

Поскольку происходит равномерное распределение концентрации кислорода по всему объему жидкой ванны, то в целом уменьшение концентрации в жидкости незначительно, как и концентрации кислорода во вновь образующейся твердой фазе. По мере протекания процесса кристаллизации концентрация кислорода постепенно уменьшается в твердой фазе и в жидкости. При неизменном соотношении объема жидкой ванны и площади фронта кристаллизации концентрация кислорода будет уменьшаться линейно. В начале плавки объем жидкой ванны увеличивается и поэтому изменения концентрации небольшие. В конце слитка объем жидкой ванны становится малым, и содержание кислорода в твердой фазе быстро уменьшается.

Макроликвация кислорода при ЭЛП. Характерной особенностью процесса ЭЛП является относительно небольшой объем ванны жидкого металла в кристаллизаторе. Так, для промышленных слитков не легированного титана диаметром 630 мм, выплавленных способом ЭЛП со средней скоростью плавки 7,5 кг/мин, измеренная глубина жидкой ванны составляет около 250 мм. Исследования проводили при выплавке слитков на предприятии «Стратегия БМ».

Важно, что при ЭЛП разделены процессы переплава и кристаллизации. Так, металл плавится над промежуточной емкостью, куда он стекает и где осуществляется его перемешивание.

В кристаллизатор расплавленный металл можно подавать по-разному: большими порциями с сильным возмущением жидкого металла в кристаллизаторе или же малыми порциями (практически непрерывно), незначительно возмущая поверхностный слой.

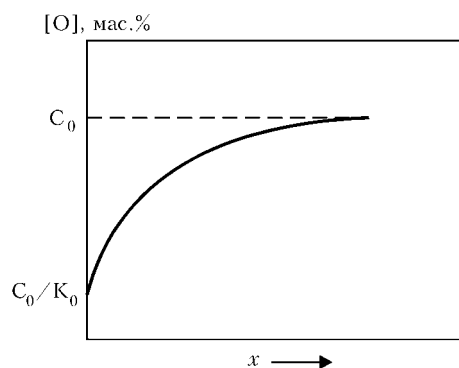


Рис. 2. Распределение кислорода перед фронтом кристаллизации

На предприятии «Стратегия БМ» в технологии переплава используют второй вариант. Поэтому перемешивание на дне жидкой ванны в кристаллизаторе происходит только за счет диффузии, а процесс затвердевания слитков подобен первому случаю. В начале плавки достаточно быстро устанавливается распределение кислорода перед фронтом кристаллизации, показанное на рис. 2, и поддерживается в процессе формирования всего слитка, кроме завершающей стадии. Поэтому макроликвация кислорода при ЭЛП должна проявляться только в переходных зонах в начале и конце слитков.

Для переходной зоны в начале слитка с изменениями концентрации кислорода от $k_0 C_0$ до C_0 и в конце слитка с изменениями от C_0 до C_0/k_0 , где C_0 — исходная концентрация кислорода в шихте.

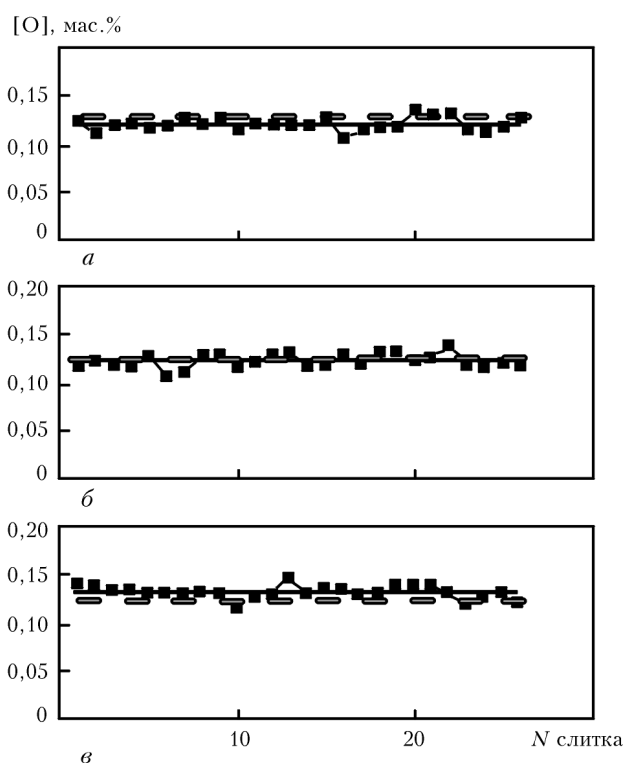


Рис. 3. Концентрация кислорода в выплавленных слитках относительно концентрации в шихте: а — 50 мм от края головной части слитков; б — средняя часть слитков; в — 50 мм от края затравки в донной части слитков; ■ — данные в слитках; прямая линия — среднее в слитках; штриховая — среднее в шихте

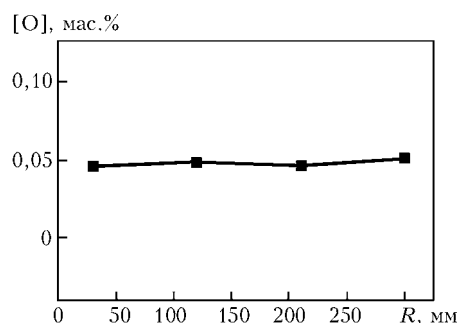


Рис. 4. Распределение кислорода в поперечном сечении слитка по радиусу R

Исключая эти зоны распределение кислорода вдоль и поперек слитка должно быть однородным и равным C_0 .

Измерения концентрации кислорода на поверхности выплавленных слитков показывают, что эти переходные зоны достаточно узкие (75... 100 мм). На расстоянии 50 мм от края в головной части слитка и края затравки в донной части средние значения концентрации кислорода не отличаются более, чем на 10 % от зашихтованных. Так, среднее значение кислорода в донной части составляет 0,13 против зашихтованных 0,121 %, в головной части — 0,12 против 0,128 % в шихте. В средней части слитков средние значения совпадают и равны 0,123 % (рис. 3).

Измерения концентрации кислорода на поперечных тимплетах дает однородное распределение концентрации кислорода по диаметру слитка между переходными зонами. На рис. 4 представлено распределение кислорода по диаметру на расстоянии 100 мм от края затравки в донной части слитка.

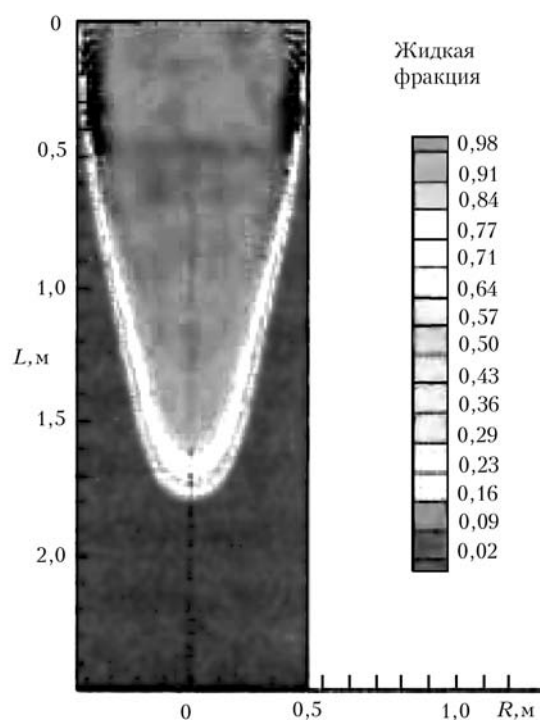


Рис. 5. Форма жидкой ванны

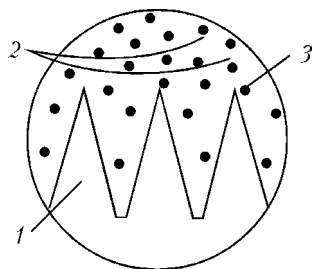


Рис. 6. Междендритная ликвация кислорода: 1 — дендрит; 2 — перемешивание; 3 — кислород

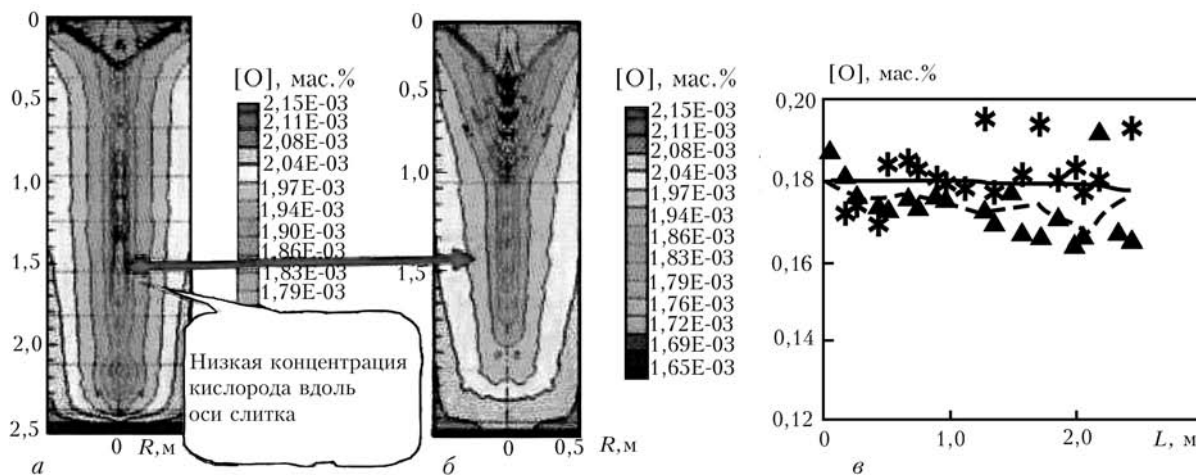


Рис. 7. Распределение кислорода в слитке: а — без перемешивания; б — с перемешиванием; в — график экспериментальных и расчетных данных в центре и на поверхности слитка (штриховая — центр, расчет; ▲ — центр, эксперимент; прямая — поверхность, расчет; * — поверхность, эксперимент); L — длина слитка

Макроликвация кислорода при ВДП. Для процесса ВДП характерен большой объем жидкой ванны и интенсивное перемешивание жидкого металла в кристаллизаторе. Поэтому процесс затвердевания слитка происходит подобно второму случаю, но с некоторыми отличиями. На рис. 5 показаны форма и размер жидкой ванны для слитка диаметром 880 мм при средней скорости плавки 19,5 кг/мин [3].

При длине выплавляемого слитка 25 м глубина жидкой ванны составляет около 1,6 м. Поэтому фронт кристаллизации направлен, скорее, от боковой поверхности к центральной области, чем от донной к головной части слитка. В начале формирования слитка объем жидкой ванны значительно увеличивается, поэтому концентрация кислорода по боковой поверхности вдоль слитка будет практически одинаковой (начало затвердевания).

Центральная область вдоль слитка будет иметь наибольшую неоднородность, поскольку она содержит как наибольшую концентрацию кислорода в донной части (начало затвердевания), так и наименьшую в головной части слитка (завершение затвердевания слитка). Следует также учесть несоблюдение пункта 3. В силу того, что фронт кристаллизации является не плоским, имеется зона, где пе-

ремешивание не осуществляется, внутри этой зоны существует градиент концентрации (рис. 6).

Поэтому образование твердой фазы происходит из жидкой, в которой значение концентрации кислорода меньше. Это можно учесть, введя $k_{\text{эф}} < k_0$. В остальном распределение кислорода будет таким же, как описано во втором случае.

На рис. 7 представлены измеренные и расчетные распределения кислорода с разной интенсивностью перемешивания [3].

Как видно из рисунка, в обоих случаях зафиксирована неоднородность поперек слитка по всей длине. Наибольшая неоднородность обнаружена в центральной области вдоль слитка при более интенсивном перемешивании, когда включено магнитное поле.

Таким образом, если макроликвация кислорода проявляется при ВДП вдоль всего слитка, то при ЭЛП она зафиксирована только в узких переходных зонах в начале и конце плавки. Поэтому способом ЭЛП можно получать слитки титана с очень высокой степенью однородности после однократного переплава. При ВДП такого однородного распределения можно достичь только путем двойного переплава.

1. Байнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. — М.: Мир, 1967. — 270 с.
2. Mitchell A., Kawakami A. Segregation and Solidification in Titanium Alloys // Ti-2007 Science and Technology. — (Kyoto, 3–7 June, 2007). — Kyoto, 2007. — P. 173–176.
3. Suzuki K., Fukada N., Kanou O. Optimization of VAR Process by Applying Computational Simulation // Ibid. — 2007. — P. 159–162.

«КВ-Титан», Москва
«СТРАТЕГИЯ БМ», Киев
Поступила 01.07.2009



УДК 621.785.536

АЗОТОТИТАНИРОВАНИЕ ТВЕРДОГО СПЛАВА VK8

М. В. Карпец, В. Г. Хижняк, Н. А. Курило,
Д. В. Лесечко, Я. Н. Дятел

Разработана новая технология нанесения защитных покрытий на поверхность твердосплавных пластин. Исследованы химический и фазовый составы, структура и служебные свойства износостойких покрытий при участии титана, азота и углерода на твердом сплаве VK8. Приведены результаты испытаний на стойкость азототитанированных пластин VK8 в разных условиях резания. Установлено, что карбидные и нитридные покрытия повышают износостойкость пластин VK8 в 1,1...6,5 раз.

New technology of deposition of protective coatings on the surface of hard-alloy plates has been developed. Chemical composition, phase composition, structure and service properties of wear-resistant coatings on hard alloy VK8 using titanium, nitrogen and carbon are investigated. Results of tests on service life of nitrogen-titanized plates VK8 under different conditions of cutting are given. It was found that carbide and nitride coatings 1.1...6.5 times increase the wear resistance of VK8 plates.

Ключевые слова: твердый сплав; покрытие; карбид; нитрид; титан; микротвердость; износостойкость

В настоящее время широко применяются различные технологии нанесения износостойких покрытий на поверхность твердосплавного инструмента. В результате нанесения покрытий срок службы инструментов увеличивается, что обусловлено эффектами, влияющими на силу резания, температуру и коэффициент трения в зоне резания. Покрытия являются эффективным и перспективным способом повышения эксплуатационных характеристик твердых сплавов, а проведение исследований в этой области актуально.

Существуют покрытия на основе карбидов, нитридов, боридов, оксидов металлов IV–VI групп периодической системы элементов. Наиболее распространены покрытия из карбидов, нитридов, карбонитридов титана и оксида алюминия, полученные осаждением из газовой фазы, физическим осаждением в вакууме, химико-термической обработкой [1–4].

Карбид титана TiC характеризуется высокими значениями твердости [5, 6]. Покрытия на его основе толщиной 5...7 мкм значительно повышают износостойкость твердых сплавов при обработке углеродистых сталей и чугунов и менее эффективны при обработке нержавеющей и титановых сплавов [1, 2]. Нитрид титана менее тверд, но отличается низкой склонностью к схватыванию с нагретой стружкой, хорошим скольжением по металлу, более высокой, чем у карбида титана, жаростойкостью [1, 5, 6].

Получение требуемых состава и строения отдельных слоев достигается путем химического осаждения из газовой фазы посредством контролируемого изменения состава газа. Данные о свойствах многослойных покрытий на основе соединений TiC и TiN, возможности их получения способами химико-термической обработки ограничены [7, 8].

Диффузионное насыщение имеет существенные преимущества, по сравнению с другими способами нанесения покрытий. Прочность связи диффузионных покрытий с основой значительно выше, чем покрытий иных видов за счет взаимного диффузионного проникновения в основу наносимого элемента и элементов основы в покрытие.

Таким образом, градиентное изменение концентрации элементов по толщине покрытия гарантирует плавное варьирование функциональных свойств.

Целью работы является получение на поверхности твердого сплава VK8 комплексного покрытия с участием титана, азота и углерода, исследование его структуры, свойств, проведение эксплуатационных испытаний.

Азототитанирование осуществляли в два последовательных этапа: азотирование и последующее диффузионное титанирование. Азотирование проводили традиционным способом при температуре 550 °С и выдержке 20...36 ч в аммиаке при степени его диссоциации 47...50 % [9]. Титанирование выполняли в замкнутом реакционном пространстве с

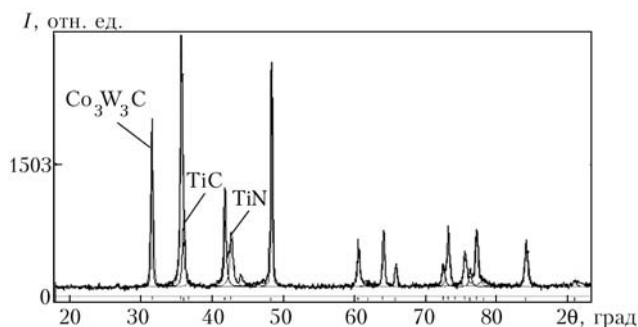


Рис. 1. Дифрактограмма твердого сплава ВК8 после азототитанирования; излучение CuK_α ; $\lambda = 0,1541841$ нм; I — интенсивность излучения

пониженным давлением газовой фазы при температуре 1050 °С, 2...4 ч [2, 10]. В качестве исходных реагентов использовали порошок титана, древесный уголь и четыреххлористый углерод.

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре «ДРОН УМ-1» в монохроматизированном медном излучении. Дифрактограммы расшифровывали с помощью программного обеспечения PowderCell 2.4. Микрорентгеноспектральный анализ выполняли с помощью растрового электронного микроскопа-микроанализатора «РЕММА-101А», а металлографический — на микроскопе «Axiovert 40 МАТ». Микротвердость и толщину покрытий измеряли на микротвердомере ПМТ-3.

Микрорентгеноспектральные исследования сплавов ВК8 после азотирования по принятым условиям показали, что на внешней стороне диффузионной зоны содержание азота незначительно (не превышает 0,05...0,10 %) и монотонно уменьшается по

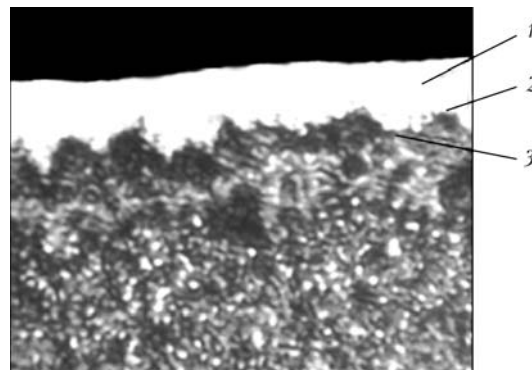


Рис. 2. Структура сплава ВК8 после азототитанирования ($T = 1050$ °С, $\tau = 2$ ч), $\times 500$: 1 — TiC; 2 — TiN; 3 — $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$

толщине. Глубина проникновения азота в сплав составляет 250...300 мкм. При этом фазовый состав и структура поверхности азотированного сплава не отличаются от исходного.

Кобальт, растворяя незначительное количество азота, образует нитриды Co_3N и Co_2N [11]. Кроме того, при азотировании в аммиаке при температурах 1050...1200 °С в структуре сплавов группы ТК формируются слои с участием нитрида титана TiN или карбонитрида $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ [12, 13]. Толщина зоны нитридов зависит от содержания карбида титана в основе и степени его обезуглероживания при азотировании [12, 14]. Сплавы группы ВК менее склонны к обезуглероживанию, чем ТК, что в некоторой мере подтверждает неизменность фазового состава и структуры сплава ВК8 после азотирования при принятых температурно-временных условиях и степени диссоциации аммиака.

Послойным рентгеноструктурным анализом азототитанированного сплава ВК8 установлено, что диффузионная зона состоит из слоя TiN, примыкающего к основе, и слоя TiC, расположенного на внешней стороне. При титанировании более 4 ч под слоем нитрида возможно формирование обезуглероженной зоны незначительной толщины на основе карбида $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ (рис. 1).

Период кристаллической решетки TiC на азототитанированном сплаве ВК8 составляет 0,4325 нм и оказывается меньше периода того же карбида после титанирования. Период кристаллической решетки TiC в области гомогенности изменяется от 0,4295 для $\text{TiC}_{0,5}$ до 0,4332 нм для $\text{TiC}_{0,85}$. Можно предположить, что сформированный в результате азототитанирования карбид титана описывается формулой $\text{TiC}_{0,7}$.

Отличие периодов кристаллической решетки обусловлено условиями их формирования. При титанировании азотированного сплава ВК8 образовавшийся первый слой нитрида титана тормозит диффузию углерода к поверхности. В результате период кристаллической решетки карбида титана в слое азототитанированного покрытия оказывается меньшим, чем в титанированном. Как показано в настоящей работе, твердость TiC после азототитанирования уступает таковой после титанирования.

Влияние азототитанирования на стойкость безвольфрамовых неперетачиваемых твердосплавных пластин при обработке резанием

Материал инструмента — сплав ВК8	Обрабатываемый материал	Режимы резания		Коэффициент увеличения стойкости
		Скорость, м/мин	Подача, мм/об	
Без обработки	У8А	200	0,430	1,0
	40Х13	150	0,434	1,0
	ВТ6	80	0,128	1,0
Титанирование ($T = 1050$ °С, $\tau = 4$ ч)	У8А	200	0,430	2,0
	40Х13	150	0,434	4,1
	ВТ6	80	0,128	0,6
Азототитанирование ($T = 1050$ °С, $\tau = 4$ ч)	У8А	200	0,430	2,9
	40Х13	150	0,434	6,5
	ВТ6	80	0,128	1,1
Покрытие TiN, конденсация ионной бомбардировкой «Булат-3Т» ($T = 800$ °С, $\tau = 1,5$ ч)	У8А	200	0,430	2,0
	40Х13	150	0,434	3,1
	ВТ6	80	0,128	0,5
Примечание. Глубина резания во всех случаях составляла 1 мм.				



Микроструктура азототитанированного сплава ВК8 приведена на рис. 2. Слой карбида титана расположен на внешней стороне покрытия. После травления реактивом Мураками он имеет белый цвет, является практически беспористым. Граница раздела TiC–TiN выражена слабо.

К положительным свойствам азототитанированных покрытий следует отнести распределение микротвердости, которая монотонно уменьшается от внешней стороны к основе. При этом максимальное значение микротвердости установлено для слоя на основе TiC (32... 34 ГПа).

Проведены стойкостные испытания многогранных неперетачиваемых твердосплавных пластин из сплавов ВК8, упрочненных нитридом титана на установке «Булат» путем титанирования и азототитанирования, при обработке различных промышленных марок сталей и цветных сплавов. Режущие свойства многогранных неперетачиваемых пластин с покрытиями сравнивали с режущими свойствами пластин без покрытий в жестких условиях резания [15]. При этом определяли коэффициент стойкости, вычисляемый как отношение периода стойкости пластин с покрытиями к периоду стойкости непокрытых пластин. Пластины для испытаний выбрали из одной партии. Испытания проводили до износа по задней поверхности, составляющего 0,7 мм (таблица).

Наиболее высокие результаты показали покрытия с участием азота, углерода, титана при обработке стали 40Х13. Стойкость азототитанированных сплавов ВК8 оказалась выше серийных в 1,1... 6,5 раз.

Выводы

1. Показана возможность получения на поверхности твердого сплава ВК8 многослойных покрытий типа карбид титана–нитрид титана путем последовательной реализации процессов азотирования в аммиаке и диффузионного титанирования.

2. Защитные покрытия имеют белый цвет, практически беспористы, хорошо сцеплены с основой.

3. Период кристаллической решетки TiC, расположенного на внешней стороне диффузионной зоны, составляет 0,4325; TiN — на внутренней равняется 0,4226 нм.

4. Микротвердость слоя TiC составила 32,0... 34,0, TiN — 27,2 ГПа.

5. Стойкость многогранных неперетачиваемых твердосплавных пластин из сплава ВК8 после азототитанирования повысилась, по сравнению с исходным сплавом, в 1,1... 6,5 раз.

1. Верещака А. С., Третьяков И. П. Режущие инструменты с износостойкими покрытиями. — М.: Машиностроение, 1986. — 192 с.
2. Диффузионные карбидные покрытия / В. Ф. Лоскутов, В. Г. Хижняк, Ю. А. Куницкий, М. В. Киндрачук. — Киев: Техника, 1991. — 168 с.
3. Development of PVD ceramic coatings for valve seats / A. Kawana, H. Ichimura, Y. Inata, S. Ono // Surt. Coat. Tech. — 1996. — 86/87. — P. 212–217.
4. Sheikh-Ahmad I. Y., Stewart I. S., Bailey I. A. Performance of different PVD coated tungsten carbide tools in the continuous machining of particleboard // Proc. 12th Intern. Wood Machining Seminar (Kyoto, Japan, 1995). — Kyoto, 1995. — P. 282–291.
5. Гольшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения. — М.: Мир, 1971. — 424 с.
6. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. — М.: Мир, 1974. — 295 с.
7. Хижняк В. Г., Курило Н. А. Антифрикційні властивості карбідних та нітридних покриттів титану на сталі У8А // Проблеми тертя та зношування. — Київ: НАУ, 2007. — Вип. 47. — С. 142–150.
8. Хижняк В. Г., Король В. І. Механічні властивості карбідних покриттів за участю титану та хрому на сталі У8А // Фізика і хімія твердого тіла. — 2002. — 4, № 1. — С. 161–165.
9. Лахтин Ю. М., Коган Я. Д. Азотирование стали. — М.: Машиностроение, 1976. — 256 с.
10. Хижняк В. Г., Карпец М. В., Долгих В. Ю. Нанесение защитных покрытий на безвольфрамовые твердые сплавы // Порошк. металлургия. — 2003. — № 9/10. — С. 118–123.
11. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. — М.: ГННИЛ по горной металлургии, 1962. — 608 с.
12. Бондарь В. Т. Азотирование спеченного твердого сплава // Порошк. металлургия. — 1975. — № 2. — С. 38–43.
13. Ковальчук Г. Н., Шаповалов В. П., Горбунов Н. С. Применение титано-азотированных покрытий для повышения стойкости твердосплавного инструмента // Защитные покрытия на металлах. — Киев: Наук. думка, 1976. — Вып. 10. — С. 107–108.
14. Коняшин И. Ю., Костяков В. И., Нарамовский И. В. Структура и свойства безвольфрамовых твердых сплавов после газового азотирования // Там же. — Киев: Наук. думка, 1988. — Вып. 22. — С. 69–73.
15. Методика испытаний металлорежущего инструмента // Общие машиностроительные нормативы режимов резания для технического нормирования работ на металлорежущих станках. — М.: Машиностроение, 1974. — Ч. 1. — 406 с.

Ин-т проблем материаловедения
им. И. М. Францевича НАН Украины, Киев

Нац. техн. ун-т Украины
«Киевский политехнический ин-т», Киев

Поступила 16.09.2009



ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СООТНОШЕНИЯ ТАНТАЛА И РЕНИЯ НА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЖС-32

А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук,
В. В. Кононов, И. С. Малащенко

Оценено влияние соотношения концентраций тантала и рения в диапазоне от 1 до 6 на параметры высокотемпературной коррозионной стойкости сплава ЖС-32. Исследовано влияние данного соотношения на фазовый состав продуктов коррозии. Приведены результаты коррозионных испытаний исследованных составов в синтетической золе газотурбинного топлива при температурах 800 и 850 °С в течение 600 ч в сравнении со сплавом ЖС-32.

The effect of ratio of concentrations of tantalum to rhenium in the range from 1 to 6 on parameters of high-temperature corrosion resistance of alloy ZhS-32 is evaluated. The effect of this ratio on phase composition of corrosion products is investigated. The results of corrosion tests of investigated compositions in a synthetic ash of gas turbine fuel at temperatures 800 and 850 °C for 600 h in comparison with alloy ZhS-32 are given.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав ЖС-32; направленная (моно) кристаллизация; термическая обработка; скорость высокотемпературной коррозии; фазовый состав продуктов коррозии; шпинели; оксиды; сульфиды

Один из самых серьезных видов повреждений рабочих лопаток, вызывающих снижение надежности и экономичности газовых турбин, связан с коррозионным воздействием золы и газовых продуктов сгорания топлива, поступающих в проточную часть турбины. Стабильность внешней поверхности является неперенным условием эксплуатационной надежности деталей газотурбинных двигателей (ГТД). Хотя на лопатки ГТД наносят различные защитные покрытия, тем не менее сопротивление высокотемпературной газовой коррозии сплава-основы имеет большое значение [1, 2].

Сопротивление газовой коррозии в первую очередь зависит от химического состава сплава, температуры и структуры. Поэтому каждый сплав имеет индивидуальные характеристики высокотемпературной коррозионной стойкости (ВТКС) [2–7]. Следует отметить, что скорость окисления на порядок ниже скорости ВТКС при одной и той же температуре. Это свидетельствует о том, что процессом, контролирующим ресурс работы деталей горячей части ГТД при постоянных температурно-силовых параметрах, является ВТКС, приводящая к изменению геометрии лопаточного аппарата и к преждевременному выходу его из строя [4].

В наземных установках типа ДЗ36-1Т и ДЗ36-2Т, разработанных на базе двигателей ДЗ6 и Д436Т, для изготовления основных деталей применяют тра-

диционно авиационные материалы. С одной стороны, такой подход обеспечивает получение высоких параметров работы установок, КПД которых превышает показатели наиболее экономичных турбин, спроектированных для газоперекачивающих станций. С другой, — особенности работы газотурбинных установок (ГТУ) вызывают ряд проблем, связанных с воздействием продуктов сгорания топлива на детали горячего тракта, особенно на рабочие лопатки турбины.

В последнее время для изготовления рабочих лопаток турбин высокого давления (ТВД) применяют промышленный жаропрочный литейный никелевый сплав ЖС-32, который содержит 4,5... 5,5 % хрома и не является коррозионно-стойким. Жаростойкость тракторной поверхности лопаток повышают путем нанесения жаростойких покрытий, обеспечивающих необходимый ресурс работы.

Сплав ЖС-32ВИ, предназначенный для получения деталей ГТУ способом направленной (моно) кристаллизации, имеет достаточно низкую ВТКС, но при этом отличается высокой жаропрочностью. Однако по сопротивлению высокотемпературной газовой коррозии данный сплав не соответствует требованиям, предъявляемым к никелевым жаропрочным сплавам, предназначенным для работы в агрессивных средах.

Основная задача исследования состояла в оценке влияния соотношения концентраций тантала и рения в сплаве ЖС-32 на скорость высокотемпературной газовой коррозии с целью оптимизации данного соотношения для улучшения параметров ВТКС.



Таблица 1. Химический состав исследованных сплавов

Вариант сплава	Массовая доля легирующих элементов, %											
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Zr	B	Ni
ЖС-32	0,15	4,9	9,3	8,2	1,1	5,8	1,6	4	4,0	0,05	0,015	Основа
1	0,14	5,1	9,1	8,0	1,0	5,9	1,4	5	3,5	0,05	0,015	»»
2	0,15	4,9	9,0	8,2	0,9	6,1	1,5	6	3,0	0,05	0,015	»»
3	0,14	4,8	8,9	8,1	1,0	6,0	1,6	7	2,5	0,05	0,015	»»
4	0,15	5,0	9,0	8,0	0,9	6,1	1,5	8	2,0	0,05	0,015	»»
5	0,16	5,2	9,1	7,9	1,1	6,2	1,6	9	1,5	0,05	0,015	»»

Для этого на базе паспортной шихтовой заготовки сплава ЖС-32 отливали монокристаллические образцы модельных составов № 1–5 способом направленной (моно) кристаллизации на установке УВНК-8П (в соответствии с серийной технологией) со скоростью кристаллизации 10 мм/мин. Модельные составы имели различное соотношение концентраций тантала и рения в исследуемом диапазоне (от 1 до 6). Образцы отливали в специальные керамические формы с предварительно установленными внутри стартовыми кристаллами (затравками) из бинарного сплава Ni–W.

Литые монокристаллические заготовки опытных составов № 1–5 и сплава ЖС-32 проходили 100%-й контроль макроструктуры путем травления в растворе, содержащем хлорное железо (700...800 г), соляную кислоту (120...150 см³) и воду (до 1 дм³), а также контроль кристаллографической ориентировки (КГО) на установке ДРОН-3М.

Химический анализ опытных плавов проводили стандартными методами, согласно требованиям ТУ 14-1689–73 и ОСТ 1.90127–85. Спектральный химический анализ выполняли на оптическом эмиссионном приборе ARL-4460 (квантометр одновременного многоканального анализа). Химические составы плавов исследованных сплавов даны в табл. 1.

В табл. 2 приведено соотношение тантала и рения в исследованных сплавах, а также режимы их термической обработки. Первую ступень термической обработки $t_{\text{ГОМ}}^I$ — высокотемпературную гомогенизацию — для каждого опытного состава № 1–5

назначали индивидуально на основании результатов, полученных методом дифференциального термического анализа в ходе исследования температурных интервалов фазовых превращений.

Вторую ступень температурной обработки (низкотемпературная гомогенизация) всех опытных составов проводили при $t_{\text{ГОМ}}^{\text{II}} = 1050$ °С, с учетом технологической температуры нанесения защитного покрытия. Для сплава ЖС-32 термическую обработку осуществляли в соответствии с паспортным режимом. Испытания на ВТКС образцов опытных составов № 1–5, в сравнении со сплавом ЖС-32, выполняли после термической обработки.

Экспериментальные исследования ВТКС образцов опытных составов № 1–5 с направленной (моно) [001] структурой, в сравнении со сплавом ЖС-32, проводили в синтетической золе при значениях температуры 800 и 850 °С по методике, разработанной в ЦКТИ им. И. И. Ползунова [1, 5–7].

В коррозионных испытаниях использовали стандартные цилиндрические образцы диаметром 10 мм и длиной 12 мм, на которые после предварительных обезжиривания, измерения и взвешивания с погрешностью $\pm 0,0005$ г наносили 15 мг/см² синтетической золы, имитирующей продукты сгорания газотурбинного топлива следующего состава, мас. %: Na₂SO₄ — 66,2; Fe₂O₃ — 20,4; NiO — 8,3; CaO — 3,3; V₂O₅ — 1,8.

Образцы исследуемых сплавов выдерживали в печи на платформе из огнеупорного материала на воздухе. Испытания при обоих значениях температуры проводили в течение 600 ч.

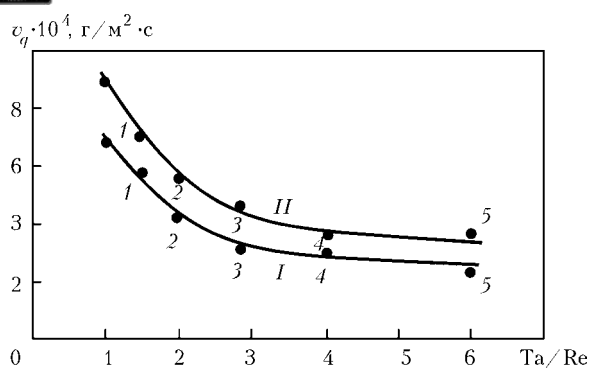
Продукты коррозии удаляли по методике водородного восстановления окислов [5]. После коррозионных испытаний образцы исследовали методами гравиметрического, металлографического и рентгеноструктурного фазового анализов. Сопротивление образцов опытных составов ВТКС оценивали по средней скорости коррозии v_q .

С целью оценки влияния соотношения тантала и рения на параметры ВТКС сплава ЖС-32 в нем была реализована частичная замена рения с шагом 0,5 мас. % в диапазоне концентраций 1,5...4,0 мас. % танталом с шагом 1 мас. % в диапазоне концентраций 4...9 %. Таким образом, в опытных составах был полностью охвачен диапазон соотношений тантала

Таблица 2. Режимы термообработки для исследованных сплавов

Вариант сплава	Ta/Re	$t_{\text{ГОМ}}^I$
ЖС-32	1,00	1280
1	1,43	1275
2	2,00	1270
3	2,80	1265
4	4,00	1260
5	6,00	1255

Примечания. 1. Время выдержки во всех случаях составляло 4 ч. 2. Охлаждение между ступенями выполняли на воздухе.



Влияние соотношения тантала и рения в сплаве ЖС-32ВИ на скорость ВТКС образцов моно [001], испытанных в синтетической золе газотурбинного топлива в течение 600 ч при температуре, °C: I — 800; II — 850; 1–5 — варианты сплавов (см. табл. 1)

и рения от 1 до 6, при этом концентрация остальных легирующих элементов не изменялась (табл. 1).

На рисунке представлена зависимость средней скорости коррозии v_q от соотношения концентраций тантала и рения в исследованном диапазоне, в сравнении со сплавом ЖС-32.

Анализ полученных результатов показал, что скорость коррозии образцов опытных составов № 1–5 снижается во всем диапазоне исследованных соотношений концентраций тантала и рения от 1 до 6 при обоих значениях температуры испытаний, что обусловлено изменением химического и фазового составов продуктов высокотемпературной коррозии (ВТК), в сравнении со сплавом ЖС-32 стандартного химического состава.

Наилучшее соотношение тантала и рения в исследованном диапазоне, при котором достигнута наименьшая скорость ВТК в синтетической золе при обоих значениях температуры испытаний, соответствовало опытному составу № 5, у которого оно равнялось 6 (табл. 2, рисунок). По сравнению со сплавом ЖС-32, в опытном составе № 5 скорость высоко-

температурной коррозии снизилась в 2,8 раза при температуре 800 °C и в 2,5 раза при 850 °C.

Исследование фазового состава продуктов коррозии методом рентгеноструктурного анализа показало, что продукты имеют достаточно сложный состав и содержат большое количество различных шпинелей, оксидных и сульфидных фаз, поскольку исследованные сплавы легированы большим количеством элементов (табл. 3). По сравнению с исходным ЖС-32 и опытными сплавами № 1 и 2, сплавы № 3–5 имели достаточно плотную и неразрушающуюся пленку продуктов коррозии, в фазовом составе которой обнаружено значительно большее количество шпинели на основе оксида хрома, чем шпинели на основе оксида алюминия.

Рентгеноструктурный анализ состава поверхностного слоя продуктов коррозии, сформированных на образцах из сплава ЖС-32 после испытаний в синтетической золе при обоих значениях температуры, выявил в качестве основных фазовых составляющих шпинель хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ и оксиды никеля NiO , а также (в меньших количествах) оксиды никеля NiAl_2O_4 , NiCr_2O_4 , хрома Cr_2O_3 , тантала Ta_2O_5 и сульфиды никеля Ni_3S_2 .

Сравнительный анализ результатов показал, что с повышением соотношения тантала и рения от 1 до 6 в фазовом составе продуктов ВТК опытных составов № 1–5 постепенно снижается концентрация оксидов никеля NiO , NiAl_2O_4 и сульфидов никеля Ni_3S_2 . При этом повышается концентрация шпинели хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, оксидов хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5 , что обеспечивает снижение скорости ВТК в условиях сульфидно-оксидной коррозии, по сравнению со сплавом ЖС-32.

В опытном составе № 5 с соотношением тантала и рения 6, который показал наименьшую скорость коррозии, в отличие от фазового состава продуктов коррозии сплава ЖС-32, увеличивается количество

Таблица 3. Фазовый состав продуктов коррозии исследованных сплавов, мас. %

Варианты сплава	$\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$	NiO	Cr_2O_3	NiAl_2O_4	Cr_2S_3	NiCr_2O_4	Ta_2O_5	TaS_2	CoS_2	Ni_3S_2
Температура испытания 800 °C										
ЖС-32	15	25	7	10	8	9	9	3	4	10
1	19	21	12	8	6	5	14	4	3	8
2	20	18	17	6	4	2	19	6	1	7
3	24	13	22	6	—	—	24	6	—	5
4	26	10	24	4	—	—	26	6	—	4
5	27	6	25	3	—	—	29	7	—	3
Температура испытания 850 °C										
ЖС-32	16	28	9	11	9	—	11	4	—	12
1	21	23	13	6	6	—	15	6	—	10
2	26	18	15	5	6	—	17	6	—	7
3	29	15	18	3	—	—	20	9	—	6
4	31	10	19	3	—	—	22	10	—	5
5	32	7	20	2	—	—	23	11	—	5



фазовых составляющих $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ в 1,8... 2,0 раза; Cr_2O_3 в 2,2 — 3,0 раза; Ta_2O_5 в 2... 3 раза. При этом одновременно снижается количество фазовых составляющих: NiO в 4 раза; NiAl_2O_4 в 3... 5 раз; Ni_3S_2 в 2... 3 раза.

В процессе исследования фазового состава продуктов коррозии, сформировавшихся на поверхности образцов с различным соотношением тантала и рения, дополнительно идентифицировали следующие фазы: в сплаве ЖС-32 и опытных составах № 1, 2 — Cr_2S_3 , NiCr_2O_4 , CoS_2 ; в опытных составах № 3–5 данные фазовые составляющие не обнаружены. Из табл. 3 видно, что в фазовом составе продуктов ВТК сплава ЖС-32, у которого соотношение тантала и рения равно 1 (табл. 2), содержится большее количество фазовых составляющих, не отличающихся защитными свойствами (NiO , NiAl_2O_4 , NiCr_2O_4 , Ni_3S_2) и меньшее количество соединений с защитными свойствами (шпинель хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, оксиды хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5).

В то же время слой продуктов коррозии, сформировавшихся на поверхности образцов всех опытных составов, у которых соотношение тантала и рения больше, чем в сплаве ЖС-32, в фазовом составе продуктов ВТК содержится большее количество соединений, отличающихся защитными свойствами — шпинель хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, оксиды хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5 , сульфиды тантала TaS_2 , и значительно меньшее количество соединений (либо полное их отсутствие), не отличающихся защитными свойствами — оксиды NiO , NiAl_2O_4 и сульфиды Cr_2S_3 , NiCr_2S_4 , CoS_2 , по сравнению со сплавом ЖС-32.

Таким образом, увеличение соотношения Ta/Re приводит к росту концентрации термодинамически более стабильных соединений Cr_2O_3 , Ta_2O_5 , TaS_2 в фазовом составе продуктов коррозии опытных сплавов № 1–5, что свидетельствует о замедлении диффузионных процессов с увеличением содержания тантала в сплаве ЖС-32. Это обеспечивает снижение скорости ВТК у всех опытных составов № 1–5, по сравнению со сплавом ЖС-32 стандартного химического состава (рис. 1).

Сравнительный анализ данных показал, что повышение содержания тантала до 9 мас. % (состав № 5), способствует увеличению концентрации оксидов хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5 на поверхности раздела оксид–металл, что тормозит образование соединений, не отличающихся защитными свойствами (NiCr_2O_4 , NiAl_2O_4 , NiO). При этом, по всей видимости, оксид тантала Ta_2O_5 связывает NiO , что предотвращает образование соединений типа NiMoO_4 и NiWO_4 .

Сопоставление результатов показало, что стабилизация сложных оксидов происходит в результате внедрения в них тантала или растворения оксида тантала Ta_2O_5 , вследствие чего их структурные формулы могут приобретать более сложный вид — $(\text{Cr}, \text{Ta})_2\text{O}_3$ и $\text{Ni}(\text{Cr}, \text{Ta})_2\text{O}_4$. Указанные смешанные оксиды термодинамически более стабильны и образуются вследствие их способности создавать твердые растворы с оксидами хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5 .

Анализ фазового состава продуктов ВТК показал, что после испытаний при обеих температурах на поверхности образцов опытных составов № 3–5 образовывался слой окалины, состоявший из достаточного большого количества оксидов Cr_2O_3 и Ta_2O_5 при значительно большей концентрации шпинели хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$ и меньшей концентрации оксидов NiO и сульфидов Ni_3S_2 никеля. Следует отметить, что у всех исследованных сплавов в фазовом составе продуктов коррозии в малой концентрации были идентифицированы сульфиды на смешанной основе — $(\text{Cr}, \text{Ta})_3\text{S}_4$.

Таким образом, повышение ВТКС сплава ЖС-32 обеспечивается за счет снижения скорости диффузионных процессов, а также изменения химического и фазового составов поверхностного слоя продуктов коррозии вследствие способности тантала к образованию с серой и кислородом термодинамически стойких оксидов и сульфидов.

Выводы

1. Наилучшие параметры ВТКС в синтетической золе газотурбинного топлива при температуре испытаний 800 и 850 °С в течение 600 ч достигаются в сплаве ЖС-32 при массовом соотношении тантала и рения $\text{Ta}/\text{Re} = 6$ (опытный состав № 5), когда содержание тантала составляет 9 и рения 1,5 мас. %.
2. Повышение соотношения тантала и рения в сплаве ЖС-32 в диапазоне от 1 до 6 способствует увеличению в поверхностных слоях окалины концентрации шпинели хрома $\text{NiO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, оксидов хрома Cr_2O_3 и тантала Ta_2O_5 , что затрудняет взаимодействие никеля с серой и кислородом, подавляя механизм образования в этой зоне оксидов NiO и сульфидов никеля Ni_3S_2 .

1. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. — Л.: Машиностроение, 1987. — 272 с.
2. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
3. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
4. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А. Д. Коваль, С. Б. Беликов, Е. Л. Санчугов, А. Г. Андриенко. — Запорожье, 1990. — 56 с. — (Препр. / КИЕВ УМК ВО; ЗМИ, 1990).
5. Никитин В. И., Ревзюк М. Б., Комиссарова И. П. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. — Л., 1978. — Вып. 158. — С. 71–74.
6. Оценка влияния тантала на высокотемпературную коррозионную стойкость монокристаллов никелевых сплавов / А. Г. Андриенко, С. В. Гайдук, Ю. М. Федорченко и др. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2005. — № 1. — С. 61–64.
7. Высокотемпературная коррозия монокристаллов никелевых сплавов, содержащих тантал / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, Ю. М. Федорченко и др. // Вестн. двигателестроения. — 2007. — № 1. — С. 150–154.

Запорож. нац. техн. ун-т

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Поступила 07.10.2009



УДК 669.187.25:669.01

РАЗРАБОТКА И ПРОМЫШЛЕННОЕ ОСВОЕНИЕ СКВОЗНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА КОВАННЫХ ЧЕРНОВЫХ ОСЕЙ ИЗ ЭЛЕКТРОСТАЛИ ЕА1N (35Г)

М. И. Гасик, А. С. Сальников,
О. В. Пересащенко, В. В. Лоза

Обобщены и проанализированы результаты исследования процессов и качества металла на всех стадиях сквозной технологической схемы, а также данные опытно-промышленного освоения производства кованых профильных заготовок для осей вагонов железнодорожного транспорта (черновых осей), включая выплавку в ДСП-60 электростали ЕА1N (35Г), рафинирование (печь-ковш, вакууматор), разливку по изложницам (развес слитка 4,8 и 6,7 т), прокатку, ковку и термическую обработку (нормализация, отпуск) профильных заготовок. Приведены результаты технологического и исследовательского контроля размерного фактора, количества неметаллических включений и механических свойств металла черновых осей, а также анализ в аспекте соответствия их свойств требованиям UIC* 811-1 OR и EN 13261-2003.

The results of investigation of processes and quality of metal at all stages of end-to-end technological chart, as well as data of experimental-industrial mastering the production of forged profiled billets for axles of cars of railway transport (roughing axles), including melting of electric steel EAIN (35G) in DSP-60, refining (furnace-ladle, vacuum degasser), pouring into moulds (ingot weights of 4.8 and 6.7 t), rolling, forging and heat treatment (normalization, tempering) of profiled billets are generalized and analyzed. Results of technological and research control of a dimensional factor, amount of non-metallic inclusions and mechanical properties of metal of roughing axles, as well as analysis as to conformity of their properties to the requirements of UIC* 811-1 OR and EN 13261-2003 are given.

Ключевые слова: электросталь; черновые оси; выплавка; внепечная обработка; разливка стали; слиток; прокатанная и кованая заготовка; термообработка; механические свойства; неметаллические включения

Актуальность работы и постановка задачи исследования. Промышленный сектор Украины, России, других стран СНГ и Европы характеризуется развитой транспортной инфраструктурой. Из девяти Критских транспортных коридоров три железнодорожных (Берлин–Львов–Киев; Триест–Львов; Хельсинки–Киев–Одесса) пройдут по территории Украины. Протяженность стальных магистралей общего пользования составляет в Украине 22,7, России — 124 тыс. км. Обеспечение безопасности подвижного состава на стальных магистралях Украины, стран СНГ и дальнего зарубежья представ-

ляет одну из главных первоочередных задач. В настоящее время перед железнодорожным транспортом поставлены масштабные задачи технического перевооружения, дальнейшего увеличения провозной и пропускной способности железных дорог. Их решение во многом связано с производством металла повышенной прочности, а также фасонных профилей проката и поковок высокого качества с минимальными потерями металла при механической обработке заготовок. Это в полной мере относится и к производству кованых профильных заготовок для осей вагонов подвижного состава железных дорог.

ОАО «Днепропеталь» профильные заготовки осей для экспорта, в том числе в Российскую Федерацию, производят из электростали ЕА1N (35Г). Металл товарных осей должен удовлетворять по комплексу механических свойств и загряз-

*UIC — Международный союз железных дорог.

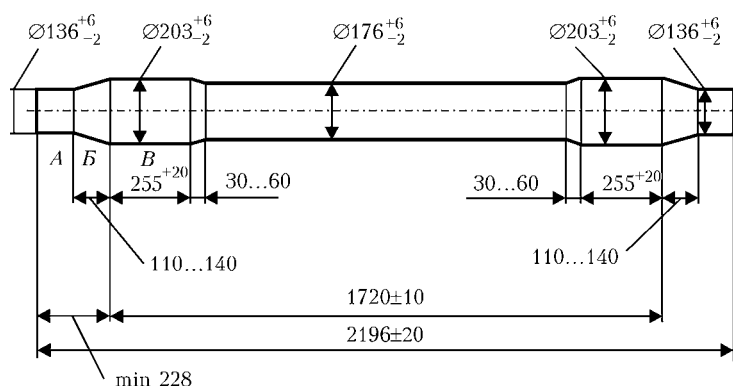


Схема типовой кованой профильной заготовки для осей вагонов подвижного состава железных дорог: А — шейка оси; В — подступичная часть оси; В — ступица

Производство кованных профильных заготовок для осей представляет собой сложный многоступенчатый процесс, включающий выплавку электростали в дуговых основных печах, рафинирование жидкого металла (полупродукта в электропечи-ковше), вакуумирование стали в ковшевом вакууматоре, разливку стали сифоном по изложницам, прокатку слитков на осевые заготовки круглого сечения для последующейковки, ковку и термическую обработку черновых осей, которые по качественным характеристикам должны соответствовать требованиям отечественных и зарубежных стандартов.

Таблица 1. Химический состав стали для черновых осей вагонов железных дорог по отечественным и зарубежным стандартам

Стандарт, марка стали	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	V	Ni
	Не более									
Сталь 45 ГОСТ 1050–88	0,42... 0,50	0,17... 0,37	0,50... 0,80	0,035	0,040	0,25	0,30	–	–	0,30
ОС ГОСТ 4728–96	0,42... 0,50	0,15... 0,35	0,60... 0,90	0,040	0,040	0,30	0,25	–	–	0,30
Сталь 35Г ГОСТ 4543–71	0,35... 0,40	0,17... 0,37	0,70... 1,00	0,035	0,035	0,30	0,30	0,15	0,05	0,30
	Не более									
EA1N EN 13261	0,40	0,50	1,20	0,020	0,020	0,30	0,30	0,08	0,06	0,30
EA1N UIC 811-1 OR	0,37	0,46	1,12	0,040	0,040	0,30	0,30	0,05	0,05	0,30

ненности неметаллическими включениями нормам Международного союза железных дорог UIC 811–1 OR и стандарта EN 13261–2003.

Подвижной грузовой состав эксплуатируется при нагрузке на ось вагона 228 кН (23,25 т). Путем повышения качества металла цельнокатаных колес и кованных осей необходимо довести нагрузку на ось до 245 кН (24,99 т) [1]. Возрастающие удельные нагрузки в расчете на колесную пару и увеличение скорости движения поездов предъявляют более высокие требования к физико-механическим свойствам металла для цельнокатаных колес и осей грузовых вагонов.

Целью настоящей научно-исследовательской работы является теоретическое обоснование, разработка и промышленное освоение сквозной технологической схемы процесса производства черновых осей из электростали марки EA1N (аналога марки 35Г), получение комплекса показателей сдаточного и исследовательского контроля, полностью соответствующего требованиям стандартов UIC 811-1 OR и EN 13261.

Требования к качеству кованных черновых осей. В ОАО «Днепроспецсталь» имеется многолетний научно-обоснованный опыт производства кованных профильных заготовок для осей (колесных пар)

Таблица 2. Требования зарубежных стандартов к механическим свойствам железнодорожных осей из стали EA1N после нормализации

Стандарт	Временное сопротивление	Предел текучести	Относительное удлинение A, %	Работа удара* KU (среднее значение для трех образцов при 20 °C), Дж	
				L	Q
	R_m , Н/мм ²	R_e , Н/мм ²		Не менее	
UIC 811-1 OR	550... 650	320	22	25	10
EN 13261	–	–	–	30	25

* Типы образцов для проведения испытаний на ударный изгиб по ГОСТ 9454–78: тип 1 — по UIC 811-1 OR, тип 8 — по EN 13261; L и Q означают соответственно продольное и поперечное направления вырезки образцов для контроля работы удара.



Таблица 3. Требования зарубежных стандартов к чистоте стали EA1N по неметаллическим включениям

Стандарт	Средний балл неметаллических включений по ISO 4967 (метод А), не более									
	Сульфиды А		Оксиды В		Силикаты С		Глобулы D		B+C+D	
	Тонкие	Толстые	Тонкие	Толстые	Тонкие	Толстые	Тонкие	Толстые	Тонкие	Толстые
UIC 811-1 OR	3,0	2,0	2,5	2,0	2,5	2,0	2,5	2,0	—	—
EN 13261	2,0	1,5	2,0	1,5	2,0	1,5	2,0	1,5	4,0	3,0

подвижного состава грузовых вагонов железных дорог Украины, стран СНГ. Черновые оси производят из осевой стали ОС, которые по качеству соответствуют требованиям ГОСТ 4728–89 и ГОСТ 30272–96. Для стран дальнего зарубежья аналогичные по геометрии и форме черновые оси (рисунок) изготавливают из стали марки EA1N в соответствии с нормами UIC 811-1 OR и EN 13261. Как следует из данных, приведенных в табл. 1, сталь EA1N по химическому составу аналогична или близка к стали 35Г (ГОСТ 4543–71).

Особенностью зарубежных стандартов являются более жесткие требования по химическому составу, механическим свойствам (табл. 2) и чистоте стали по неметаллическим включениям (табл. 3), что обусловило необходимость научного обоснования новых технологических решений на стадии выплавки и внепечной обработки, а также создания новых режимов термообработки черновых осей.

Одной из основных трудноразрешимых задач при выполнении экспортных поставок осей было обеспечение жестких требований стандарта EN 13261 по загрязненности стали неметаллическими включениями. В соответствии с требованиями стандарта UIC 811-1 OR, все виды неметаллических включений не должны превышать 2,5... 3,0 (для тонких) и 2,0 (для толстых) балла при контроле по ISO 4967, метод А. Вместе с тем, согласно новым требованиям стандарта EN 13261, загрязненность металла по этим включениям не должна превышать соответственно 2,0 и 1,5 балла.

В процессе освоения сквозной технологии производства кованых профильных заготовок для осей вагонов требовалось решить и вторую очень сложную задачу получения металла с необходимым уровнем механических свойств.

Согласно действующей технологии, на первом этапе исследований выплавляли сталь EA1N и получили кованые черновые оси. Загрязненность металла неметаллическими включениями исследовали на образцах из осевых заготовок — проката слитков массой 4,8 и 6,7 т на круглый профиль сечением 225... 250 мм (в зависимости от требований потребителей к размерам черновых осей) и из кованых черновых осей. Оценку загрязненности металла производили в баллах по шкале ISO 4967. Результаты исследования обобщены в табл. 4.

Как следует из данных табл. 4, максимальный и средний баллы толстых сульфидных $A_{тл}$ и оксидных $B_{тл}$ включений составили соответственно 2,0 и 1,8. На основании этих данных пришли к выводу, что действующая технология не обеспечивает выполнение требований зарубежных стандартов при оценке загрязненности (шкалы ISO 4967) по толстым сульфидным $A_{тл}$ и оксидным $B_{тл}$ включениям, которые не должны превышать 1,5 балла.

Физико-химическое обоснование опытной технологии выплавки стали EA1N (35Г). При разработке новой технологии производства электростали для кованых черновых осей исходили из основных положений физико-химических процессов выплавки и накопленного на ОАО «Днепропецсталь» научно-обоснованного промышленного опыта освоения производства стали новых марок с повышенными требованиями по неметаллическим включениям.

Установлено, что при прочих равных условиях количество, вид и размер неметаллических включений зависит прежде всего от вида и количества применяемых раскислителей, степени усвоения и их остаточной массовой доли в готовой металлопродукции.

Кроме того, определенное влияние на процесс формирования и удаления неметаллических включений

Таблица 4. Оценка загрязненности стали EA1N (35Г) по шкалам ISO 4967

Количество плавов, шт.	Место отбора проб	Баллы неметаллических включений			Количество плавов, не соответствующих по неметаллическим включениям, шт. / %
		$A_{тл}$ (сульфидные)	$B_{тл}$ (оксидные)	$D_{тл}$ (глобулярные)	
7	Катаная осевая заготовка	$\frac{1,0... 2,0}{1,60}$	$\frac{1,0... 1,8}{1,19}$	$\frac{1,0... 1,0}{1,0}$	$\frac{5,0}{71,4}$
6	Кованая черновая ось	$\frac{1,3... 2,0}{1,60}$	$\frac{1,0... 1,9}{1,24}$	$\frac{1,0... 1,2}{1,0}$	$\frac{2,0}{33,3}$

Примечание. В числителе указан разбег, в знаменателе — средние баллы.



ний оказывают вид применяемых ферросплавов, содержание в них нерегламентированных стандартами примесных элементов, последовательность ввода их в металл-полупродукт, выпускаемый из дуговой печи в ковш с применением твердошлаковых смесей и на стадиях обработки его на установке печь-ковш (УПК) и вакууматоре.

Так, например, научно обоснована и подтверждена промышленным опытом технология получения подшипниковой стали ШХ15СГ-В и других марок этого сортамента, обеспечивающая выход годного сортопроката с первого сдаточного контроля от 70...72 до 92...95 % путем исключения применения ферросилиция ФС65 с содержанием 0,4...0,6 % кальция и 1,5...2,5 % алюминия, а также высокоуглеродистого ферромарганца ФМн78А, заменив эти ферросплавы ферросиликомарганцем МнС17 и стабилизировав рациональные пределы остаточного содержания в стали кальция и алюминия [2, 3].

Так называемые первичные неметаллические включения на основе оксидных фаз образуются в жидком металле при вводе элементов-раскислителей на всех этапах предварительного раскисления (легирующими активными элементами), а также в УПК и на стадии вакуумирования.

Остаточные равновесные содержания (активности) растворенного в жидкой стали кислорода обусловлены концентрацией сильных элементов раскислителей (кальция, алюминия, титана и др.) и соответствующей температурой жидкого металла.

Из-за экзотермичности реакций раскисления стали при понижении температуры и соответственном повышении при этом активности растворенных кислорода и элементов-раскислителей образуются вторичные неметаллические включения, которые, как и первичные, могут в большей или меньшей мере всплывать и ассимилироваться ковшевым шлаком.

Наиболее вероятными и характерными представителями неметаллических включений являются продукты реакций взаимодействия кислорода и элементов-раскислителей при кристаллизации металла в двухфазной зоне ликвидус–солидус (жидко-твердое состояние). Металлургическая система в жидком состоянии вблизи равновесия однозначно реагирует на не слишком сильное возмущение, возвращаясь к состоянию равновесия.

Согласно работе [4], в таких условиях вполне адекватной является модель изолированной замкнутой системы, термодинамическое состояние которой является состоянием максимального хаоса. В открытых системах для состояний, далеких от равновесия (что имеет место при кристаллизации стали в изложнице, кристаллизаторах МНЛЗ), возникают эффекты согласования, когда частицы как бы устанавливают связь на макроскопических расстояниях через макроскопические интервалы времени.

В результате согласованного взаимодействия подсистем, какими могут быть и жидкая сталь, раскисленная различными элементами с их остаточными содержаниями, с растворенными кислородом,

азотом, водородом, серой и др., происходят процессы упорядочения, возникновения из «хаоса» определенных структур, их преобразования и усложнения [4].

В данном аспекте повышение чистоты стали по неметаллическим включениям определенных видов, размеров и количества может быть достигнуто при создании научно обоснованной предыстории каждой из стадий процессов при выплавке, рафинировании и разливке (кристаллизации стали с регламентированным остаточным содержанием кислорода (серы) и активных элементов-раскислителей, а также их определенными соотношениями).

В этой связи теоретический и практический интерес представляют данные о влиянии элементов-раскислителей (кальций, алюминий, углерод) на активность кислорода, растворенного в этих системах.

В работе [5] исследовали активность кислорода и соответствующих элементов-раскислителей в жидкой стали при их взаимном влиянии. Установлен ряд следующих зависимостей для расчета активности кислорода и элементов-раскислителей (при 1600 °С):

$$\lg a_{[O]} = \lg [O] - 0,2[O] - 3,9[Al] - 3,24[Ca] - 0,45 [C];$$

$$\lg a_{[Al]} = \lg [Al] - 0,045[Al] - 0,047[Ca] - 6,6[O] + 0,09[C];$$

$$\lg a_{[Ca]} = \lg [Ca] - 0,07[Ca] - 0,072[Al] - 0,34[O] - 8,1[C];$$

$$\lg a_{[C]} = \lg [C] - 0,22[C] + 0,043[Al] - 0,097[Ca] - 0,34[C].$$

Рассчитаем активности элементов по приведенным уравнениям для среднего химического состава стали ЕА1N (0,28 % С, 0,32 % Si, 0,90 % Mn) при содержании активных элементов-раскислителей, по опытным данным, 0,030 % Al, 0,002 % Ca, 0,002 % [O]. Установлено, что при 1600 °С активность этих элементов равняется

$$a_{[O]} = 0,0011; a_{[Al]} = 0,031; a_{[Ca]} = 0,000011; a_{[C]} = 0,196.$$

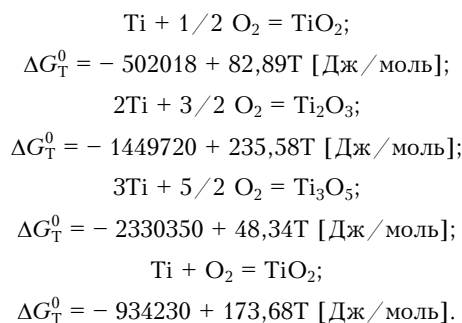
Совместное раскисляющее действие кальция и алюминия в стали проявляется в областях равновесия металла с жидким шлаком, моно-, би- и гекса-алюминатом кальция $CaO \cdot Al_2O_3$, $CaO \cdot 2Al_2O_3$ и $CaO \cdot 6Al_2O_3$. Следует заметить, что равновесие герценита $FeO \cdot Al_2O_3$ или корунда может быть только с алюминием.

Углерод в осевой стали несколько снижает активность кислорода, растворенного в жидкой стали. Для достижения одного и того же содержания кислорода в стали при понижении в ней концентрации углерода необходимо поддерживать более высокие остаточные содержания растворенных алюминия и кальция или вводить дополнительный элемент-раскислитель.

Термодинамика реакций взаимодействия титана с растворенными в железе кислородом и азотом. Титан, растворенный в жидком железе, в зависимости от термодинамических условий, может взаимодействовать с растворенными в нем кислородом и



азотом с образованием оксидной или нитридной фазы. В системе Ti–O известен ряд оксидов: TiO ($t_{пл} = 1737^\circ\text{C}$), Ti₂O₃ ($t_{пл} = 2137^\circ\text{C}$), Ti₃O₅ ($t_{пл} = 2177^\circ\text{C}$) и TiO₂ ($t_{пл} = 1855^\circ\text{C}$). Зависимости изменения энергии Гиббса реакций образования соответствующего оксида из чистых веществ от температуры приведены ниже:



Состав и количество оксидной фазы титана в стали определяется рядом факторов и прежде всего содержанием титана и остаточной концентраций растворенного в металле кислорода [6]. При содержании в стали растворенного титана до 0,04 % формируется фаза TiO₂; при 0,05... 0,14 % — Ti₃O₅; свыше 0,15 до 4,86 % — фаза Ti₂O₃. Термодинамическая прочность оксидов титана, рассчитанная для условия $\Delta G_T^0 = 0$, повышается в ряду TiO₂ → Ti₃O₅ → Ti₂O₃ → TiO. Для оксида TiO температура, при которой $\Delta G_T^0 = 0$, равна 6050 К. Титан по раскислительной способности уступает алюминию ($e_{\text{O}}^{\text{Ti}} = 1,8$; $e_{\text{O}}^{\text{Al}} = -6,6$ [7]). Микролегирование стали титаном проводили после раскисления ее алюминием, кальцием. Титан, как и алюминий, образует с кислородом тугоплавкие оксиды ($t_{пл} \text{ Al}_2\text{O}_3 = 2053^\circ\text{C}$).

При совместном раскислении стали алюминием и титаном могут образовываться твердые растворы титана (Ti₂³⁺O₃) и алюминия (Al₂³⁺O₃). Замещение иона алюминия ($r_{\text{Al}^{3+}} = 0,057 \text{ нм}$) ионом титана ($r_{\text{Ti}^{3+}} = 0,069 \text{ нм}$) сопровождается увеличением межплоскостного расстояния d_{002} твердого раствора. Экспериментально установлено, что каждой температуре соответствует определенное значение концентраций Ti₂O₃ в α-Al₂O₃, которое рекомендуется рассчитывать по полученной в работе [8] зависимости

$$\lg X_{\text{Ti}_2\text{O}_3} = -\frac{4320}{T} + 2,56,$$

где $X_{\text{Ti}_2\text{O}_3}$ — мольная доля Ti₂O₃ в α-Al₂O₃.

Вблизи температуры плавления α-Al₂O₃ ($t_{пл} = 2053^\circ\text{C}$) растворимость Ti₂O₃ в корунде достигает 5 мас. %. При наличии в стали кальция, алюминия и титана в продуктах реакций взаимодействия их с растворенным кислородом могут образовываться твердые растворы титана (точнее Ti₂O₃) в алюминатах кальция, предпочтительно в гексаалюминате CaO·6(Al_xTi_{1-x})₂O₃.

О взаимодействии титана с азотом, растворенным в стали. Растворенные в стали титан и азот при определенной активности (концентрации) их и температуре могут взаимодействовать с образованием термодинамически прочного соединения нитрида титана TiN по реакции, приведенной в работе [9]:



Константа равновесия этой реакции имеет вид

$$\lg K_{\text{Ti-N}} = \lg \frac{a_{\text{TiN}}}{a_{\text{Ti}} a_{\text{N}}} = \frac{1}{[\% \text{Ti}] f_{[\text{Ti}]} [\% \text{N}] f_{[\text{N}]}} = \frac{69190}{T} - 17,48,$$

а изменение энергии Гиббса в зависимости от температуры описывается выражением

$$\Delta G_T^\circ = -30740 + 80T \text{ [кДж/моль]}.$$

Условие $\Delta G_T^\circ = 0$ для реакции $\text{Ti} + 1/2 \text{N}_2 = \text{TiN}$ выполняется при 4115°C .

В конструкционной стали дуговой выплавки, обработанной в вакууме, содержание азота составляет 100... 120 ppm, кислорода — 18... 25 ppm. При соответствующих содержаниях азота в стали и температуре термодинамически вероятно образование нитрида титана.

При отсутствии в стали титана при определенных термодинамических условиях может образовываться нитрид алюминия AlN весьма тонкодисперсных размеров, который обычно идентифицируется электронной микроскопией. Взаимодействие растворенных в железе алюминия и азота, по данным работы [9], описывается реакцией



$$\lg K_{\text{Al-N}} = -\frac{12950}{T} + 5,59.$$

Образование нитрида AlN при 1600°C в жидком железе до 1 % Al и давлении азота 80 кПа невозможно [9]. Следует полагать, что при достижении в микрокристаллизационных объемах металла содержания алюминия свыше 1 % и давления 80 кПа возможно образование AlN. Константа равновесия реакции образования AlN равна единице при 2589°C , что намного ниже температуры для TiN 4115°C . Согласно данным работы [7], минимальная концентрация титана, при которой образуется нитрид TiN в расплаве Fe–Ti–N при 1600°C и $p_{\text{N}_2} = 1 \cdot 10^5 \text{ Па}$, равна 0,07 мас. %. Вместе с тем в процессе кристаллизации электростали зародыши нитридов титана могут образовываться и при более низкой массовой доле титана.

Основные положения новой технологии выплавки стали EA1N (35Г). Сталь EA1N (35Г) для промышленного производства заготовок черновых осей выплавляли в основной дуговой печи ДСП-60 с окислительным периодом и применением кислорода. После дефосфорации стальной ванны и окисления углерода сталь-полупродукт раскисляли ферроси-



Таблица 5. Оценка загрязненности стали EA1N (35Г) по шкалам ISO 4967

Количество плавок, шт.	Место отбора проб	Баллы неметаллических включений типов		Количество не соответствующих плавок по неметаллическим включениям, %
		$A_{тл}$ (сульфиды)	$B_{тл}$ (оксиды)	
10	Кованные черновые оси	$\frac{1,0 - 1,5}{1,32}$	$\frac{1,0 - 1,5}{1,12}$	0
20	Катаная осевая заготовка	$\frac{1,0 - 1,5}{1,31}$	$\frac{1,0 - 1,5}{1,26}$	0

Примечание. 1. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — средние баллы.

лицием ФС65, алюминием и обрабатывали в ковше твердошлаковыми смесями на основе извести и плавленого шпата. Последующую обработку металла производили на УПК и в вакууматоре. Перед передачей ковша с вакууматора на разливку проводили комплексное раскисление металла с использованием алюминия, титана и SiCa проволоки.

Для уменьшения загрязненности стали толстыми сульфидными включениями $A_{тл}$ до требуемого уровня (не более 1,5 балла) уменьшили массовую долю серы в конце рафинирования металла на УПК в 1,5 раза, в сравнении с выплавкой такой стали с допустимым уровнем сульфидов толстой серии не более 2,0 балла. Низкий уровень загрязненности стали толстыми оксидными включениями обеспечивали путем регламентации остаточной массовой доли алюминия, кальция и ввода дополнительного элемента титана [10].

Разливка стали. Сталь опытных плавок разливали сифонным способом по изложницам с развесом слитков 4,8 и 6,7 т. Причем слиток 4,8 т обеспечивал раскрой заготовки под ковку при минимальных отходах, но из-за ограничения парка изложниц под слиток 4,8 т применяли изложницы под слиток 6,7 т. При подготовке состава (куста) использовали высокоглиноземистый сифонный припас поставки ОАО «Запорожжогнеупор». С целью уменьшения обрезки прибыльную часть металла в изложнице утепляли слабоэкзотермическими смесями.

Прокатный передел слитков. В соответствии с разработанной технологической сквозной схемой производства черновых осей слитки горячим всадом передавали в прокатный цех на нагревательные колодцы стана 1050/950. Прокатывали слитки по спецификациям кузнечного цеха на круглые заготовки. Прокат раскраивали пилами горячей резки на кратные мерные осевые заготовки, которые охлаждали в неоттапливаемых колодцах около 96 ч. После обточки катаных заготовок отбраковка по поверхностным дефектам в среднем составила 3,13 % (для слитков массой 4,8 т — 4,85 %, для слитков 6,7 т — 1,71 %). Отбраковка катаных заготовок по внутренним дефектам (100%-й ультразвуковой контроль) за период с ноября 2005 по сентябрь 2007 г. составила в среднем 1,98 % (от массы задаваемых слитков на прокатку — 2,31 % для слитков 4,8 т и 1,83 % — для слитков 6,7 т).

Ковка профильных заготовок для осей. Ковку профильных заготовок производили на радиально-ковочной машине РКМ-1000 в автоматическом режиме для обеспечения размеров осей в соответствии нормативными данными (рисунок). Послековки черновые оси охлаждали на воздухе с последующей передачей в печь на термообработку (нормализацию). С нормализационного нагрева производили правку черновых осей на установке М 17280 с последующим охлаждением на воздухе.

Исследование загрязненности кованых профильных заготовок осей неметаллическими включениями. Результаты контроля загрязненности стали EA1N (35Г) неметаллическими включениями, проведенного на образцах от осевых заготовок и кованых черновых осей, показаны в табл. 5.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что, в сравнении с действующей технологией конечного раскисления, по которой металл раскисляли только алюминием и силикокальцием, новая технология позволяет получать металл по неметаллическим включениям, соответствующий требованиям зарубежного стандарта EN 13261. Существенно снижены средние баллы как оксидных $B_{тл}$, так и сульфидных $A_{тл}$ включений. При этом уменьшены средние значения средних баллов сульфидных включений на 0,3 балла, что при уровне 1,5 балла является существенным.

В процессе освоения новой технологии конечного раскисления стали 35Г возникла задача получения удовлетворительной макроструктуры черновых осей. При ультразвуковом контроле в единичных осях обнаружены небольшие скопления неметалли-

Таблица 6. Оценка загрязненности стали EA1N (35Г) по шкалам ISO 4967 от катаных осевых заготовок (числитель — разбег значений, знаменатель — средние баллы) при различной технологии присадки титана

Варианты присадки титана	Количество плавок, шт.	Баллы неметаллических включений	
		$A_{тл}$ (сульфиды)	$B_{тл}$ (оксиды)
После вакуумирования (начало освоения)	18	$\frac{1,0 - 1,5}{1,3}$	$\frac{0,5 - 1,5}{1,2}$
До вакуумирования (действующая технология)	17	$\frac{1,0 - 1,5}{1,2}$	$\frac{1,0 - 1,5}{1,03}$



Таблица 7. Сравнительные данные о значениях критических точек стали EA1N (35Г) в зависимости от содержания углерода и марганца

Плавка	Массовая доля элементов, %		Температура нагрева, °C	Скорость нагрева, °C/мин	A_{c_1}	A_{c_3}	Скорость охлаждения, °C/мин	A_{r_3}	A_{r_1}
	C	Mn			°C			°C	
A	0,31	0,66	900	5	760	845	5	800	695
					765	845		795	690
			950	50	830	910	50	740	590
B	0,34	0,83	1000	5	770	820	5	770	695

ческих включений. При их изучении на электронном микроскопе установлено наличие в них наряду с оксидами алюминия и кальция также оксидов титана. При массовой доле титана не более 0,03 % оксиды титана ранее не обнаруживали.

Можно предположить, что они привнесены в сталь в виде экзогенных включений. Титан, применяемый для раскисления металла, загрязнен кислородом в большей мере, чем вакуумированная сталь. Поэтому оксиды титана могли быть внесены вместе с титаном, который присаживался в расплав после вакуумирования перед передачей ковша на разливку, и при отсутствии обработки металла аргоном не удалялись в шлаковую фазу.

Для проверки этой гипотезы при последующей выплавке стали титан вводили в жидкий металл до вакуумирования. В процессе ультразвукового контроля кованных черновых осей из стали плавов по этой новой технологии встречавшиеся ранее дефекты в виде скоплений неметаллических включений не обнаружены. Изменение очередности присадки титана способствовало также уменьшению общей загрязненности стали неметаллическими включениями (табл. 6).

При одинаковых средних допустимых баллах сульфидов $A_{тл}$ и оксидов $B_{тл}$ получено снижение средних значений средних баллов, определенных на практически одинаковой сопоставимой серии плавок, выполненных с различной присадкой титана.

Исследование критических точек стали EA1N (35Г). В черновых осях первой опытной партии из стали EA1N (35Г) после нормализации по действующему для осевой стали марки ОС режиму были понижены прочностные характеристики вследствие содержания в стали новой марки углерода и марганца на нижнем допустимом пределе (согласно требованиям потребителей составляет соответственно 0,27 и 0,60 %) и недостаточной для подобного химического состава температурой нормализации.

Температура нормализации должна быть выше точки A_{c3} на 30... 50 °С. Критические точки плавок стали 35Г, полученные в результате исследований на dilatометре DL 1500, приведены в табл. 7. Из таблицы следует, что с повышением содержания углерода и марганца критические точки смещаются к более низким температурам. Соответственно изменяется и температура нормализации. Поэтому необ-

ходимо обосновать такие суженные пределы по химическому составу стали EA1N, которые гарантировали бы требуемые стабильные механические свойства при постоянной температуре нормализации.

Механические свойства кованных профильных заготовок для осей. Стандарт EN 13261 предусматривает отбор проб для проведения механических испытаний как в наибольшем сечении оси, т. е. в подступичной части, так и по согласованию с потребителем от консольной части шейки оси (технологического припуска). Кроме того, в EN 13261 при отборе проб от подступичной части оговариваются нормы временного сопротивления, текучести и относительного удлинения на трех расстояниях по сечению оси: строго на 1/2 радиуса, в подповерхностной зоне — больше или равно 0,95 значения, полученного на 1/2 радиуса, в центре — больше или равно 0,8 значения, полученного на 1/2 радиуса. Работа удара в центре на 0,8 меньше значений, полученных на 1/2 радиуса.

С целью обеспечения стабильности требуемых механических свойств на следующем этапе исследований решали задачу выплавки стали с суженными пределами по содержанию углерода и марганца и установления рациональной температуры нормализации кованных черновых осей.

Для определения механических свойств, согласно требованиям потребителей, образцы вырезали из технологического припуска шейки профильной заготовки на расстоянии половины радиуса плюс 10 мм от ее поверхности.

Для получения черновых осей из стали EA1N (35Г) на основании проведенных исследований обоснованы суженные пределы по содержанию углерода и марганца под верхний допустимый предел в марке стали (табл. 1). При дальнейшем производстве черновых осей с обеспечением рекомендуемых суженных пределов по химическому составу выполнены 27 плавок. При первичном контроле механических свойств 59 % плавок имели уровень временного сопротивления выше норм UIC 811-1 OR (табл. 8).

Для понижения прочностных характеристик после нормализации уже изготовленных осевых заготовок разработан режим отпуска (температура нагрева 680 °С), который гарантирует получение



Таблица 8. Сравнительные данные механических свойств опытных плавок стали EA1N (35Г) с содержанием углерода и марганца

Предел текучести $R_{0,2} \%$	Временное сопротивление R_m	Относительное удлинение $A, \%$	Работа удара KU , Дж	
			L	Q
H/mm^2				
Верхний допустимый предел				
$\frac{492...321}{410}$	$\frac{701...559}{649}$	$\frac{31,0...24,0}{25,0}$	$\frac{56...26}{42}$	$\frac{41...18}{31}$
Рекомендуемый				
$\frac{459...322}{374}$	$\frac{649...554}{617}$	$\frac{30,0...22,0}{25,5}$	$\frac{58,0...35,0}{45,7}$	$\frac{46,0...26,0}{34,1}$

необходимого уровня механических свойств стали EA1N (35Г) [11].

По накопленным результатам механических испытаний черновых осей после нормализации при постоянной температуре 860 °С определены зависимости временного сопротивления от содержания углерода и марганца. В результате этого регламентирован оптимальный химический состав стали EA1N (35Г), гарантирующий получение требуемых прочностных характеристик. Результаты механических испытаний кованых черновых осей из стали EA1N (35Г) по 27 промышленным плавкам с рекомендуемым содержанием углерода и марганца приведены в табл. 8. Из них при первичном сдаточном контроле всего 7,4 % плавок имели механические свойства, не соответствующие требованиям стандартов.

Исследовано соответствие уровня механических свойств по сечению кованых черновых осей из стали EA1N (35Г), изготовленных по разработанной технологии, требованиям EN 13261. Опытные плавки прошли испытания на растяжение и ударный изгиб, согласно всем требованиям указанного стандарта.

Для сравнения уровня механических свойств по сечению кованых осей из стали EA1N (35Г) в состоянии поставки испытаны образцы из проб от шейки и подступичной части черновых осей опытных плавок (табл. 9).

Анализ данных табл. 9 показал, что механические свойства кованых черновых осей, полученных в подступичной части, соответствуют всем требованиям EN 13261 и на трех расстояниях находятся примерно на одном уровне. Это свидетельствует о том, что временной режим нормализации разработан оптимально для наибольшего сечения оси.

Размер действительного зерна в черновых осях из стали EA1N (35Г), согласно требованиям зарубежных стандартов, оценивается по ASTM E 112 в поперечном направлении на головках образцов, прошедших испытания на разрыв, и должен быть не менее 5-го номера. Микроструктура стали EA1N (35Г) после нормализации соответствует требованиям стандарта EN 13261 и представляет собой фер-

Таблица 9. Средние значения механических свойств кованых черновых осей опытных плавок стали EA1N (35Г) согласно требованиям EN13261

Предел текучести $R_{0,2}$ %, Н/мм	Временное сопротивление R_m , Н/мм ²	Относительное удлинение A , %	Работа удара KU среднее значение для образцов при 20 °С, Дж	
			L	Q
Шейка оси, подповерхностная зона				
353	607	26,5	52	42
1/2 радиуса				
350	643	22,5	48	40
Центральная зона				
358	628	24	48	30
Подступичная часть, подповерхностная зона				
378	621	27	52	42
1/2 радиуса				
378	627	27	47	33
Центральная зона				
431	618	24	44	31

рито-перлитную структуру, размер действительно зерна составляет 7-9-й номера.

Итак, разработана новая технология производства кованых профильных заготовок для осей вагонов железнодорожных составов (кованых черновых осей), позволяющая получать сталь EA1N (35Г), соответствующую повышенным требованиям зарубежных стандартов EN 13261–2003 и UIC 811–1 OR.

Выводы

1. Выполнен технологический аудит действующей сквозной технологии производства кованых профильных заготовок из стали EA1N (35Г) для осей вагонов подвижного состава железных дорог в аспекте возможности получения осей, стабильно удовлетворяющих требования (нормы) стандартов Международного союза железных дорог UIC 811-1 OR и EN 13261. Анализ данных по стали EA1N (35Г) показал, что действовавшая технология производства стали не в полной мере обеспечивала получение черновых осей как по показателям механических свойств, так и по загрязненности неметаллическими включениями.

2. Требуемое временное сопротивление черновых осей из стали EA1N (35Г) достигнуто благодаря регламентированному содержанию углерода и марганца, а также соблюдению разработанных режимов термообработки.

3. Обеспечение чистоты металла осевых заготовок по неметаллическим включениям в соответствии с требованием стандартов UIC 811-1 OR и EN 13261 и прежде всего по сульфидным A_{TL} и оксидным B_{TL} включениям толстой серии (при оценке по ISO 4967), достигнуто за счет снижения содержания серы в металле не более чем до 0,008 % и отработки режимов комплексного раскисления и микролегирования металла титаном на стадии внепечного рафинирования его на УПК и вакууматоре с обеспечением



оптимальных концентраций элементов-раскислителей в готовой металлопродукции.

4. Разработанная и промышленно освоенная новая технология включает регламентирование химического состава стали в пределах нормированного стандартами содержания элементов, внепечное рафинирование при обработке металла-полупродукта на УПК, раскисление алюминием и ферросиликокальцием в составе наполнителя порошковой проволоки, микролегирование титаном на вакууматоре и установление оптимального температурного режима нормализации кованых профильных заготовок для осей вагонов.

1. Колесная сталь / И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов и др. — Киев: Техника, 1985. — 168 с.
2. Повышение качества подшипниковой стали ШХ15СГ-В по глобулярным неметаллическим включениям путем диверсификации применяемых ферросплавов, режимов раскисления и легирования металла / М. И. Гасик, А. И. Панченко, Л. М. Скрипка и др. // Сталь. — 2009. — № 6. — С. 25–28.
3. Разработка и освоение технологии раскисления и легирования подшипниковой стали ШХ15СГ-В ферросиликомарганцем MnC25 / А. И. Панченко, И. Н. Логозинский,

- А. С. Сальников и др. // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 3. — С. 47–57.
4. Шеленин Л. А. Вдали от равновесия. — М.: Знание, 1987. — 64 с.
5. Михайлов Г. Г., Тюрин А. Г. Раскислительная способность кальция и алюминия в жидкой стали // Изв. АН СССР. Металлы. — 1978. — № 5. — С. 16–21.
6. Gwancin I., Kslazek E., Siliga Y. Products of liquid Fe–O alloy deoxidation in titanium // Zesz nauk., AGN. — 1978. — № 715. — P. 307–333.
7. Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1979. — 256 с.
8. Порада А. Н., Гасик М. И. Электрометаллургия неорганических материалов. — М.: Металлургия, 1990. — 232 с.
9. Линчевский Б. В. Теория металлургических процессов. — М. Металлургия, 1995. — 346 с.
10. Качество конструкционной электростали / А. С. Сальников, С. С. Казаков, А. Н. Улитенко и др. — Запорожье: Палитра, 2004. — 134 с.
11. Сальников А. С., Пересащенко О. В., Лоза В. В. Ось вопроса — вопрос оси. О качестве кованых профильных заготовок для вагонных осей из стали 35Г, поставляемых по зарубежным стандартам // Металлургический компас. — 2007. — № 9. — С. 22–26.

Нац. металлург. акад. Украины, Днепропетровск

ОАО «Днепроспецсталь», Днепропетровск

Поступила 26.05.2009



ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН Украины

объявляет ежегодный набор по следующим специальностям:

ДОКТОРАНТУРА

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

АСПИРАНТУРА

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

Прием в аспирантуру проводится в сентябре месяце.

Контактный телефон: (044) 289-84-11.

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua
Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11,
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



ОТКРЫТИЕ РОССИЙСКО-ГЕРМАНСКОГО ЦЕНТРА ЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

3 августа в Санкт-Петербургском государственном политехническом университете состоялось открытие Российско-Германского центра лазерных технологий, созданного на базе Института лазерных и сварочных технологий факультета технологии и исследования материалов СПбГПУ. Целью создания Центра является поиск путей эффективного применения лазерных технологий в промышленности и научных исследованиях. Оснащение Центра самым современным оборудованием позволяет ему непосредственно участвовать в реализации конкретных проектов в авиационной и ракетно-космической отраслях, в кораблестроении и в металлургии, в химическом, нефте- и газодобывающем, а также других секторах промышленности.

В церемонии открытия Центра приняли участие ректор СПбГПУ чл.-кор. РАН проф. М. П. Федоров, ректор Университета Эрлангена-Нюрнберга проф. Карл-Дитер Грюске, президент РКК «Энергия» чл.-кор. РАН проф. В. А. Лопота, директор Баварского лазерного центра проф. Михаэль Шмидт, директор Российско-Германского центра лазерных технологий СПбГПУ проф. Г. А. Туричин.

Почетные гости и официальные лица, выступая на презентации, особо подчеркнули роль Центра в научно-образовательном и промышленном сотрудничестве России и Германии.

Ректор СПбГПУ М.П.Федоров, получив из рук директора Баварского лазерного центра Михаэля Шмидта символический ключ от вновь открытого Центра, сказал: «Этот ключ будет открывать новые страницы нашего сотрудничества и никогда не будет их закрывать».



Выступление президента РКК «Энергия» чл.-кор. РАН проф. В. А. Лопоты

Ректор Университета Эрлангена-Нюрнберга проф. Карл-Дитер Грюске: «Мы были рады работать над созданием этого Центра вместе с российскими коллегами. Этот проект объединил усилия Министерства образования и науки Германии и целого ряда немецких фирм-производителей лазерной техники. Я вижу большой потенциал сотрудничества между нашими университетами, который мы должны развивать».



Директор Российско-Германского центра лазерных технологий СПбГПУ профессор Г. А. Туричин проводит экскурсию по Центру



Демонстрация роботизированной системы дистанционной лазерной сварки ROFIN SWS



Лазерное термоупрочнение пресс-формы (Erlas Hard+Clad)

Президент РКК «Энергия» В. А. Лопота: «Оборудование, которое мы сегодня презентуем — это плод почти 30-летнего труда ученых России и Германии. Технологические процессы, которые могут быть реализованы на его основе, могут обеспечить успех в решении одной из основных проблем машиностроения — облегчении конструкций. И то, что мы сегодня видим — это реальные технологии, способные совершить революцию в машиностроении, в создании систем, обеспечивающих жизнедеятельность человека».

От Министерства образования и науки Германии выступил Хольгер Юнге: «Мы сотрудничаем уже более 20 лет. В России сильная наука, в Германии — сильное машиностроение, и совместными усилиями мы можем достичь много. Главная цель этого Центра — обучение студентов. Будущие технологи, конструкторы могут на этом оборудовании учиться, практиковаться. Этот Центр будет также демонстрационной площадкой для средних и малых предприятий. Кроме того, Центр также сможет и зарабатывать».

Директор Центра проф. Г. А. Туричин: «Этот Центр — зримое воплощение мечты большой группы людей, работавших над выполнением проекта по созданию Центра. Он укомплектован самыми современными лазерными технологическими комплексами, покрывающими по своим возможностям практически всю сферу применения лазерных технологий в машиностроении. Вместе с Институтом лазерных и сварочных технологий СПбГПУ он образует крупнейшую в Европе структуру в области машиностроительных лазерных технологий. Центр будет не только обеспечивать обучение студентов, выполнение исследований и разработок, а также заказов промышленных предприятий, но и послужит «центром кристаллизации» для инновационных компаний, работающих в области лазерных и смежных технологий».



Дистанционная лазерная сварка теплообменника (ROFIN Scan Welding System)

После церемонии открытия директор Центра Г. А. Туричин провел техническую экскурсию для почетных гостей, представителей науки и промышленности, а также журналистов. Оборудование Центра позволяет реализовывать следующие технологии:

- ⇨ ERLASER® HARD+CLAD — роботизированная лазерная порошковая наплавка и термоупрочнение;
- ⇨ JENOPTIK VOTAN C-BIM — лазерная 3D резка неметаллических материалов и тонких металлов;
- ⇨ ROFIN SWS — роботизированная дистанционная лазерная сварка металлических материалов;
- ⇨ ROFIN StarWeld 500 — лазерная импульсная микросварка и глубокая гравировка;
- ⇨ ROFIN StarShape 300C — лазерная перфорация, сверление отверстий, маркировка неметаллических материалов;
- ⇨ ARNOLD — лазерная сварка и резка трехмерных металлических заготовок, в том числе толстолистовых и крупногабаритных;
- ⇨ LIMO LASER WORKSTATION — лазерная сварка пластиков.

Гибкость представленного оборудования и высокая степень его автоматизации позволяет быстро перенастраивать технологические комплексы и изменять используемые технологии, обрабатывая широкий спектр материалов и изделий.

В этот же день был подписан договор о сотрудничестве между СПбГПУ и Высшей школой передовых оптических технологий Фридрих-Александр Университета Эрлангена-Нюрнберга. В соответствии с договором, университеты будут заниматься научными исследованиями по направлениям взаимного интереса. Соглашение предполагает следующее:

- ⇨ обмен студентами и аспирантами, реализацию совместных научно-исследовательских проектов;
- ⇨ участие профессоров, инженеров и студентов в конференциях, семинарах и тренингах, которые будут проводиться в обоих университетах;
- ⇨ организацию различных совместных мероприятий.



4 августа состоялась ознакомительная экскурсия в Институт лазерных и сварочных технологий СПбГПУ, которую провел Г. А. Туричин, выделив следующие направления деятельности ИЛиСТ:

- ⇒ исследование процессов взаимодействия лазерного излучения с веществом;
- ⇒ технологические исследования и разработки в области лазерных и электронно-лучевых технологий;
- ⇒ разработка гибридных технологий лазерно-дуговой сварки и наплавки;
- ⇒ создание математических моделей лазерной, электронно-лучевой, лазерно-дуговой, светолазерной сварки.

ИЛиСТ оснащен двумя уникальными непрерывными иттербиевыми волоконными лазерами мощностью 5 и 15 кВт фирмы IPG (IRE-Polus Group). Расходимость выходных пучков таких лазеров существенно ниже, по сравнению с другими лазерами того же диапазона мощности, что позволяет исполь-

зовать длиннофокусную фокусирующую оптику с существенно большим рабочим диапазоном. Заместитель директора по производству И. А. Цибульский отметил, что с учетом простоты доставки лазерного излучения к объекту основными областями применения волоконных лазеров могут быть 3D резка, дистанционная сварка, сварка труб, кузовная сварка, наплавка и другие родственные технологии обработки материалов.

Во время проведения шестой международной конференции «Лучевые технологии и применение лазеров» (23–25 сентября 2009 г., С.-Петербург) сотрудники Российско-Германского центра лазерных технологий и Института лазерных и сварочных технологий СПбГПУ представили новые результаты по применению лазеров в сварке, наплавке, пайке и резке.

А. Т. Зельниченко

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «HIGH MAT TECH – 2009»

19–23 октября 2009 г. в Киеве состоялась международная научно-техническая конференция, посвященная материаловедческим проблемам. Конференцию организовали Министерство науки и образования Украины, Национальная академия наук Украины (НАНУ), Украинское материаловедческое общество (УМТ), Национальный технический университет Украины «КПИ», Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ, ООО «Интем» (Украина). Информационными партнерами конференции были журналы «Техника машиностроения» (Россия), «Порошковая металлургия» (Украина); «Наноструктурное материаловедение» (Украина); «Деформация и разрушение» (Россия). Конференция проходила под патронатом Федерации европейских материаловедческих обществ, Европейского материаловедческого общества, Секретариата Европейской ассоциации порошковой металлургии EUREKA, Национального информационного центра по РП7. Спонсорами конференции были Министерство образования и науки Украины, Национальная академия наук Украины, Национальный технический университет Украины «КПИ», Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, European Office of Airspace Research and Air Force Office of Scientific Research, United States Air Force Research Laboratory.

Заседания конференции проходили в Национальном техническом университете Украины «Киевский политехнический институт».

В работе конференции приняло участие около 170 ученых, преподавателей, аспирантов и инженеров из ведущих научно-исследовательских институтов,

центров, а также университетов, академий и других организаций из 19 стран.

Конференцию открыл академик НАН Украины А. Г. Косторнов. Он пожелал всем участникам конференции успешной работы, делового сотрудничества, кратко изложил задачи конференции и организационные вопросы.

Министерство науки и образования Украины
Национальная академия наук Украины (НАНУ)
Украинское материаловедческое общество (УМТ)
Национальный технический университет Украины «КПИ»
Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАНУ
ООО «ИНТЕМ» (Украина)

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

HighMatTech

Информационные партнеры, журналы:

ИИ
«Техника машиностроения» (Россия)

ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ
Порошковая металлургия (Украина)

НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ
Наноструктурное материаловедение (Украина)

МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ
Деформация и разрушение (Россия)

2
0
0
9

Под патронатом:

FEMS
Федерации европейских материаловедческих обществ

Е-МРС
Европейского материаловедческого общества

EUREKA Секретариат

EPMA
Европейская Ассоциация порошковой металлургии

НЦИ
Национальный информационный центр по РП7

ПРОГРАММА КОНФЕРЕНЦИИ
19–23 октября 2009 г.
Киев, Украина



Конференция включала работу 9 секций:

- ⇒ «Металлические материалы и технологии их получения и обработки»;
- ⇒ «Керамика функционального и конструкционного назначения»;
- ⇒ «Инженерия поверхности»;
- ⇒ «Современные технологии соединения материалов»;
- ⇒ «Порошковая металлургия»: современное состояние науки и производства; новейшие материалы на основе дисперсных частиц (порошков, волокон и др.), свойства, технологии;
- ⇒ «Фундаментальные основы современного материаловедения. Диаграммы состояния. Моделирование технологических процессов получения материалов и свойства современных материалов»;
- ⇒ «Материалы медицинского назначения»;
- ⇒ «Композитные материалы: специальные свойства и перспективы практического использования»;
- ⇒ «Наноматериаловедение: технологии и материалы».

По каждому из докладов задавались вопросы, а по ряду докладов состоялись оживленные дискуссии, что подтверждает возрастающий интерес к конкретным научным направлениям. Одним из таких направлений стало развитие нанотехнологий и наноматериалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В разработке данного направления, как следовало из докладов, принимают активное участие известные в мире научно-исследовательские центры: Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича, Институт электросварки им. Е. О. Патона, Institute fur Metallkunde

und Metallphysik PWTN (Germany), Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН и многие другие.

Интересными были доклады по направлению «Современные технологии соединения материалов», включающие и сварочные технологии, в частности доклады «Диффузионная сварка тугоплавких металлов и жаропрочных сплавов» (ОАО «Раменское приборостроительное КБ», Россия) и «Перспективы получения слоистых металлокерамических материалов с использованием сварки взрывом» (Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, Россия).

В соответствии с программой конференции наряду с устными докладами представлены и стендовые — всего 220 докладов и устных сообщений.

Все представленные на конференции материалы характеризовались высоким научно-техническим уровнем. Высоким был и уровень организации конференции.

В ходе конференции ее участники обменялись информацией, обсудили пути дальнейшего развития проблем материаловедческого направления, укрепили старые и установили новые деловые контакты, а также определили пути выполнения совместных научных программ, наметили перспективы дальнейшего научного сотрудничества.

В целом конференция была актуальной и весьма полезной для дальнейшего развития материаловедения, в том числе направления, связанного с получением новых конструкционных материалов путем использования различных процессов сварки.

В. В. Дмитрик

ОТКРЫТИЕ МЕМОРИАЛЬНЫХ ДОСОК

28 сентября состоялось торжественное открытие мемориальных досок известным ученым в области технологии сварки и сварочного оборудования, заслуженным деятелям науки и техники Украины, бессменным членам редколлегии журнала «Автоматическая сварка» академиком Национальной академии наук Украины Владимиру Константиновичу Лебедеву и Даниилу Андреевичу Дудко.

На открытии присутствовали многочисленные ученики, коллеги, а также сотрудники института, родные и близкие. На митинге выступили академик Б. Е. Патон,

академики НАН Украины Н. В. Новиков, И. К. Походня, Б. А. Мовчан. Все выступившие отметили талант ученых, их незаурядные новаторские способности, энергию, заботу о подрастающем поколении, самоотверженность в труде.

Б. Е. Патон высказал пожелание, чтобы соратники, ученики и представители молодого поколения института продолжили славные начинания В. К. Лебедева и Д. А. Дудко и умножили их новыми достижениями.





НОВЫЕ РАЗРАБОТКИ МК «АНТАРЕС»



Коллективом МК «Антарес» разработана электронно-лучевая печь нового поколения ВТ02 с установленной мощностью 3,2 МВт и годовой производительностью по титану до 3000 т.

Отличительные особенности печи ВТ02 следующие:

- высокочастотные инверторные высоковольтные источники питания электронных пушек мощностью 500 кВт;
- современная компьютеризированная система управления электронными лучами с контролем и регистрацией технологических параметров;
- система электроприводов механизмов подачи заготовок, вытягивания слитка, перемещения плиты электронно-лучевого нагревателя выполнена с использованием блоков управления электродвигателями фирмы «Siemens»;
- механизм перемещения плиты электронно-лучевого нагревателя выполнен с использованием линейных модулей фирмы «Rexroth»;

➤ гидросистема подъема, опускания и перемещения камеры слитка спроектирована с программным управлением по контролю давления и укомплектована оборудованием фирмы «Rexroth Bosch Group»;

➤ разработана конструкция вакуумных затворов Dy500 для паромасляных насосов с пневмоприводом, обеспечивающим время закрывания 2... 6 с;

➤ внутренние поверхности технологических вакуумных камер для повышения коррозионной стойкости и сокращения времени вакуумирования изготовлены из нержавеющей стали;

➤ механизм вытягивания слитка выполнен в безштоковом варианте, что позволит выплавлять слитки длиной до 5,5 м при уменьшенном габарите печи по высоте до 12,5 м, по сравнению с существующим 17,5 м;

➤ разработан шлюзовой затвор, позволяющий герметично отделять камеру слитка от камеры плавки и сократить время регламентных работ между плавками в режиме остывания слитка;

➤ разработана конструкция автономной системы охлаждения электронных пушек с применением воды более высокого качества, по сравнению с технической водой, используемой для остальной системы охлаждения;

➤ печь снабжена более производительной откачной вакуумной системой, что позволит уменьшить время откачки в два раза;

➤ проведена модернизация существующих газоразрядных электронных пушек высоковольтного тлеющего разряда в части повышения надежности;

➤ разработана более надежная конструкция механизма подачи расходуемой шихты с учетом накопленного многолетнего опыта и особенностей эксплуатации такого рода механизмов;

➤ использована технологическая схема, защищенная патентом Украины, встречной подачи расходуемых заготовок с одновременной плавкой последних, которая дала положительные результаты в производственных условиях (сокращение энергозатрат до 60 % на процесс плавки при экономии сырья, высоком качестве слитков, повышенной скорости плавки).

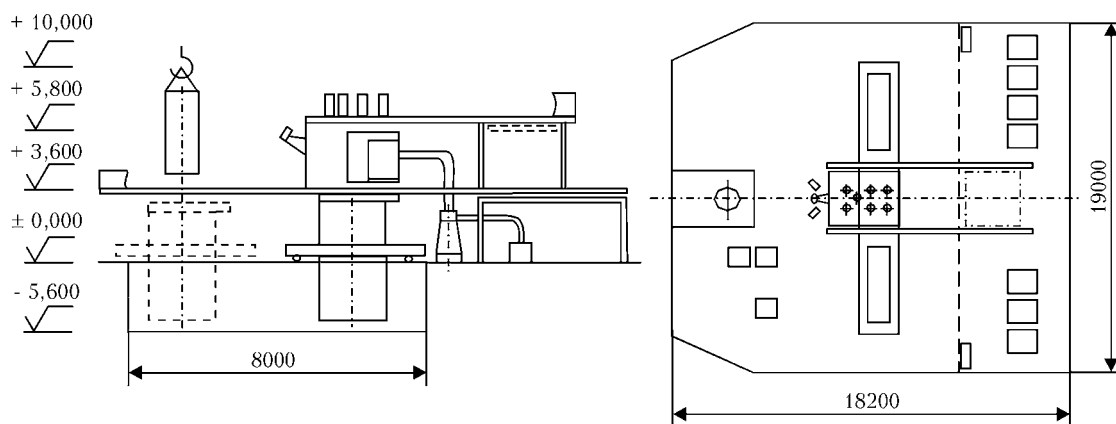


Схема печи BT02

Основные технические характеристики печи BT02

Установленная мощность, кВт	3200
Ускоряющее напряжение, кВ	30
Электронные газоразрядные пушки (4500 Вт), шт.	7
Напряжение питающей сети 3-фазного переменного тока (50 Гц), В	380
Максимальная масса загрузки (при брикетированной титановой губке), кг	14000
Проектная производительность по титану, т/год	3000

Скорость механизма подачи шихты, мм/мин	
рабочая	3... 30
маршевая	2160
Скорость вытягивания слитков, мм/мин	
рабочая	3... 30
маршевая	383
Остаточное давление в рабочем пространстве, Па (мм. рт. ст.)	1,33... 0,133 (1×10^{-2} ... 1×10^{-3})
Давление охлаждающей воды, Па (кг/см ²)	3... 4×10^5 (3... 4)
Расход охлаждающей воды, м ³ /ч	250
Длина выплавляемых слитков, мм, max	5500

Размеры получаемых слитков и слябов

Длина, мм	5100	5100	5100	5100	5100	4100
Ширина, мм	1325	1325	1325	—	—	—
Толщина, мм	190	260	420	—	—	—
Диаметр, мм	—	—	—	640	820	950
Масса, кг	5770	7900	12770	7370	12100	13000

Кайдалов А. А. Современные технологии очистки поверхностей конструкционных материалов. — Киев: Университет «Украина», 2009. — 540 с.



Изложены современные данные об основах физики и технологий очистки поверхностей конструкционных материалов с применением различных методов химической, механической и термической очистки. Описаны технические требования, принципы построения и характеристики современного отечественного и зарубежного оборудования для всех методов очистки. Даны сведения об охране труда и окружающей среды при наиболее распространенных методах очистки. Освещен опыт промышленного применения всех технологий очистки.

Рассмотрены требования к очистке поверхности материалов перед выполнением сварки и родственных процессов обработки, а также технологии очистки поверхностей основных конструкционных металлов и сварочной проволоки. Приведены сведения о стандартах в области очистки поверхностей конструкционных материалов.

Для научных и инженерно-технических работников, занятых в машиностроении, металлургии и других отраслях, связанных с изготовлением изделий, требующих очистки в процессе их производства и эксплуатации. Может быть полезна преподавателям и студентам вузов.



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

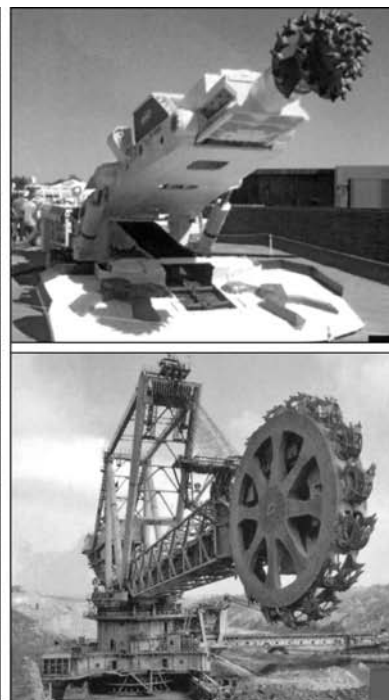
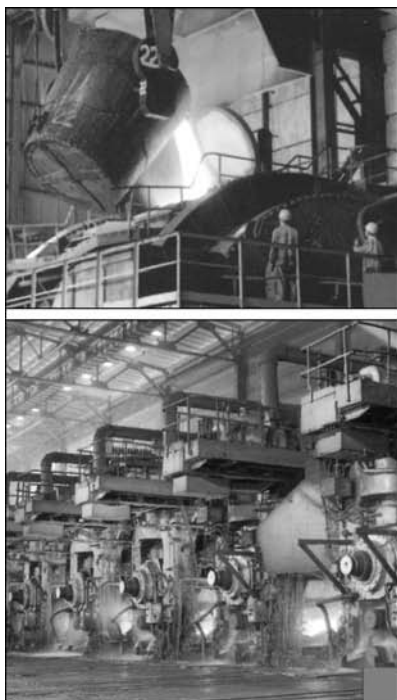
ЗАО «НКМЗ» — 75 лет!

За 75 лет ЗАО «Новокраматорский машиностроительный завод» («НКМЗ») стало крупнейшим в мире предприятием тяжелого машиностроения, способным оснастить современным высокопроизводительным оборудованием практически любые отрасли промышленности по полному циклу производства: проектирование, изготовление, поставка, наладка, фирменное обслуживание выпускаемых агрегатов. Предприятие ежегодно наращивает объемы производства и постоянно расширяет рынки сбыта своей продукции, успешно эксплуатируемой во многих странах на всех континентах земного шара.

и электрошлаковой сварки (ЭШС), только за период 1951–1953 гг. завод в три раза увеличил выпуск сварных металлоконструкций.

Приятно сознавать, что ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины внес заметный вклад в достижения предприятия:

❖ в 1951 г. впервые в мире успешно внедрена однопроходная ЭШС металла толщиной 200 мм при изготовлении статоров гидротурбин. Применение различных способов ЭШС и специализированного сварочного оборудования обеспечило создание целой гаммы уникальных агрегатов — прокатные ста-



Отрадно отметить, что практически все этапы развития завода базируются на современной стратегии удовлетворения потребностей мирового рынка в качестве ведущего производителя уникальной техники за счет эффективного использования интеллектуальных и технических возможностей. Особенно ярко это проявилось в тяжелые послевоенные годы, когда завод возглавил всесоюзное движение за перевод крупных литых заготовок на сварные. Решение этой задачи на заводе означало снижение трудоемкости на 50 %, длительности производственного цикла в два раза, расхода металла до 30 % при более низкой себестоимости продукции.

Успех достигался благодаря слаженной и самоотверженной работе заводчан и широкому привлечению работников науки. Творчески используя новые высокоэффективные способы и оборудование для механизированной электродуговой, контактной

ны, гидравлические штамповочные прессы усилием до 75 тыс. т, горизонтально-ковочные машины, молоты и др. В настоящее время на заводе выполнены уникальные прямолинейные швы заготовок толщиной 3500 мм, кольцевые швы цилиндров гидропресса наружным диаметром до 3000 мм и толщиной 430 мм. И это далеко не предел;

❖ широкое внедрение сварки в углекислом газе обеспечило высокий уровень механизации сварочных работ (до 60 %);

❖ в производственном цикле завода нашли свое место наплавка конусов и чаш засыпных аппаратов для доменных печей и других деталей;

❖ для расширения возможности сварки крупных цилиндрических заготовок внедрена технология и оборудование автоматической сварки под флюсом в узкощелевую разделку.



Эти и многие другие совместные работы позволили производить продукцию на уровне лучших мировых стандартов и успешно конкурировать с передовыми зарубежными машиностроительными фирмами.

Для многих сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона «НКМЗ» был и остается родным и близким предприятием, на котором проведены совместные работы по внедрению новых способов сварки, сварочного оборудования, где росли и крепились деловые отношения и человеческая дружба.

В день славного юбилея желаем всему коллективу ЗАО «НКМЗ» доброго здоровья, личного счастья, больших творческих и производственных успехов в дальнейшем развитии машиностроительной отрасли Украины.

*Коллектив Института электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия и редакция журнала
«Современная электрометаллургия»*

В. Л. ШЕВЦОВУ — 70 ЛЕТ!

5 декабря 2009 г. исполнилось 70 лет известному специалисту в области теплофизики и специальной электрометаллургии, ведущему научному сотруднику Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, доктору технических наук Виктору Львовичу Шевцову.

Свою трудовую деятельность он начал в 1957 г. на монтаже тепломеханического оборудования электрических станций. В 1965 г. В. Л. Шевцов приступил к научной деятельности в должности инженера Института технической теплофизики Академии наук Украины после окончания теплоэнергетического факультета КПИ. Там он занимался экспериментальными исследованиями закономерностей возникновения кризиса теплообмена при кипении охлаждающей воды в сборках ТВЭЛ. Результаты этой работы легли в основу расчетов систем охлаждения некоторых типов транспортных атомных реакторов и были защищены В. Л. Шевцовым в качестве кандидатской диссертации по специальности «Теплофизика».

Способности В. Л. Шевцова как экспериментатора в полной мере раскрылись в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, куда он был переведен в 1972 г. для исследования тепловых процессов в специальной электрометаллургии. Здесь он проводит обширные исследования теплофизических и энергетических характеристик электрошлакового процесса на экспериментальных и промышленных установках, разрабатывает методику расчета мощности, необходимой для выплавки слитков различной конфигурации с заданной производительностью.

Кроме того, В. Л. Шевцов проводит уникальные экспериментальные исследования теплофизических процессов в плавильном пространстве при электрошлаковом переплаве, определяет численные значения коэффициентов теплообмена между шлаковой и металлической ваннами, коэффициентов теплопередачи к охлаждающей воде и значения удельных тепловых потоков в различных участках кристаллизатора. Благодаря этому стало возможным введение новых граничных условий при математическом моделировании температурных полей электрошлаковых слитков разного типа, что позволило значительно повысить точность расчетов.

В. Л. Шевцов выявил пик теплового потока на стенку кристаллизатора в районе границы металлической и шлаковой ванн. На основе этого эффекта он создал и внедрил в производство теплотехническую систему контроля и автоматического регулирования уровня металла в подвижных кристаллизаторах, создал новые типы кристаллизаторов и поддонов с эффективными системами охлажде-

ния, работающими в конвективном режиме и режиме кипения. В промышленных условиях они обеспечили полную безопасность эксплуатации оборудования.

Виктор Львович Шевцов активно участвует и в технологических разработках. Он является одним из создателей новой разновидности электрошлакового процесса — электрошлаковой тигельной плавки. На ее основе он разработал, исследовал и внедрил в производство технологию центробежного электрошлакового литья, осуществляемую путем перелива во вращающуюся литейную форму металла со шлаком, расплавленных электрошлаковым способом в футерованном огнеупором тигле. В. Л. Шевцов доказал, что центробежные электрошлаковые литые заготовки не уступают по своим служебным свойствам заготовкам из деформированного металла. Виктор Львович Шевцов руководил созданием и внедрением в производство целой гаммы специализированных установок центробежного электрошлакового литья для производства широкой номенклатуры заготовок ответственного назначения.

В. Л. Шевцов автор более 200 научных работ и 4 монографий. Его разработки получили признание в мире. На них проданы лицензии в Японию, Швецию, США, Австрию, Индию и Болгарию.

В последнее время на основе электрошлакового литья В. Л. Шевцов организовал в Украине производство фонтанной арматуры высокого давления для добычи нефти и природного газа с большой глубины, что позволило полностью отказаться от приобретения этого дорогостоящего оборудования за рубежом. В. Л. Шевцов является научным руководителем инновационной фирмы «ИФ Элтерм», серийно производящей электрошлаковые литые заготовки ответственного назначения.

Сердечно поздравляем Виктора Львовича Шевцова с юбилеем, желаем ему крепкого здоровья и дальнейших научных достижений!

*Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
Фирма «ИФ Элтерм»
Редколлегия и редакция журнала
«Современная электрометаллургия»*





ДО 65-РІЧЧЯ СТВОРЕННЯ МЕТАЛУРГІЙНОГО ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНОГО ФАКУЛЬТЕТУ НАЦІОНАЛЬНОГО ТЕХНІЧНОГО УНІВЕРСИТЕТУ УКРАЇНИ «КПІ»

Метал є фундаментом економіки. Професія металурга в усі часи розвитку цивілізації завжди була однією із найважливіших і найпочесніших. У металургів ніколи не було і немає легких буднів. Робота, пов'язана з одержанням металевих зливків і відливок, покращенням якості металевих виробів потребує людей відданих, знаючих, творчих, енергійних і ініціативних.

Підготовка інженерів-металургів в Київському політехнічному інституті почалася на початку ХХ століття. Організатором металургійної спеціальності і керівником кафедри металургії протягом близько чверті століття був Василь Петрович Іжевський (1863–1926 рр.). Під його керівництвом підготовлено 156 інженерів-металургів.

Учнями В. П. Іжевського були І. П. Бардін, всесвітньо відомий вчений, легендарна особистість в історії вітчизняної металургії, віце-президент АН СРСР; М. П. Чижевський, академік АН СРСР; В. Ю. Васильєв, член-кореспондент АН УРСР; П. О. Епик, професор, завідувач кафедри аналітичної хімії в КПІ; М. І. Мозговой, який вперше в світі запропонував у провів в 30-і роки ХХ століття продувку рідкого чавуну киснем на Київському заводі «Більшовик».

Широку популярність отримали праці в області металургії і металознавства таких науковців: І. А. Феценко-Чопівського, В. А. Чернушевича, М. Г. Корсунського, С. М. Кармазіна, В. П. Машковця, М. Ф. Олексієнко, Ф. М. Шамрая.

Масштабна і цілеспрямована підготовка інженерів-металургів почалася в 1944 р., коли всесоюзний комітет зі справ Вищої школи при Раді Народних комісарів СРСР 7 жовтня 1944 р. видав наказ «Про створення металургійного факультету в Київському політехнічному інституті».

Ідею створення металургійного факультету в КПІ активно підтримували академік АН СРСР І. П. Бардін, президент АН УРСР О. О. Богомолець, член-кореспондент АН УРСР В. Ю. Васильєв, ректор КПІ О. С. Плигунов.

Першим деканом факультету (1944–1959 рр.) був Костянтин Ілліч Ващенко, якому доручили займатися оформленням всіх документів, підтриманням зв'язків з відповідними урядовими організаціями Москви і Києва.

Завдання факультету полягало у підготовці інженерів-металургів для промисловості і забезпеченні висококваліфікованими спеціалістами матеріалознавчих інститутів академії наук України.

В 1975 р. факультет отримав назву інженерно-фізичного.

Спочатку до складу факультету входили такі кафедри:

- ❖ «Металургія сталі і промислових печей», завідувачем кафедри призначено академіка АН України М. М. Доброхотова, якого в 1950 р. замінив професор В. І. Явойський;

- ❖ «Металургія чавуну і теорія металургійних процесів», завідувачем кафедри призначено члена-кореспондента АН України В. Ю. Васильєва;

- ❖ «Ливарного виробництва чорних і кольорових металів», завідувач кафедри доцент К. І. Ващенко, який у 1945 р. захистив докторську дисертацію і отримав звання професора;

- ❖ «Металознавства та термічної обробки металів», завідувач академік АН України В. М. Свешніков. У 1948 р. цю кафедру реорганізовано з утворенням двох кафедр: «Металознавство» під керівництвом академіка В. М. Свешнікова і «Термічна обробка металів» на чолі з професором В. Н. Гридневим. На основі цієї кафедри створено кафедру «Термічна обробка і фізика металів» у 1952 р. В 1963 р. ці дві кафедри з'єдналися. Тепер на інженерно-фізичному факультеті є кафедра «Металознавство і термічна обробка».

В середині 1950-х рр. підготовку інженерів з металургії чорних металів припинено, а кафедри «Металургія сталі і промислових печей» і «Металургія чавуну і теорії металургійних процесів», згідно відповідного рішення, скасовані, відкрито такі нові кафедри:

- ❖ в 1958 р. «Автоматизація металургійних процесів і печей», завідувач кафедри професор В. С. Кочо;

- ❖ в 1962 р. «Високотемпературні матеріали і порошкова металургія», завідувач кафедри член-кореспондент АН України Г. В. Самсонов;

- ❖ в 1975 р. «Фізика металів», завідувач кафедри професор О. В. Білоцький. Підготовку інженерів із спеціальності «Фізика металів» проводили з 1952 р. на кафедрі «Термічна обробка і фізика металів»;

- ❖ в 1977 р. «Фізико-хімічні основи технології металів», завідувач кафедри професор Д. Ф. Чернега.

Основне завдання цієї кафедри полягає в підвищенні теоретичної і прикладної підготовки студентів всіх спеціальностей факультету в області металургії. Без перебільшення можна вважати, що ця кафедра стала правоприменицею двох перших кафедр факультету: «Металургії чавуну і теорії металургійних процесів» та «Металургії сталі і промислових печей». У 1980 р. відповідно до наказу міністра вищої і спеціальної освіти СРСР В. П. Єлютіна на цій кафедрі розпочали підготовку інженерів із «Спеціальної електрометалургії» в порядку спеціалізації, а з 1997 р. організована спеціальність «Спеціальна металургія». Ідея організації цієї



спеціальності отримала активну підтримку президента АН УРСР, директора ІЕЗ ім. Е. О. Патона академіка Б. Є. Патона, міністра вищої і середньої спеціальної освіти УРСР, члена-кореспондента АН УРСР Г. Г. Єфіменка, ректора НТУУ «КПІ» академіка РАН і НАН України М. З. Згуровського.

Випускники факультету, а їх близько 10000, зробили значний внесок у розвиток науки металургійного, машинобудівного та інших напрямів виробництва.

В організації нових кафедр і спеціальностей брали активну участь академіки Б. Є. Патон, В. Н. Гриднєв, Б. І. Медовар, І. М. Федорченко, М. З. Згуровський, професори В. І. Шлюко, О. В. Білоцький.

Значна кількість випускників факультету (до 25%) отримали направлення на роботу в інститути АН України матеріалознавчого напрямку і в галузеві науково-технічні організації, де стали відомими вченими, керівниками відповідних відділів, в учбових закладах України вони займають посади проректорів, деканів, завідуючих кафедрами, професорів і доцентів, в металургійній і машинобудівній промисловостях працюють директорами заводів, головними інженерами, начальниками цехів.

Серед випускників факультету 9 академіків і 18 членів-кореспондентів (О. І. Дихне і В. І. Трефілов — академіки Російської академії наук; В. І. Трефілов, Ю. В. Найдич, В. В. Немошкаленко, В. В. Скороход, І. М. Карп, П. С. Кислий, В. Л. Найдек, С. О. Фірстов — академіки Національної академії наук України; Г. П. Борисов, В. П. Бондаренко, В. П. Гаврилюк, Г. Г. Гнесін, А. Я. Іщенко, Ю. М. Коваль, О. В. Курдюмов, Ю. Я. Мешков, Ю. В. Мільман, С. П. Ошкадьоров, Л. О. Позняк, С. І. Сидоренко, Ю. М. Солонін, В. М. Перелома, В. Ф. Хорунов, В. Т. Черепін, Д. Ф. Чернега — члени-кореспонденти НАН України; Р. О. Андрієвський — член-кореспондент Киргизької академії наук).

З березня 1973 до 2001 р. Інститутом проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України керував академік НАН України і російської АН Віктор Іванович Трефілов. Академік НАН України Володимир Володимирович Немошкаленко працював директором Інституту металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України (1989–2002 рр.). Академік НАН України Ігор Миколайович Карп з 1986 по 2002 р. керував Інститутом газу НАН України. Зараз він працює в цьому інституті почесним директором. Академік НАН України Володимир Леонтійович Найдек з 1988 р. — директор Фізико-технічного інституту металів і сплавів НАН України.

Академік Валерій Володимирович Скороход з 2002 р. успішно керує Інститутом проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України.

За кількістю академіків і членів-кореспондентів НАН України та інших академій випускники факультету КПІ займають перше місце серед факультетів технічних вузів України.

148 випускників факультету захистили докторські дисертації і 558 кандидатські (це далеко не повні дані).

Серед випускників факультету значна кількість видатних діячів науки і техніки — лауреати дер-

жавних премій СРСР і УРСР, премій Національної академії наук України, академій іноземних держав.

На факультеті приділяється виняткова увага створенню високоінтелектуального колективу викладачів для дбайливого виховання інженерних і наукових кадрів.

В різні періоди тут працювали відомі вчені-металурги і матеріалознавці — академіки АН УРСР М. М. Доброхотов, В. М. Свечніков, В. Н. Гриднєв, І. М. Федорченко; члени-кореспонденти НАН України В. Ю. Васильєв, В. Г. Самсонов, Г. Г. Єфіменко; професори К. І. Ващенко, В. І. Явойський, О. О. Сігов, В. Г. Пермьков, В. С. Кочо, О. В. Білоцький А. Ф. Чижський, І. Х. Труш, М. В. Білоус. З відповідальністю ставляться до виконання своїх обов'язків нинішні професори, доценти, і асистенти, основна частина яких є випускниками факультету.

Деканами факультету працювали професори К. І. Ващенко (1944–1959 рр.), А. Ф. Чижський (1959–1972 рр.), Д. Ф. Чернега (1972–1988 рр.), А. П. Сьомик (1988–2001 рр.), О. М. Бялік (2001–2005 рр.). Нині факультет очолює доктор технічних наук професор П. І. Лобода.

Значну увагу приділяють дружнім діловим стосункам деканата і кафедр з інститутами матеріалознавчого напрямку НАН України: Інститутом електрозварювання ім. Є. О. Патона, Фізико-технологічним інститутом металів і сплавів, Інститутом металофізики ім. Г. В. Курдюмова, Інститутом надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля, Інститутом матеріалознавства ім. І. М. Францевича, Інститутом газу.

Керівництво цих інститутів надає місця для проведення практики студентів, створює відповідні умови для підготовки до захисту дипломних робіт, виконання науково-дослідних робіт. Тісні творчі і навчальні зв'язки з академічними інститутами підтверджуються організацією філіалів кафедр.

Видатні вчені цих інститутів поєднують наукову діяльність і беруть участь у проведенні учбового процесу на факультеті: В. І. Трефілов, В. В. Скороход, В. В. Немошкаленко, Г. М. Григоренко, С. В. Ладохін, В. Т. Черепін, В. П. Бондаренко, С. П. Ошкадьоров, В. І. Дубодєлов та інші.

Випускники факультету працювали керівниками великих промислових підприємств. Це М. А. Будагянц — директор Лутугінського заводу прокатних валків; О. О. Герасименко — директор металургійного комбінату «Запоріжсталь»; С. А. Донской — директор Єрмаковського заводу феросплавів (Казахстан), Р. Л. Снежной — директор науково-дослідного інституту спеціальних способів литва (Одеса); В. Г. Удовенко — директор Нижньотатільського металургійного комбінату; О. В. Шокул — директор «Азовсталь», М. І. Бех — генеральний директор АТ «КАМАЗ». І це далеко не повні дані.

Нині кафедри факультету займаються підготовкою бакалаврів (4 роки навчання), спеціалістів (5,5 років), магістрів (6 років). На факультеті, крім 60 штатних викладачів, 39 працюють за сумісництвом. Це в основному співробітники академічних інститутів, доктори технічних наук, професори.

Д. Ф. Чернега



УКАЗАТЕЛЬ СТАТЕЙ, ОПУБЛИКОВАННЫХ В 2009 г.

Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
<i>Институту электросварки — 75! Состояние и перспективы развития специальной электрометаллургии</i>	3	Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Опробование технологии получения крупногабаритных отливок сложного профиля из жаропрочной стали 15X12H2MBФАБ способом центробежного электрошлакового литья	1
<i>Институту электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины — 75!</i>	4	Цыкуленко А. К., Федоровский Б. Б., Смолярко В. Б., Загоровский П. И., Медовар Л. Б., Рябинин В. А., Журавель В. М., Ярош В. М. Проблемы разлива жидкой стали с малой скоростью	3
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Гнатушенко А. В., Биктагиров Ф. К., Игнатов А. П., Грищенко Т. И. Качество кремниво-никелевой бронзы КН1-3 электрошлаковой выплавки из некомпактных отходов	4	Амелин А. И., Костенко В. И., Кругленко М. П., Пап П. А. Макросегрегация кислорода при кристаллизации слитков титана	4
Еремин Е. Н. Новая технология получения заготовок изделий из жаропрочных сплавов	4	Березос В. А., Ерохин А. Г. Рафинирование кремния способом электронно-лучевой плавки	3
Зайцев В. А., Медовар Л. Б. Подовые электроды дуговых печей постоянного тока	2	Курапов Ю. А., Дидикин Г. Г., Романенко С. М., Литвин С. Е. Наночастицы магнетита, полученные способом конденсации молекулярных пучков в вакууме	3
Истомин С. А., Рябов В. В., Пастухов Э. А. Электрохимическое восстановление ванадия и ниобия из оксидно-фторидных расплавов при электрошлаковом переплаве	3	Литвин С. Е., Дидикин Г. Г., Шурин Д. В., Полотнюк В. В. Магнитные материалы на основе микрослойных конденсатов Fe/Cu, полученных электронно-лучевым осаждением в вакууме	4
Компан Я. Ю., Назарчук А. Т., Петров Д. А., Белов А. М., Протокилов И. В. Интерметаллидное жароупрочнение сплавов титана, получаемых способом магнитоуправляемой электрошлаковой плавки	1	Мушеган В. О. Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена	4
Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Рябинин В. А. Получение расходуемых электродов из титановой губки для производства слитков способами ЭШП	3	Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. Перспективы использования титана в атомной энергетике Украины	2
Полещук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л., Бородин А. И. Электрошлаковое литье заготовок корпусов задвижек, работающих при высоком давлении	1	Полищук С. С., Теличко В. А., Устинов А. И. Формирование фаз со сложным кристаллическим строением в сплавах системы Al-Co при их осаждении из паровой фазы	1
Полещук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л., Бородин А. И. Электрошлаковое литье заготовок корпусов фланцевых задвижек с приплавом патрубков	2	Соловьев В. Г., Ланкин Ю. Н. Контроль и стабилизация уровня жидкого металла в кристаллизаторе при электронно-лучевой плавке	1
Полещук М. А., Соломийчук Т. Г., Григоренко Г. М., Шевцов В. Л., Пузрин Л. Г. Исследование области соединения в заготовках корпусов фланцевых задвижек высокого давления, полученных способом ЭШП с приплавом	4	Яковчук К. Ю., Дидикин Г. Г., Литвин С. Е., Грабин В. В. Твердые эрозиянностойкие покрытия системы Ti-B-C, осаждаемые в вакууме	1
Полещук М. А., Шевцов В. Л., Пузрин Л. Г., Круцан А. М., Радкевич А. И., Чучман М. Р. Выбор способа изготовления литых электрошлаковых корпусов фланцевых задвижек высокого давления в коррозионно-стойком исполнении	3	Олиховская Л. А., Мельниченко Т. В., Матвиенко Я. И., Устинов А. И. Фазовые превращения при нагреве многослойной фольги Al/Cu, полученной способом электронно-лучевого осаждения	2
Рябинин В. А., Гришко Ю. С., Саенко В. Я., Зайцев В. А., Журавель В. М., Ярош В. М. Извлечение меди из шлаков медеплавильного производства при использовании процессов ДШП и ЭШП	2	ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Рябцев А. Д., Троянский А. А., Давыдов С. И. Рафинирование титана от кислорода и азота при электрошлаковом переплаве	4	Константинов В. С., Шаповалов В. А., Давыдов С. И., Шварцман Л. Я., Теслевич С. М. Особенности технологии производства листового проката из отходов губчатого титана и изделий из него	2
Скрипник С. В. Об альтернативном способе производства крупногабаритных полых заготовок в газовом турбиностроении	2	Шаповалов В. А., Грищенко Т. И., Приходько М. С., Цыкуленко К. А., Мельник Г. А., Вислобоков О. М., Константинов В. С., Жиров Д. М., Колесниченко В. И. Исследование изменения структуры материала электродов плазменно-дуговых источников нагрева	1



Автор и название статьи	№ журнал
ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Егоров С. Г., Червоний И. Ф., Воляр Р. Н. Математическая модель влияния поля индуктора на коэффициент распределения примеси	3
Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А. Некоторые особенности создания устройств для диспергирования металлического расплава	2
Шаповалов В. А., Шейко И. В., Никитенко Ю. А. Получение быстрозакаленных сплавов способом диспергирования при ИПСК	3
Патон Б. Е., Шейко И. В., Шаповалов В. А. Индукционная плавка металлов в секционном кристаллизаторе	1
ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ	
Демчишин А. В., Голтвяница В. С., Голтвяница С. К., Кулак Л. Д., Токарев О. А., Автономов Г. А. Структура и свойства покрытий из Ti, Ti36Al, Ti/Al, полученных способом вакуумно-дугового испарения	2
Демчишин А. В., Миченко В. А., Автономов Г. А., Токарев О. А. Модифицированная вакуумно-дуговая установка "Булат-ЗТ"	3
Константинов В. С., Шаповалов В. А., Теслевич С. М., Давыдов С. И., Шварцман Л. Я. Получение расходуемых электродов из губчатого титана для переплава в гарнисажных литейных печах	2
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Андрienko А. Г., Гайдук С. В., Кононов В. В., Малашенко И. С. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32	4
Карпец М. В., Хижняк В. Г., Курило Н. А., Лесечко Д. В., Дятел Я. Н. Азототитанирование твердого сплава ВК8	4
Лакомский В. В., Григоренко Г. М. Подход к оценке основности шлакового расплава в системе газ-шлак-металл	2
Скульский В. Ю. К вопросу о легировании теплоустойчивой стали для высокотемпературных компонентов энергоблоков тепловых электростанций нового поколения	1
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ	
Гасик М. И., Сальников А. С., Пересащенко О. В., Лоза В. В. Разработка и промышленное освоение сквозной технологии производства кованых черновых осей из электростали EA1N (35Г)	4
Троянский А. А., Сияжков Р. В. Разработка системы мониторинга технологического процесса выплавки стали в дуговой сталеплавильной печи	1
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ	
Найдек В. Л., Костяков В. Н., Волошин А. А. Плазменные приставки для интенсификации металлургических процессов в индукционных печах	2

Автор и название статьи	№ журнал
Шаповалов В. А., Буришев В. Р., Биктагиров Ф. К., Украинец А. И., Брагин М. А., Пудиков В. Н., Константинов В. С., Степаненко В. В., Пешков А. Н. Переработка стружки жаропрочной стали ЭП609-III способом компактирования под электрическим током с последующим электрошлаковым переплавом	3
ИНФОРМАЦИЯ	
А. К. Цыкуленко — 70	3
Аснис Е. А., Шулым В. Ф., Пискун Н. В., Статкевич И. И. К 25-летию сварки в открытом космосе	3
Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2009 в СНГ»	2
В. Л. Шевцову — 70	4
Б. В. Данильченко — 70 лет	2
Войнарович С. Г., Хаскин В. Ю. День науки в ИЭС им. Е. О. Патона	3
В. Н. Бернадскому — 80 лет	1
Григоренко С. Г. V Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»	2
90 лет Национальной академии наук Украины (О юбилейной сессии Общего собрания НАН Украины)	1
Дмитрик В. В. Международная конференция «HIGH MAT TESH – 2009»	4
Зельниченко А. Т. Открытие Российско-Германского центра лазерных технологий	4
Иванова Н. Л. 11-я Международная научно-практическая конференция в Санкт-Петербурге	3
И. С. Малашенко — 70 лет!	2
Коваленко В. С., Зельниченко А. Т. 4-я Международная конференция по лазерным технологиям	3
К 70-летию Г. М. Григоренко	3
К 80-летию со дня рождения и 55-летию научной и педагогической деятельности Михаила Ивановича Гасика	3
Липодаев В. Н., Зельниченко А. Т. Международная конференция «Сварка и родственные технологии — в третье тысячелетие»	1
Календарь конференций и выставок в 2009 г.	1
Международная компания «АНТАРЕС»	3
ЗАО «НКМЗ» — 75!	4
Новые разработки МК «АНТАРЕС»	4
Открытие мемориальных досок	4
Памяти Д. А. Дудко	1
Памяти В. Ю. Орловского	1



УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Автономов Г. А., №2,3

Амелин А. И., №4

Андриенко А. Г., №4

Аснис Е. А., №3

Ахонин С. В., №2(2)

Белов А. М., №1

Березос В. А., №3

Биктагиров Ф. К., №3,4

Бородин А. И., №1,2

Брагин М. А., №3

Бурнашев В. Р., №3

Вислобоков О. М., №1

Войнарович С. Г., №3

Волошин А. А., №2

Воляр Р. Н., №3

Гайдук С. В., №4

Гасик М. И., №4

Гнатушенко А. В., №4

Голтвяница В. С., №2

Голтвяница С. К., №2

Григоренко Г. М., №2,4

Григоренко С. Г., №2

Гришко Ю. С., №2

Грищенко Т. И., №1,4

Давыдов С. И., №2(2),4

Демчишин А. В., №2,3

Дидикин Г. Г., №1,3,4

Дятел Я. Н., №4

Егоров С. Г., №3

Еремин Е. Н., №4

Ерохин А. Г., №3

Жиров Д. М., №1

Журавель В. М., №2,3

Загоровский П. И., №3

Зайцев В. А., №2(2)

Зельниченко А. Т., №1,3,4

Иванова Н. Л., №3

Игнатов А. П., №4

Истомин С. А., №3

Карпец М. В., №4

Коваленко В. С., №3

Компан Я. Ю., №1

Кононов В. В., №4

Константинов В. С., №1,

2(2),3

Костенко В. И., №4

Костяков В. Н., №2

Кругленко М. П., №4

Круцан А. М., №3

Кулак Л. Д., №2

Курапов Ю. А., №3

Курило Н. А., №4

Лакомский В. В., №2

Ланкин Ю. Н., №1

Лесечко Д. В., №4

Липодаев В. Н., №1

Литвин С. Е., №1,3,4

Лоза В. В., №4

Малашенко И. С., №4

Матвиенко Я. И., №2

Медовар Л. Б., №2,3(2)

Мельник Г. А., №1

Мельниченко Т. В., №2

Миченко В. А., №3

Мушегян В. О., №4

Найдек В. Л., №2

Назарчук А. Т., №1

Никитенко Ю. А., №2,3

Олиховская Л. А., №2

Пап П. А., №4

Пастухов Э. А., №3

Патон Б. Е., №1,2

Пересащенко О. В., №4

Петров Д. А., №1

Пешков А. Н., №3

Пискун Н. В., №3

Полещук М. А., №1,2,3,4

Полищук С. С., №1

Приходько М. С., №1

Протокилов И. В., №1

Пудиков В. Н., №3

Пузрин Л. Г., №1,2,3,4

Радкевич А. И., №3

Романенко С. М., №3

Рябинин В. А., №2,3(2)

Рябов В. В., №3

Рябцев А. Д., №4

Саенко В. Я., №2,3

Сальников А. С., №4

Синяков Р. В., №1

Скрипник С. В., №1,2

Скульский В. Ю., №1

Смолярко В. Б., №3

Соловьев В. Г., №1

Соломийчук Т. Г., №4

Статкевич И. И., №3

Степаненко В. В., №3

Теличко В. А., №1

Теслевич С. М., №2(2)

Токарев О. А., №2,3

Тригуб Н. П., №2

Троянский А. А., №1,4

Украинец А. И., №3

Устинов А. И., №1,2

Федоровский Б. Б., №3

Хаскин В. Ю., №3

Хижняк В. Г., №4

Цыкуленко А. К., №3

Цыкуленко К. А., №1

Червоный И. Ф., №3

Чернега Д. Ф., №1,4

Чучман М. Р., №3

Шаповалов В. А., №1(2),
2(3),3(2)

Шварцман Л. Я., №2

Шварцман С. И., №2

Шевцов В. Л., №1,2,3,4

Шейко И. В., №1,2,3

Шулым В. Ф., №3

Шурин Д. В., №4

Яковчук К. Ю., №1

Ярош В. М., №2,3

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

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

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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

Телефоны и факсы редакции журнала «Современная электрометаллургия»:

тел.: (38044) 271-22-07, 529-26-23,

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

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала

Срок подписки с

201 г. по

201 г. включительно

Фамилия И. О.

Компания

Должность

Тел., факс, E-mail

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

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

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

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

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

Вклейки после 2-й

и перед 3-й страницами обложки

Страница (200×190 мм) — 400 \$

Внутренняя вклейка

Разворот А3 (400×290 мм) — 570 \$

Страница (200×290 мм) — 340 \$

1/2 страницы (200×145 мм) — 170 \$

Черно-белая реклама

1 полоса (170×250 мм) — 80 \$

1/2 полосы (170×125 мм) — 50 \$

1/6 полосы (80×80 мм) — 15 \$

• Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

• Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

• Статья на правах рекламы — 50 % стоимости рекламной площади

• Предусмотрена система скидок: при размещении рекламы в 2 номерах — 10 %;

при размещении рекламы в 4 номерах — 20 %

Технические требования к рекламным материалам

• Размер журнала после обрезки 200×290 мм

• В рекламных макетах для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате PC

• Corell Draw, версия до 10.0

• Adobe Photoshop, версия до 7.0

• QuarkXPress, версия до 5.0

• Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Подписано к печати 07.12.2009. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

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

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