

**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. Петрунко,
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 Гаммаль (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

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Давидченко С. В., Логозинский И. Н., Билоник И. М., Сальников А. С., Казаков С. С., Гасик М. И., Кузьменко А. Ю. Разработка и исследе- дование технологии выплавки слитка ЭШП диаметром 800 мм без поверхностных дефектов	3
Ратиев С. Н., Рябцева О. А., Троянский А. А., Рябцев А. Д., Давыдов С. И., Шварцман Л. Я. Легирование титана кислородом из газовой фазы при камерном электрошлаковом переплаве титановой губки	8
Скрипник С. В., Чернега Д. Ф. Получение слитков жаропрочного сплава ХН73МБТЮ способом ЭШП отходов прокатного производства	13
Мужиченко А. Ф., Полещук М. А., Шевцов В. Л. Математическое моделирование тепловыделения в шлаковой ванне при электрошлаковом литье с приплавлением фланцевых задвижек	17
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ Устинов А. И., Скородзиевский В. С., Тараненко В. Н., Теличко В. А. Диссипативные свойства нанокompозитов на основе системы Fe-Cu	21
Мушегян В. О. Исследование металла слитков, полученных из восстановленного концентрата молибдена способом ЭЛПЕ	25
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ Бурнашев В. Р., Шаповалов В. А. Предварительное раскисление хромистых сталей, выплавленных в плазменно-дуговой печи с керамическим подом	29
ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА Письменный А. С., Баглай В. М., Письменный А. А., Рымар С. В. Интенсификация потоков расплавленного металла в жидкой ванне при индукционном нагреве	34
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Малашенко И. С., Грабин В. В., Трохимченко В. В., Червякова Л. В. Прочность и микроструктура паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием комплексных бор- и кремнийсодержащих припоев	40
Ливицкий М. М., Грыцкий Я. П. SPECTRO xSORT — ручной рентгенофлуоресцентный спектрометр для быстрого и точного анализа металлов на изделии	52
ИНФОРМАЦИЯ Мартынов В. В., Монжеран Ю. П., Можаровский А. Г., Лебедев Б. Б., Смитюх Г. Е., Чайка Н. В., Иванов А. М. Высоковольтный источник питания для электронно-лучевого нагрева	57
Ахонин С. В. Международная конференция «Ti-2010 в СНГ»	60
Зельниченко А. Т. Пятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	62
А. Г. Богаченко — 70	63

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ

КП «Запорожский титано-магниевого комбинат»

ООО «Международная компания «АНТАРЕС»

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

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Davidchenko S. V., Logozinsky I. N., Bilonik I. M., Salnikov A. S., Kazakov S. S., Gasik M. I., Kuzmenko A. Yu. Development and investigation of technology of melting ESR ingot of 800 mm diameter without surface defects 3

Ratiev S. N., Ryabtseva O. A., Troyansky A. A., Ryabtsev A. D., Davydov S. I., Shvartsman L. Ya. Titanium alloying with oxygen from gas phase in chamber-type electroslag remelting of titanium sponge 8

Scripnik S. V., Chernega D. F. Producing ingots of heat-resistant alloy KhN73MBTYu using method of ESR of wastes of rolling production 13

Muzhichenko A. F., Poleshchuk M. A., Shevtsov V. L. Mathematical modeling of heat evolution in slag pool in electroslag casting with melting-on of flange-type stop valves 17

ELECTRON BEAM PROCESSES

Ustinov A. I., Skorodzievsky V. S., Taranenko V. N., Telichko V. A. Dissipation properties of nanocomposites on Fe-Cu system base 21

Mushegyan V. O. Investigation of metal of ingots produced from recovered concentrate of molybdenum using ESCH melting method 25

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Burnashev V. P., Shapovalov V. A. Preliminary deoxidizing of chromium steels melted in plasma-arc furnace with a ceramic hearth 29

VACUUM-INDUCTION MELTING

Pismennyi A. S., Baglai V. M., Pismennyi A. A., Rymar S. V. Intensification of flows of molten metal in pool at induction heating 34

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Belyavin A. F., Kurenkova V. V., Malashenko I. S., Grabin V. V., Trokhimchenko V. V., Chervyakova L. V. Strength and microstructure of ZhS6U alloy brazed joints produced using complex boron- and silicon-containing brazing alloys 40

Livitsky M. M., Grytskiv Ya. P. SPECTROxSORT — Manual X-ray fluorescent spectrometer for express and precise analysis of metals on product 52

INFORMATION

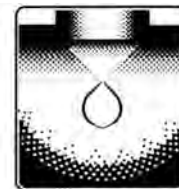
Martynov V. V., Monzheran Yu. P., Mozharovsky A. G., Lebedev B. B., Smityukh G. E., Chaika N. V., Ivanov A. M. High-voltage power source for electron beam heating 57

Akhonin S. V. International Conference «Ti-2010 in CIS» 60

Zelnichenko A. T. The V International Conference «Mathematical Modelling and Information Technologies in Welding and Related Processes» 62

A. G. Bogachenko is 70 63

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



УДК 669.187.087:621.791.796

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ВЫПЛАВКИ СЛИТКА ЭШП ДИАМЕТРОМ 800 мм БЕЗ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ

**С. В. Давидченко, И. Н. Логозинский, И. М. Билоник,
А. С. Сальников, С. С. Казаков,
М. И. Гасик, А. Ю. Кузьменко**

Представлены результаты экспериментальных исследований влияния различных электрических режимов ведения плавки ЭШП на качество поверхности слитков электрошлакового переплава. Установлен электрический режим, обеспечивающий выплавку слитков ЭШП без дефектов поверхности.

Results of experimental investigations of effect of different electric parameters of ESR melting on quality of surface of ERS ingots are presented. The electric condition is set providing melting of ESR ingots without surface defects.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; вводимая мощность; качество поверхности; пережимы; гофры; расходующий слиток-электрод; электрический режим

ОАО «Электрометаллургический завод «Днепро-спецсталь» является одним из крупнейших предприятий Украины по производству специальных сталей и сплавов способами специальной электрометаллургии. Сталеплавильный цех завода имеет большой опыт выплавки слитков ЭШП различных профиля и массы для производства сортовой и листовой металлопродукции. Существующий здесь парк кристаллизаторов разнообразен, что дает возможность производить слитки ЭШП по массе и сечению в широком диапазоне: сортовые слитки массой от 1,0 до 4,3 т, листовые — массой от 9 до 20 т (таблица). Это позволяет заводу удовлетворять требования потребителей металлопродукции ответственного назначения преимущественно на катаный сорт и лист.

Для изготовления крупногабаритных штампов требуются поковки больших сечений из инструментальных сталей. В связи с этим разработка технологии получения нового слитка ЭШП для производства поволоков была одним из приоритетных направлений. Но для производства таких поволоков необходим слиток ЭШП массой не менее 5,8 т. При определении массы слитка и кристаллизатора для

ЭШП исходили из производственных условий и возможностей имеющегося оборудования. Одновременно решались следующие задачи:

- выплавка исходного металла и изготовление расходующих электродов необходимой массы и сечения;
- разработка технологий ЭШП выбранного расходующего электрода и термообработки слитка;
- разработка технологииковки слитка ЭШП в кузнечно-прессовом цехе;
- модернизация печи ЭШП.

Сечение и масса слитков ЭШП

Тип слитка	Диаметр слитка, мм	Масса слитка (максимальная), т	Сечение кристаллизатора, мм	Масса слитка (максимальная), т
Сортовой	300	1,0	350×350	1,5
	460	1,8	415×415	2,2
	800	Не определено	500×500 565×565	3,8 4,3
Листовой	—	—	650×1100	9,0
	—	—	650×350	11,5
	—	—	650×1480	12,5
	—	—	700×1450	20,0

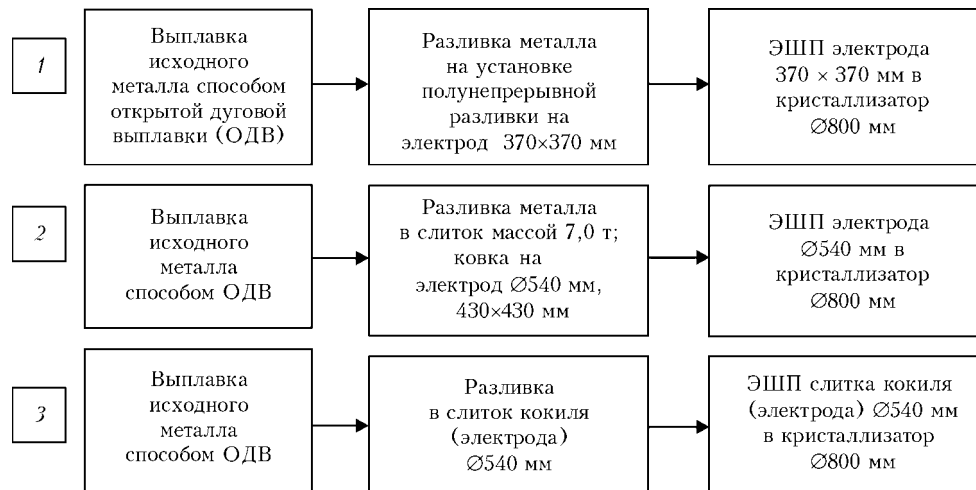


Рис. 1. Схемы (1–3) изготовления электродов в период освоения технологии выплавки слитка ЭШП диаметром 800 мм

С учетом изложенных требований выбрали кристаллизатор диаметром 800 мм с максимальной массой выплавляемого слитка 6 т. В сталеплавильном цеху имеются различные модификации печей ЭШП: ОКБ-905, ОКБ-1065, ЭШП-20-ВГ. Ранее проводилась работа по освоению ковальной металлопродукции требуемого сортамента из листового слитка массой 9 т. Выплавка в печи ЭШП-20-ВГ и ковка этого слитка, предназначенного для производства листа, не привела к желаемым результатам.

Наиболее подходящим агрегатом с точки зрения организации производства выплавки данного слитка была одноколонная печь ЭШП ОКБ-1065 после проведенной модернизации. Поэтому разработку технологии и освоение выплавки слитка решили выполнить в печи ОКБ-1065, оснащенной регулятором типа АРШМТ по классической одноэлектродной схеме переплава.

В процессе проведения модернизации выполнили следующие работы:

на суппорт печи и поддон поместили дополнительные водоохлаждаемые кабели;

установили тележку поддона, специально разработанную и изготовленную для выплавки слитка ЭШП диаметром 800 мм;

изготовили и установили поддон увеличенного размера с водяным охлаждением щелевого типа;

изменили на печи конструкцию узла механизма подъема электрододержателя, поскольку для получения слитка массой 5,8 т длина электрода 370×370 мм увеличилась на 2 м.

При определении схемы производства слитка диаметром 800 мм прорабатывали весь технологический цикл — от выплавки исходного металла и изготовления электрода до выплавки слитка ЭШП, его термообработки иковки.

Экономическая эффективность процесса ЭШП, качество металла слитка и его поверхности в значительной мере зависят от соотношения размеров электрода и кристаллизатора. Согласно рекомендациям работы [1], для слитков массой более 4 т оптимальный коэффициент заполнения должен составлять 0,60... 0,75. Для выполнения этого требо-

вания при выплавке слитка диаметром 800 мм электрод должен иметь диаметр 500... 600 мм. Получить его в условиях ОАО «Днепроспецсталь» можно только способомковки или с применением разливки в составные кокильные изложницы.

Изготовление электрода способомковки добавляет еще один дорогостоящий передел, увеличивающий себестоимость металла ЭШП.

Электрод, изготовленный путем применения разливки металла в кокиль с получением слитка-электрода, является как с точки зрения технологии ЭШП, так и по способу производства, размерам, геометрическим параметрам и массе (6,2... 6,5 т) наиболее предпочтительным. В то же время наряду с положительными аспектами применения слитка диаметром 500... 600 мм, получаемого способом разливки в кокиль, в качестве электрода для ЭШП имеются следующие факторы, сдерживающие его использование:

необходимость удаления прибыльной части с усадкой перед ЭШП, что приводит к потерям металла и снижению выхода годного;

отсутствие технической возможности приварки к электроду переходной инвентарной головки сечением 370×370 мм;

затраты на приобретение нового или реконструкцию имеющегося сварочного оборудования;

затраты на приобретение кокильных изложниц для разливки металла.

Положительно зарекомендовавшая себя технология позволяет производить на установке полунепрерывной разливки стали литые электроды сечением 370×370 мм или диаметром 405 мм для выплавки слитков массой 4,3 т. При ЭШП таких электродов в кристаллизатор диаметром 800 мм коэффициент заполнения является на 15... 20 % меньшим, чем с электродом диаметром 580 мм.

Одно из преимуществ данной схемы, по сравнению с другими вариантами, заключается в отсутствии необходимости в финансовых вложениях в разработку технологии и организацию производства нового расходуемого электрода. Данный вари-

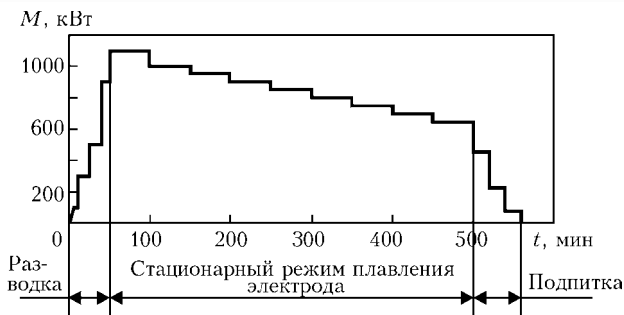


Рис. 2. Классический дифференцированный режим ведения плавки ЭШП в кристаллизатор 565×565 мм; M – вводимая мощность; t – время от включения печи

ант технологической схемы производства слитков ЭШП приняли к дальнейшей разработке.

Таким образом, разработка технологии производства исходного металла под последующий ЭШП для выплавки слитков диаметром 800 мм осуществлялась по следующим трем направлениям (рис. 1):

выплавка исходного металла в печах ОДВ с разливкой его в установке полунепрерывной разливки стали на электроды 370×370 мм;

выплавка исходного металла в печах ОДВ путем разливки в составные кокильные изложницы с получением слитка массой 7 т; ковка полученного слитка на электрод диаметром 500 мм или сечением 430×430 мм;

выплавка исходного металла в печах ОДВ и разливка его в кокиль диаметром 580 мм с получением слитка-электрода.

При разработке нового электрического режима за основу приняли классический дифференцированный режим плавки [2], хорошо зарекомендовавший себя при ЭШП в кристаллизатор сечением 565×565 мм (рис. 2). Предварительно по методике, описанной в работе [3], выполнили расчет режимов вводимой при ЭШП мощности для трех ранее оговоренных вариантов технологии переплава (рис. 1).

Однако с целью обеспечения выполнения технологических требований при выплавке слитка ЭШП диаметром 800 мм с электродами сечением 370×370 мм, диаметром 500... 600 мм, как показали расчетные данные, потребуется электрическая мощность на 15... 40 % большая, чем для слитка сечением 565×565 мм.

Выплавку первых опытных слитков ЭШП диаметром 800 мм начали с ЭШП литых электродов 370×370 мм сталей 4Х5МФС, 4Х5МФ1С и 4Х5М3Ф по расчетным классическим дифференцированным режимам на флюсе АНФ-6. Количество флюса определяли исходя из сопротивления шлаковой ванны, поддерживаемого регулятором типа АРШМТ для устойчивого ведения плавки по току. На первых 10 опытных плавках опробовали расчетный режим введения мощности (рис. 3, кривая 2).

После извлечения слитков из кристаллизатора на их поверхности зафиксированы пережимы и гофры (рис. 4). Последние представляли собой волнистую поверхность, во впадинах которой находился шлак с глубиной залегания до 60 мм. Дефект распола-

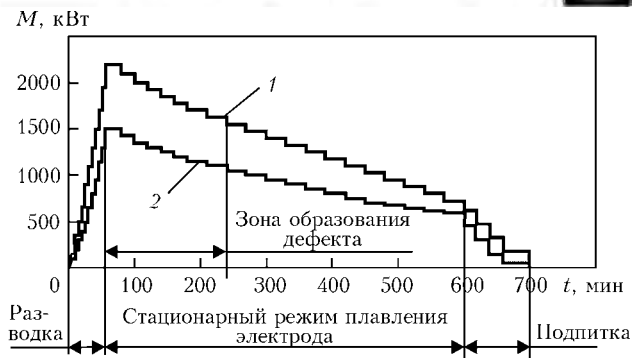


Рис. 3. Графики опытных режимов ЭШП в кристаллизатор диаметром 800 мм: 1, 2 – вводимые мощности соответственно максимальная и минимальная

гался по высоте слитка практически в одной и той же зоне.

Часть слитка, начиная от торца донной части (150... 300 мм), не имела дефектов, затем начинались пережимы с гофрами по длине 250... 600 мм. На верхней части слитка дефекты поверхности отсутствовали.

При длине слитка 1700 мм поверхность с дефектами составляла до 30 % и более. Чаще всего проявление дефектов обнаружено на слитках из инструментальных сталей ледебуритного класса Х12-Ш, Х12В-Ш, Х12МФ-Ш. Как показали дальнейшие исследования, более сильное проявление пережимов и гофр на стали ледебуритных марок, по сравнению с другими, обусловлено их теплофизическими свойствами.

С целью устранения дефектов исследовали влияние на их образование путем ведения плавки на увеличенной мощности, которую первоначально подняли на 10... 15 %, а затем довели до максимально возможной для печи ОКБ 1065 – повысили на 30... 40 % от первоначальной (рис. 3, кривая 1). При этом опробовали режим с выдержкой до 3 ч на максимальной мощности в начальный период плавки после выхода на режим плавления.

Проведенная корректировка электрического режима направлена на оптимизацию температуры шлаковой ванны и предотвращение образования пережимов и гофр на слитке. Среднюю фазу плавки и ее окончание, как видно из графиков мощности, проводили на умеренных значениях.

Опробовали ЭШП различных марок стали Х12, Х12В, Х12МФ, 95Х5ГМ, 4Х5МФС, 4Х5МФ1С, 5ХН2МФ и др. На вновь выплавленных опытных слитках на тех же участках образовались пережимы и гофры, что обусловлено температурными условиями плавильного пространства [4].

Многолетний опыт производства слитков ЭШП меньшей массы, например 4,3 т, сталей аналогичных марок свидетельствует об отсутствии одних и тех же дефектов поверхности, образующихся при дифференцированном режиме переплава при различном уровне вводимой мощности.

Слитки с некачественной поверхностью дляковки непригодны, при их деформации происходит развитие дефектов с образованием грубых рванин

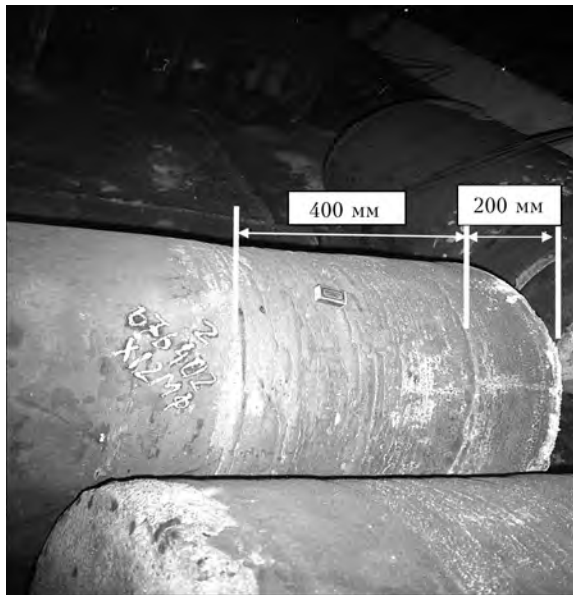


Рис. 4. Пережимы и гофры на первых слитках ЭШП диаметром 800 мм, выплавленных по опытным режимам

на поковках. Устранение дефектов на слитке путем зачистки или лезвийной обработки перед деформацией не снимает проблему.

Удаление дефектов поверхности на машине абразивной зачистки вызывает напряжения и образование на них трещин, к которым особенно склонны ледобуритные и штамповые стали. После этой операции требуется повторный отжиг.

При лезвийной обработке снимается поверхностный слой металла слитка, что крайне нежелательно, поскольку это отрицательно сказывается при его ковке и приводит к образованию дефектов поверхности. Дополнительный расход металла способствует значительному повышению себестоимости металла ЭШП. Производство такого слитка является неконкурентоспособным.

Таким образом, выбранные электрические режимы ЭШП электрода сечением 370×370 мм в процессе плавки на увеличенной мощности не приводят к устранению дефектов при выплавке слитков диаметром 800 мм. Изменение мощности в начальном периоде плавления электрода влияет на начало об-

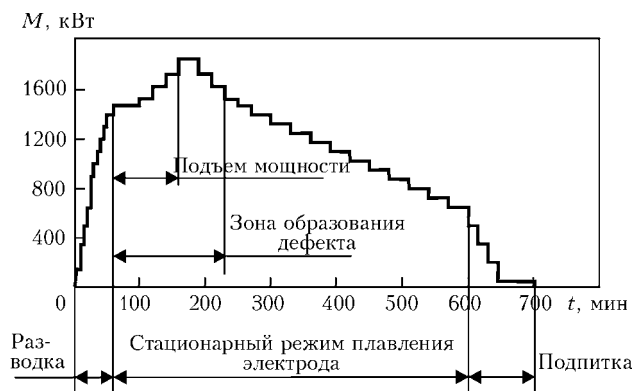


Рис. 5. График режима ЭШП с подъемом вводимой мощности в кристаллизатор диаметром 800 мм в начальный период



Рис. 6. Слитки ЭШП диаметром 800 мм стали X12MФ-Ш, выплавленные при ЭШП электрода сечением 370×370 мм с подъемом вводимой мощности

разования пережимов и гофр, т. е. смещается зона их расположения по высоте слитка вверх или вниз.

С целью уточнения опробованных технологических режимов переплава и их влияния на качество поверхности слитков ЭШП диаметром 800 мм провели серию плавов с использованием расходуемых электродов большего сечения (430×430 мм) и литых в кокиль диаметром 580 мм по расчетным режимам. На поверхности слитков в той же зоне образовались еще более грубые пережимы и гофры на слитках сталей всех марок, но наиболее глубокие по-прежнему были на слитках из ледобуритных сталей типа X12-Ш.

Образование на слитках грубых дефектов при ЭШП с увеличенным коэффициентом заполнения обусловлено условиями формирования слитка и ЭШП расходуемого электрода. Для решения проблемы ведения плавки с увеличенным коэффициентом заполнения в печи ОКБ-1065, имеющей систему автоматического управления АРШМТ и отсутствие запаса мощности печного трансформатора, требуются иные технические решения и технологические способы.

Анализ технологических особенностей вариантов электрошлакового переплава в кристаллизатор диаметром 800 мм по одноэлектродной схеме переплава на печи ОКБ 1065 показал, что для получения слитка ЭШП без дефектов необходимо введение мощности по иному алгоритму, т. е. совершенно новому электрическому режиму. С этой целью изменили график мощности введения и построили режим так, чтобы он мог обеспечить достаточный разогрев шлаковой ванны и расходуемого электрода непосредственно в зоне образования пережимов и гофр. Для этого расчетным способом определили участок плавки во времени, при котором на слитке образуются дефекты, и построили новый график изменения мощности по ходу плавки.

Новый режим отличается от базового классического дифференцированного не снижением мощности в начальный период плавки, а наоборот, ее повышением на 30 % и более (рис. 5) [5]. Первые опытные плавки в кристаллизатор диаметром 800 мм, проведенные по специальному режиму с повышением вводимой мощности при ЭШП электрода сечением



370×370 мм, дали положительный результат. Выплавленные слитки не имели пережимов и гофр, качество их поверхности соответствовало стандартному уровню аналогично слиткам сечением 565×565 мм и массой 4,3 т (рис. 6).

Деформационный передел слитков прошел без замечаний. Поковки не имели дефектов, связанных с качеством поверхности слитков, металл по всем показателям качества соответствовал требованиям нормативной документации и был отгружен заказчику.

В связи с тем, что с применением нового электрического режима ведения плавки получены положительные результаты по качеству как поверхности слитка диаметром 800 мм, так и металла ЭШП в целом, принято решение о внедрении данной технологии в производство.

Выводы

1. Изменение мощности от минимальной до максимальной в начальный период плавления расходующих электродов сечением 370×370 мм в печи ОКБ 1065 на флюсе АНФ-6 в кристаллизатор диаметром 800 мм не приводит к получению слитка без дефектов поверхности в виде пережимов и гофр.

2. Ступенчатое увеличение мощности после выхода на стационарный режим плавления электрода в течение 10...30 % периода его плавления до 25 % от первоначального позволяет получать слитки ЭШП диаметром 800 мм без дефектов поверхности.

3. Наименее затратной и наиболее приемлемой технологией из трех разрабатываемых вариантов (рис. 1) изготовления слитков ЭШП диаметром 800 мм с точки зрения организации производства

зарекомендовала себя технология ЭШП электрода сечением 370×370 мм.

4. По разработанной технологии ведения плавки выплавлено в 2007–2008 гг. более 4 тыс. т слитков ЭШП диаметром 800 мм сталей различных марок (Х12МФ-Ш, Х12(В)-Ш, 4Х5МФ(1)С-Ш, ЭП609-Ш, ЭИ961-Ш, 95Х5ГМ-Ш и др.), изготовлено более 2,5 тыс. т поковок различных сечений диаметром до 600 мм и полос до 300×800×2000 мм, качество металла которых соответствует требованиям нормативной документации. Металл аттестован и отгружен потребителю.

5. Оригинальность разработанной технологии электрического режима ЭШП подтверждена Государственным департаментом интеллектуальной собственности, Государственным предприятием «Украинский институт промышленной собственности» [5].

1. *Выбор* рациональных значений плавильного пространства и электродов с использованием математической модели ЭШП / И. В. Бочарников, Ю. А. Скосягин, Е. Д. Гладкий, Г. П. Кагановский // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 2. — С. 22–26
2. *Глебов А. Г., Мошкевич Е. И.* Электрошлаковый переплав. — М.: Металлургия, 1985. — С. 214–217.
3. *Миронов Ю. М., Тарасов В. А.* Расчет электрического поля шлаковой ванны одноэлектродной электрошлаковой печи // Спец. вопр. электротермии. — 1975. — Вып. 3. — С. 35–53.
4. *Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве* / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, Г. С. Маринский и др. — Киев: Наук. думка, 1978. — 302 с.
5. *Пат. 21520* Украина, МПК С22В 9/18. Способ ведения плавки при электрошлаковом переплаве / С. В. Давиденко, А. С. Сальников, А. Е. Коваль и др. — Опубл. 13.03.2007, Бюл. № 3.

ОАО «Электрометаллургический з-д
«Днепроспецсталь», Запорожье
Поступила 31.03.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

16–17 июня 2010 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев) состоится украинско-немецкий семинар на тему «Плазменные и электронно-лучевые технологии для защитных покрытий».

Тема семинара соответствует такому приоритетному направлению, как «Новые материалы и производственные технологии», развиваемому федеральным министерством образования и науки Германии в рамках научно-технического сотрудничества с Украиной. Проект запланирован как пилотный и призван поддержать интернационализацию малых и средних предприятий. Он должен содействовать практической реализации стратегии интернационализации.

Семинар предусматривает обмен информацией по указанной теме специалистов как предприятий, так и научных учреждений. Основной круг участников семинара будет включать ученых и специалистов, производителей и пользователей функциональных изделий с оптимизированными трибологическими свойствами, а также специалистов, работающих в таких секторах производства, как автомобилестроение и пр. В рамках семинара будут представлены также стендовые доклады и предоставлена возможность для кооперационных переговоров.

*Контакты: тел./факс: (044) 289 22 02. E-mail: Yu.kon@paton.kiev.ua.
Зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
проф. Константин Андреевич Ющенко*



ЛЕГИРОВАНИЕ ТИТАНА КИСЛОРОДОМ ИЗ ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПРИ КАМЕРНОМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ПЕРЕПЛАВЕ ТИТАНОВОЙ ГУБКИ

С. Н. Ратиев, О. А. Рябцева, А. А. Троянский,
А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, Л. Я. Шварцман

Рассмотрена возможность использования газообразного кислорода в качестве легирующего компонента в процессе камерного электрошлакового переплава титановой губки. Экспериментально показано, что переплав в аргонокислородной атмосфере позволяет равномерно вводить значительное количество кислорода в титан, изменять структуру и свойства последнего.

The possibility of application of gaseous oxygen as an of alloying component in the process of a chamber-type electroslag remelting of titanium sponge is considered. It was experimentally shown that remelting in argon-oxygen atmosphere allows uniform adding of considerable amount of oxygen into titanium, change of structure and properties of the latter.

Ключевые слова: титан; легирование; титановая губка; кислород; электрошлаковый переплав; аргонокислородная смесь

Среди перспективных конструкционных материалов, освоенных в последние годы промышленностью, особое место занимает титан и его сплавы [1, 2]. Непрерывное расширение сферы применения этих материалов в различных отраслях техники объясняется благоприятным сочетанием их физико-химических свойств.

Наряду с увеличением объема производства титана достигнуто и улучшение его качества. Снижение содержания вредных примесей способствует повышению пластичности и вязкости материала, уменьшению чувствительности к надрезам и другим дефектам. С другой стороны, повышение чистоты титана приводит к снижению уровня его прочностных характеристик и, как следствие, — осложняет получение марочных сплавов.

К основным примесям технически чистого титана, оказывающим существенное влияние на его свойства, относятся газы (кислород, азот и водород). Следует выделить кислород, который, в отличие от азота и водорода, оказывает не только негативное, но и положительное влияние на свойства титана [3–5]. Имея малый атомный радиус, он образует широкие области растворов внедрения с α - и β -модификациями титана.

Область α -растворов охватывает концентрацию от 0 до 34 ат. % кислорода без каких-либо фазовых превращений и нарушений гомогенности структуры этих растворов. Предельная растворимость кисло-

рода в β -Ti при температуре перитектики 1740 °C составляет лишь 6 ат. %. Различная растворимость кислорода в двух модификациях титана объясняется тем, что при внедрении атомов кислорода в пустоты ОЦК-решетки β -Ti возникает значительно больше искажений, чем при внедрении тех же атомов в октаэдрические пустоты ГПУ-решетки β -Ti.

Кислород повышает температуру $\alpha \rightarrow \beta$ -превращения и расширяет температурную область α -фазы, т. е. является α -стабилизатором. В пределах концентрационного поля твердых растворов кислород с титаном образует соединения с упорядоченной структурой, так называемые субоксиды.

Образование твердого раствора кислорода в титане связано с сильным искажением кристаллической решетки, вследствие чего значительно изменяются механические свойства металла. Увеличение содержания кислорода способствует повышению прочности, твердости и снижению пластичности титана. Управляя его содержанием в металле, можно достичь оптимального соотношения пластических и прочностных характеристик титанового сплава.

Таким образом, кислород можно рассматривать как перспективный легирующий элемент для получения новых титановых сплавов. Это особенно важно для медицинских изделий, поскольку здесь наряду с механическими свойствами на первый план выходят коррозионная стойкость и биосовместимость. В отличие от других легирующих компонентов, например ванадия, кислород является более безопасным [6].

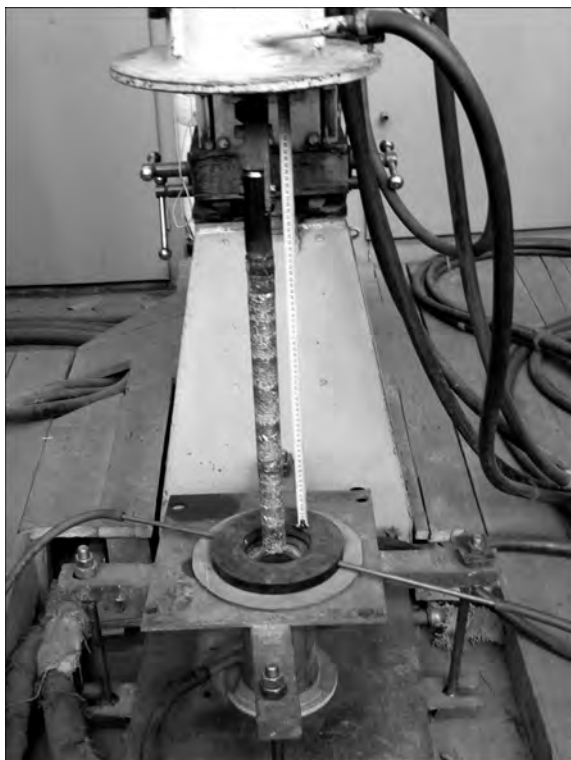


Рис. 1. Прессованный расходный электрод из титановой губки

В качестве источников кислорода как легирующего элемента могут быть использованы титановый скрап [7–9], счистки с крышек аппаратов восстановления титановой губки [10, 11], оксиды титана [12, 13], а также газообразный кислород [14].

Применение газообразного кислорода для легирования титана представляется наиболее экономически целесообразным. Среди всех металлургических процессов выплавки титана в наибольшей степени для использования такого источника кислоро-



Рис. 2. Общий вид камерной печи ЭШП с дозирующими устройствами и источником питания

да подходит камерный электрошлаковый переплав (КЭШП), поскольку легировать титан кислородом из газовой фазы в процессе вакуумно-дугового и электронно-лучевого переплавов весьма сложно из-за наличия вакуума в плавильном пространстве. КЭШП, в отличие от канонического ЭШП, позволяет создавать в плавильном пространстве любую атмосферу и эффективно рафинировать и долегирировать металл [15–19].

Содержание кислорода в опытных слитках различных вариантов выплавки				
№ плавки	Электрод	Шлак	Атмосфера в печи	Массовая доля кислорода, %
1	Титановая губка, легированная кислородом	CaF ₂ +Ca (2,5 %)	Аргон («застойная»)	<u>0,110</u> 0,083
2	То же	CaF ₂	То же	<u>0,110</u> 0,110
3	Титановая губка, ТГ 110	CaF ₂	»»	<u>0,035</u> 0,053
4	То же	CaF ₂	Аргон («проточная»)	<u>0,035</u> 0,075
5	»»	CaF ₂	Смесь аргон + 30 % кислорода, минимальный расход, «проточная»	<u>0,035</u> 0,110
6	»»	CaF ₂	Смесь аргон + 30 % кислорода, максимальный расход, «проточная»	<u>0,035</u> 0,230
7	Титановая губка, легированная кислородом	CaF ₂	Смесь аргон + 30 % кислорода, минимальный расход, «проточная»	<u>0,110</u> 0,220
8	То же	CaF ₂	Смесь аргон + 30 % кислорода, максимальный расход, «проточная»	<u>0,110</u> 0,270

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

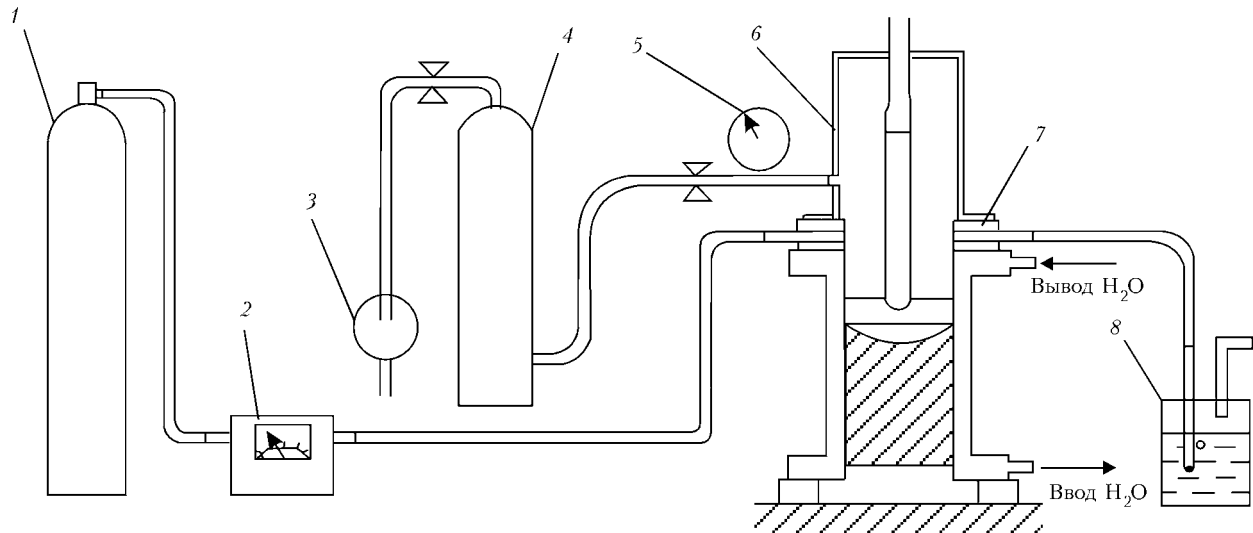


Рис. 3. Схема подачи газов в плавильную камеру КЭШП: 1 – баллон с аргоно-кислородной смесью; 2 – газовый счетчик; 3 – вакуумный насос; 4 – промежуточная камера-фильтр; 5 – вакуумметр; 6 – защитный кожух; 7 – уплотнительная прокладка с отверстиями для подвода газа в рабочее пространство; 8 – водяной затвор

В настоящей работе рассматривается возможность легирования титана кислородом непосредственно из газовой фазы в процессе камерного электрошлакового переплава титановой губки с различным начальным содержанием кислорода.

Расходуемые электроды для КЭШП изготавливали способом прессования титановой губки производства КП «ЗТМК». Использовали как стандартную губку марки ТГ100 с содержанием кислорода 0,035 % (плавки 3-6), так и предварительно легированную кислородом [14] до 0,11 % (плавки 1, 2, 7 и 8, таблица). Прессованные электроды диаметром 40 мм и длиной 600 мм переплавляли в кристаллизатор диаметром 60 мм (рис. 1). Переплав осуществляли в камерной электрошлаковой печи, созданной на базе аппарата А-550 (рис. 2).

Установку дополнительно оборудовали баллонами с аргоно-кислородной смесью, а также устройствами для контроля расхода и давления газов (рис.3).

В процессе плавления в системе поддерживали избыточное (до 25 кПа) давление газов для компенсации возможных его потерь. Источником газообразного кислорода служили аргон первого сорта, содержащий 0,002 % кислорода (ГОСТ 10157-79),

и специально приготовленная аргоно-кислородная смесь (30 % кислорода).

Переплав проводили под флюсом из чистого CaF_2 марки «Ч» (ТУ 6-09-5335-88) и под флюсом $\text{CaF}_2 + \text{Ca}$. Флюс расплавляли непосредственно в кристаллизаторе по технологии «твердого» старта. Стартовую смесь готовили из титановой стружки и рабочего флюса.

Электрические параметры переплава поддерживали на уровне $U = 40 \text{ В}$, $I = 2,0 \dots 2,2 \text{ кА}$, обеспечивающем хорошее качество формирования поверхности выплавляемых слитков. Аргоно-кислородную смесь подавали через трубки в уплотнительной прокладке верхнего фланца водоохлаждаемого кристаллизатора (рис. 1, 3).

Из полученных слитков (рис. 4) вырезали поперечные темплеты, из которых отбирали образцы для определения химического состава и исследования структуры металла в литом состоянии. Структуру изучали при увеличениях 50... 500 на микроскопах фирмы Карл Цейсс «Axiovert 40МАТ», «Neophot-21» и «Neophot-2». Образцы фотографировали цифровой камерой и оцифрованный файл анализировали при помощи компьютерной программы «ВидеоТест Металл 1.0». Твердость измеряли на

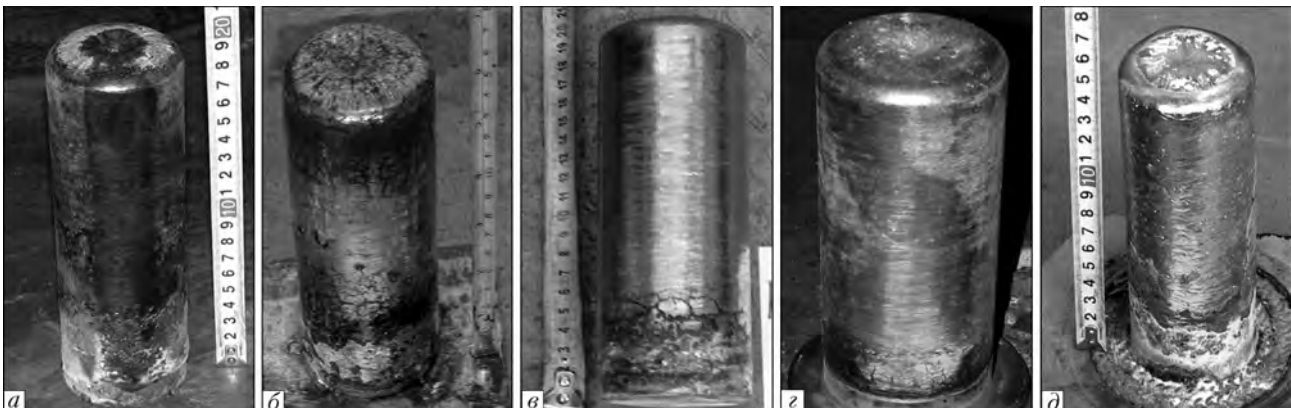


Рис. 4. Слитки титана, легированные кислородом при КЭШП: а – плавка 6 (O = 0,23 %); б – плавка 8 (O = 0,27 %); в – плавка 5 (O = 0,11 %); г – плавка 4 (O = 0,007 %); д – 1 (O = 0,083 %)



приборе Роквелл по шкале *HRC*, а затем с помощью таблиц переводили в *HB*. Газосодержание металла в образцах определяли на приборе LECO.

Необходимое количество вдуваемого в рабочее пространство печи аргона и аргонокислородной смеси для легирования титана кислородом определяли расчетным путем. Принимали, что массовая скорость переплава равна 6 г/с, а усвоение кислорода составляет 100 %. Тогда для повышения содержания кислорода в металле на 0,1 % необходимо вводить 0,011 л/с аргонокислородной смеси (30 % кислорода) и 15 л/с технического аргона.

С учетом технических возможностей переплав осуществляли при условно минимальном (0,031 л/с, плавки 5, 7) и максимальном (0,32 л/с, плавки 6, 8) расходах аргонокислородной смеси. Сравнительные плавки 2 и 3 проводили в атмосфере технического аргона в «застойной» атмосфере (таблица).

Как следует из таблицы, при всех рассматриваемых вариантах КЭШП, кроме плавки под флюсом $\text{CaF}_2 + \text{Ca}$ (плавка 1), зафиксировано существенное увеличение содержания кислорода в титане, даже при переплаве губки в техническом аргоне с малой долей кислорода (плавки 3, 4).

Последнее, вероятно, связано со способностью титановой губки, имеющей развитую (от 0,1 до 20 м²/г) удельную поверхность и оставшуюся на ней после магнийтермического восстановления соль хлористого магния, адсорбировать кислород, азот и атмосферную влагу еще до переплава. Так, на поверхности губки, равной 0,1 м²/г, содержится не менее 0,005 % кислорода, а на 1 м² поверхности титана адсорбируется до 0,03 г паров воды из воздуха [9]. Кроме этого, влага, кислород и азот привносятся и техническим аргоном. Все это приводит к повышению содержания не только кислорода, но и азота в металле после переплава, в том числе и после КЭШП под флюсом из CaF_2 .

«Проточная» атмосфера технического аргона, в сравнении с «застойной», увеличивает содержание кислорода в титане КЭШП в 1,5 раза (плавки 3 и 4). Использование для легирования аргонокислородной смеси с 30 % кислорода позволяет повысить содержание кислорода в 2...7 раз (плавки 5–8).

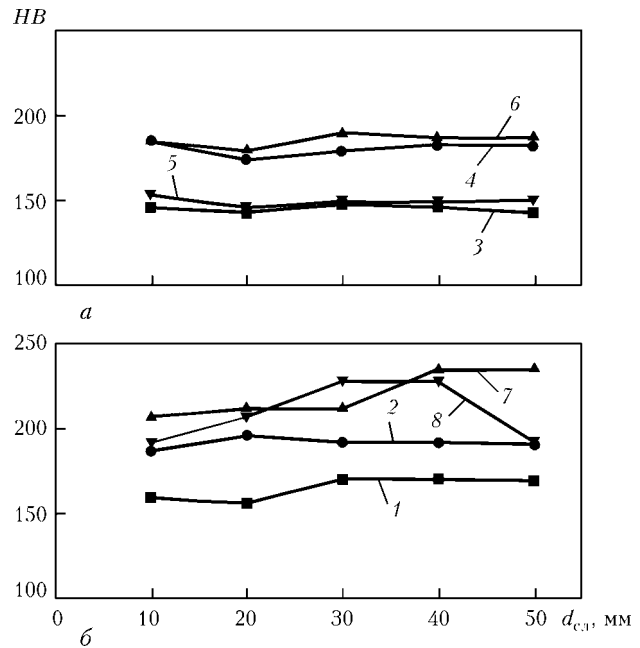


Рис. 5. Распределение твердости в слитках, выплавленных из титановой губки марки ТГ100 (а) и из титановой губки, предварительно легированной кислородом (до 0,11 %) (б): 1–4, 6–8 – номера плавки (таблица); $d_{сл}$ – диаметр слитка

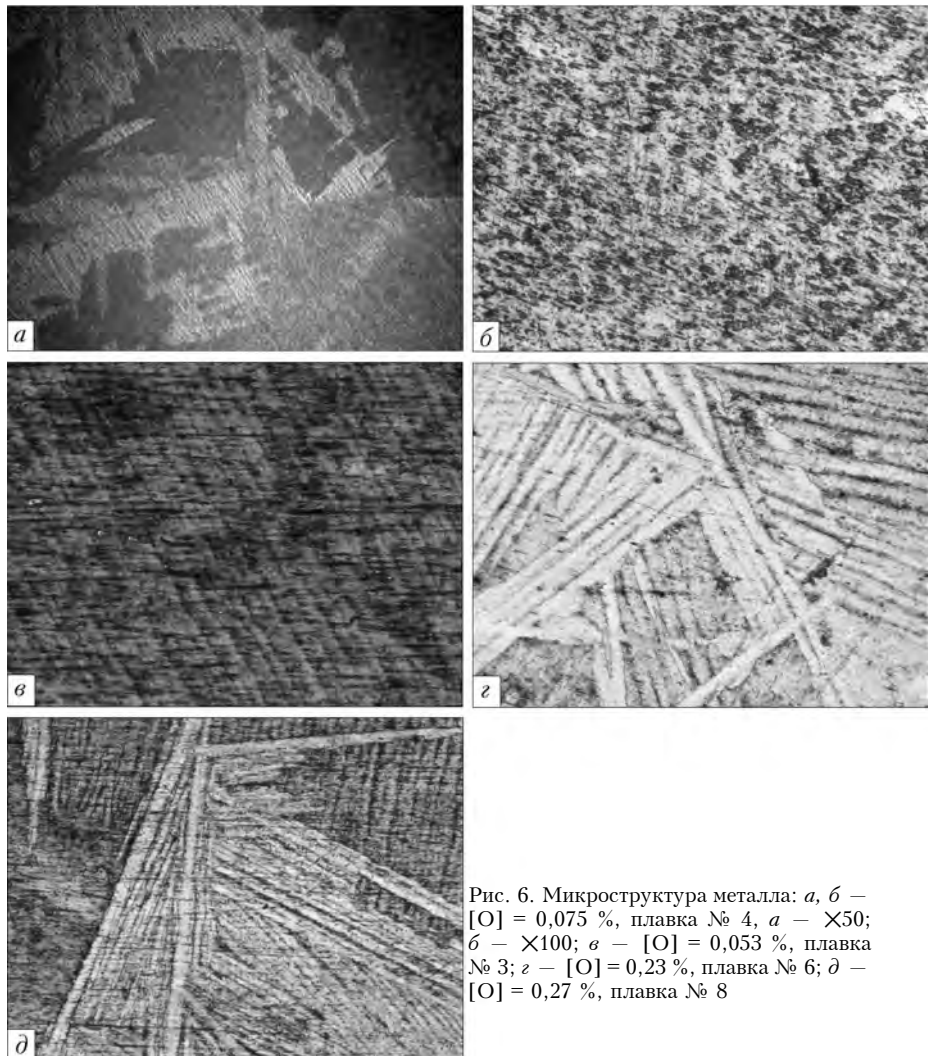


Рис. 6. Микроструктура металла: а, б – [O] = 0,075 %, плавка № 4, а – X50; б – X100; в – [O] = 0,053 %, плавка № 3; г – [O] = 0,27 %, плавка № 8



Обращает на себя внимание тот факт, что степень усвоения кислорода с увеличением расхода подачи газа не растет, а уменьшается. Так, при минимальном расходе (0,031 л/с) степень усвоения составляет 27 (плавка 5) и 39 (плавка 7), при максимальном (0,3 л/с) 6 (плавка 8) и 7 % (плавка 6). Это, видимо, связано с тем, что подвод кислорода к окисляемому металлу не является лимитирующим звеном в процессе окисления титанового электрода.

Следует отметить, что при легировании титана газообразным кислородом обнаружено повышение содержания азота в металле (до 0,020...0,030 %). Однако оно находится в пределах требований ГОСТ 19807–91 на титан марок ВТ1-00 и ВТ1-0 (до 0,04 % азота) и ASTM В-337 на технический титан Grade1 – Grade 3 (0,03...0,05 %).

Косвенным показателем содержания и распределения примеси в титане является твердость металла. На рис. 5 показана твердость по горизонтальному сечению опытных слитков. Как видно из рисунка, твердость металла исследуемых образцов повышается с увеличением содержания в них кислорода. Так, наибольшая твердость характерна для образцов с содержанием кислорода 0,27 % (плавка 8), а наименьшая — для образцов с массовой долей кислорода 0,053 % (плавка 3.). При этом в радиальном направлении твердость остается примерно постоянной, что свидетельствует о равномерном распределении примесей по горизонтальному сечению слитков.

Микроструктура металла образцов, вырезанных из середины слитков, приведена на рис. 6. Видно, что кислород в титане заметно влияет на формирование структуры металла. Так, для титана с содержанием кислорода в пределах от 0,053 до 0,110 % (плавки № 1–5) характерна грубодендритная структура, в которой различия между отдельными участками выявляются при малых увеличениях (рис. 6, а). Дендритные участки травятся равномерно без выраженной субструктуры (рис. 6, б). В некоторых случаях внутри дендритных участков обнаружена слабо выраженная пластинчатая субструктура (рис. 6, в), типичная для технически чистого титана в литом состоянии.

Увеличение содержания кислорода до 0,2 % и выше (рис. 6, г, д) приводит к формированию структуры сдвигового превращения, способствующей росту прочностных характеристик. Образование таких структур в литом титане можно объяснить повышением массовой доли кислорода, влияющего на кинетику фазового полиморфного превращения в металле при охлаждении слитка.

Выводы

1. Камерный электрошлаковый переплав, применяемый в качестве металлургического процесса, позволяет гарантировано вводить кислород из газовой фазы в титан в процессе переплава губки.

2. Экспериментальным путем показана возможность повышать содержание кислорода в металле в 2...7 раз, по сравнению с исходным.

3. Результаты исследования структуры и замеров твердости показали, что данный процесс обеспечивает хорошую химическую и структурную однородность титановых слитков.

1. *Полькин И. С.* Применение титана в различных отраслях промышленности // «Ti-2006 в СНГ»: Сб. тр. междунар. конф. (РФ, Суздаль, 21–24 мая 2006 г.). — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 26.
2. *Титан и области его применения* / И. Ф. Червоный, В. В. Тэлин, В. И. Пожуев и др. // Сб. тр. междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ» (Ялта, 15–18 апр. 2007 г.). — Киев, 2007. — С. 314–325.
3. *Диаграммы состояния двойных металлических систем*: Справочник. — В 3 т. Т. 3. Кн. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1999. — 880 с.
4. *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов* / Под ред. С. М. Гуревича. — Киев: Наук. думка, 1979. — 300 с.
5. *Еремко В. Н.* Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
6. *Николаев Г. И.* Металл века. — М.: Металлургия, 1987. — 168 с.
7. *Новая технология получения слитков и проката титановых сплавов с регламентированным содержанием кислорода и механических свойств* / А. Н. Трубин, И. Ю. Пузанов, А. И. Гулякин, Н. А. Носков // Титан. — 2002. — № 1. — С. 33–36.
8. *Обеспечение характеристик промышленных сплавов при использовании высших сортов губчатого титана* / Э. А. Карасев, А. С. Кудрявцев, А. Л. Береславский, В. П. Сорокин // Там же. — 2004. — № 1. — С. 30–33.
9. *Металлургия титана* / Под ред. В. В. Сергеева. — М.: Металлургия, 1971. — 320 с.
10. *Получение титана повышенной прочности путем легирования кислородом в процессе камерного электрошлакового переплава* / А. Д. Рябцев, С. И. Давыдов, А. А. Троянский // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 3. — С. 3–6.
11. *Некоторые особенности легирования титана кислородом* / С. И. Давыдов, Л. Я. Шварцман, А. В. Овчинников, С. М. Теслевич // «Ti-2006 в СНГ»: Сб. тр. междунар. конф. (РФ, Суздаль, 21–24 мая 2006 г.). — Киев: Наук. думка, 2006. — С. 253–257.
12. *Трубин А. Н., Пузанов И. Ю.* Особенности распределения кислорода в слитках титановых сплавов // Титан. — 2003. — № 1.
13. *Резниченко В. А., Ковнеристый Ю. К., Кудрявцев Ю. Н.* Комплексные технологии получения титанатов, титана, новых материалов и полуфабрикатов // «Ti-2005 в СНГ»: Сб. тр. междунар. конф. (Киев, 22–25 мая 2005 г.). — Киев, 2005. — С. 151–156.
14. *Влияние легирования кислородом титана губчатого на структуру и механические свойства литого титана* / А. В. Овчинников, С. И. Давыдов, В. Г. Шевченко и др. // «Ti-2007 в СНГ»: Сб. тр. междунар. конф. (Ялта, 15–18 апр. 2007 г.). — Киев, 2007. — С. 170–173.
15. *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.
16. *Троянский А. А., Рябцев А. Д.* О работах Донецкого национального технического университета по электрошлаковой выплавке и рафинированию титана // Титан. — 2007. — № 1. — С. 28–31.
17. *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. — Is. 6. — P. 364–368.
18. *Использование электрошлаковой технологии для рафинирования титана и титановых сплавов от обогащенных азотом включений* / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, В. В. Пашинский // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 3. — С. 10–13.
19. *Легирование металла азотом из газовой фазы в процессе ЭШП* / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский, Е. Л. Корзун и др. // Там же. — 2002. — № 4. — С. 3–8.



УДК 669.187.26

ПОЛУЧЕНИЕ СЛИТКОВ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ХН73МБТЮ СПОСОБОМ ЭШП ОТХОДОВ ПРОКАТНОГО ПРОИЗВОДСТВА

С. В. Скрипник, Д. Ф. Чернега

Показана возможность получения высококачественных слитков жаропрочного сплава ХН73МБТЮ на никелевой основе способом ЭШП расходоуемого электрода, собранного (сваренного) из отходов прокатного производства. Представлен химический состав, структура, механические свойства слитка диаметром 390 мм, массой 0,72 т. Показана перспективность применения новой ресурсосберегающей технологии на машиностроительном предприятии.

Possibility of producing high-quality ingots of heat-resistant alloy KhN73MBTYu on nickel base using method of ESR of consumable electrode, pressed (welded) of wastes of rolling production, is shown. The chemical composition, structure, mechanical properties of ingot of 390 mm diameter, 0.72 t mass are presented. The prospects of application of new resources-saving technology at machine-building enterprise are shown.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; электрические параметры; жаропрочный сплав; слиток; структура; механические свойства; дуплекс-процесс ВИП+ЭШП

Жаропрочный дисперсионно-твердеющий сплав ХН73МБТЮ (ЭИ698) широко применяется при изготовлении рабочих лопаток, турбинных дисков, колец и других деталей газовых турбин, работающих при значениях температуры до 750 °С. Для деталей ответственного назначения этот сплав получают из чистых от примесных элементов шихтовых материалов способом вакуумно-индукционной плавки (ВИП). Поэтому стоимость таких сплавов очень высокая, а коэффициент их использования из-за большого количества металлургических переделов сравнительно низок.

Во многих случаях изготовление дисков и колец газовых турбин осуществляется из штанг деформационными способами, включающими осадку, прошивку и раскатку. Прошивка заготовок в серийном производстве сопряжена с большими отходами металла, характеризующимися одинаковой геометрией и марочным химическим составом. Это создает предпосылки для электрошлаковой утилизации этих ценных материалов.

Данная статья посвящена изучению возможности получения слитков способом ЭШП из отходов жаропрочного никельхромового сплава ХН73МБТЮ прокатного производства или отбракованных деталей одинаковой конфигурации с марочным составом данного сплава на одном из машиностроительных предприятий.

Требовалось утилизировать кусковой материал одинаковой геометрии, например круглого сечения

и различной толщины одного марочного состава. Для сборки (сварки) расходоуемых электродов необходимо было подобрать сварочный материал, по возможности близкий по химическому составу к таковому основного сплава. При этом количество сварочного материала должно быть минимальным, но достаточным для надежного соединения элементов расходоуемого электрода с учетом характера его ЭШП, а также безопасности процесса плавки.

При выплавке слитков ЭШП высокого качества необходимо обеспечить оптимальное положение расходоуемого электрода относительно шлаковой ванны [1]. Для этого скорость подачи электрода и, следовательно, ток должны быть такими, чтобы погруженный в шлак конец электрода имел форму правильного конуса и оставался таким постоянно в течение всей плавки. А это означает, что соединение элементов составного расходоуемого электрода кольцевым швом по периметру его поперечного сечения не предотвращает возможного попадания в металлическую ванну кусков основного металла из-за первоначального расплавления шва.

Существует два надежных и безопасных для ведения плавки варианта сборки (сварки) составного расходоуемого электрода, имеющих свои преимущества и недостатки. Первый заключается в выполнении сварного шва по всему сечению расходоуемого электрода, например способом электрошлаковой сварки пластинчатым электродом, обеспечивающим высокую химическую однородность слитка.

Однако для такого способа требуется наличие пластинчатого электрода с составом, идентичным



Таблица 1. Химический состав основного и наплавленного металла

Материал	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	W	Al	Ti	S	P
ОЗЛ-25Б	0,06	0,34	2,25	19,0	1,9	1,6	0,19	–	–	0,007	0,016
ОЗЛ-44	0,05	0,025	1,90	21,3	2,4	–	0,2	0,10	0,10	0,010	0,010

Примечание. Основа – никель.

таковому основному металлу, а также соответствующего оборудования.

Второй способ предусматривает изготовление шва способом электродуговой сварки с обязательным привариванием верхней части каждого из соединяемых элементов к формируемому составному электроду и обеспечивает расплавление металла сварного шва только после расплавления соединяемого элемента из основного материала.

С учетом конфигурации используемых кусковых материалов, характеризующихся различными диаметрами (150... 170 мм) и толщиной (30... 40 мм), приняли второй вариант сборки (сварки) составных расходоуемых электродов. Наиболее подходящими по составу изготавливающимися серийно сварочными электродами для ручной дуговой сварки являются электроды марок ОЗЛ-25Б и ОЗЛ-44 (табл. 1).

В соответствии с техническими требованиями к составу сплава ХН73МБТЮ (табл. 2), наиболее приемлемыми являются электроды марки ОЗЛ-25Б, содержащие такой важный легирующий элемент, как ниобий, который в сочетании с другими легирующими элементами сильно повышает пластичность сплава ХН73МБТЮ при длительных испытаниях в горячем состоянии, что важно при работе деталей с надрезом [2]. Он также участвует в образовании упрочняющей интерметаллидной фазы типа Ni₃Nb, а также карбидов, способствующих измельчению зерна.

Отсутствие алюминия и титана в составе сварочных электродов практически не отражается на конечном содержании этих элементов в слитке из-за их малого количества. При существенной доле сварочного металла можно восполнить нехватку этих элементов путем их дозированной подачи в шлако-

вую ванну в процессе плавки. Поскольку в шлаке неизбежно присутствуют оксиды металлов с переменной валентностью типа железа, марганца, титана и др., то из-за протекания окислительно-восстановительных процессов при ЭШП, что необходимо учитывать, следует производить раскисление шлаковой ванны по ходу плавки.

Отличительной особенностью составного расходоуемого электрода является его повышенное электрическое сопротивление вследствие наличия большого количества сварных швов между соединяемыми элементами, что нужно учитывать при определении технологических параметров электрошлаковой плавки и увеличивать напряжение на трансформаторе. С одной стороны, для формирования хороших поверхности и качества слитка, обусловленных стабильностью параметров электрошлакового процесса, а также соблюдения техники безопасности требуется выполнение сварных швов сравнительно большого сечения и удовлетворительного качества. С другой, исходя из экономических соображений необходимо минимизировать объем трудоемких сварных швов, выполняемых из дорогостоящих и трудносвариваемых материалов.

С учетом этих факторов изготовили расходоуемый электрод (рис. 1), состоящий из 146 кусковых отходов в виде шайб массой по 4,5... 5,3 кг. Соединение шайб выполнено ручной дуговой сваркой за несколько технологических операций электродами диаметром 4 мм марки ОЗЛ-25Б. Длина составного электрода достигала 3,2 м, а поперечное сечение представляло собой прямоугольник 270... 280 мм. Расход сварочных материалов в виде электродов ОЗЛ-25Б составил 10 кг. Общая масса расходоуемо-

Таблица 2. Химический состав проб жаропрочного сплава ХН73МБТЮ, отобранных по высоте опытного слитка ЭШП

Место отбора проб из осевой части слитка	Массовая доля элементов, %										
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	Fe	Al	Ti	S	P
Верх	0,04	0,30	0,16	14,80	2,8	2,0	0,66	1,57	2,35	0,004	0,003
2/3 высоты	0,04	0,31	0,17	14,70	2,7	2,0	0,68	1,57	2,35	0,004	0,004
1/3 высоты	0,04	0,31	0,17	14,77	2,7	2,0	0,68	1,56	2,35	0,003	0,004
Низ	0,04	0,31	0,16	14,75	2,7	2,0	0,68	1,56	2,35	0,002	0,004
Требования ТУ 14-1-5329-96	0,03... 0,07	≤0,50	≤0,40	13,0... 16,0	2,8... 3,2	1,90... 2,20	≤2,0	1,45... 1,80	2,35... 2,75	≤0,007	≤0,015

Примечание. Основа – никель.



Рис. 1. Составной расходный электрод из отходов сплава ХН73МБТЮ

го электрода равнялась 0,72 т, а доля металла сварочных электродов — всего 1,4 %, что практически не повлияло на состав основного металла.

Составные расходные электроды переплавляли под флюсом АНФ-6 в электрошлаковой печи



Рис. 2. Фрагмент плавки слитка из сплава ХН73МБТЮ на установке УШ116

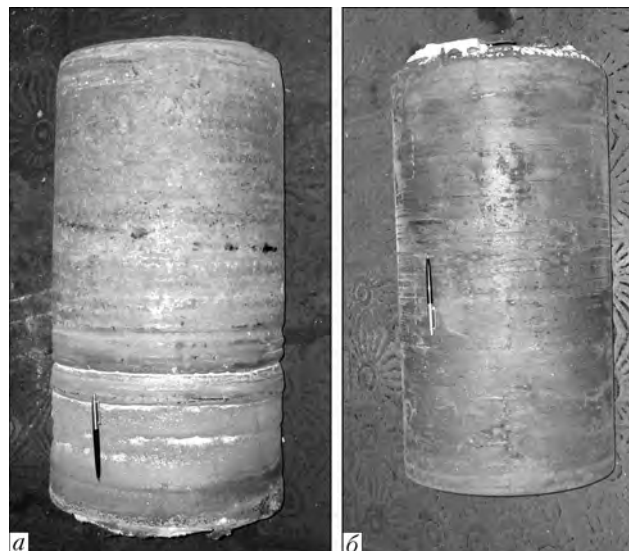


Рис. 3. Слитки сплава ХН73МБТЮ массой 0,72 т, выплавленные по режиму, принятому по серийной технологии для электрода сплошного сечения (а) и по оптимальному режиму, принятому для переплава составного электрода приведенной конструкции (б)

УШ-116 (рис. 2). Шлаковую ванну по ходу плавки раскисляли первичным порошковым алюминием из расчета 3,5 кг на 1 т сплава. Раскисление шлака алюминиевым порошком позволило обеспечить полное усвоение титана и алюминия из исходного металла (табл. 2). Попытка вести плавку в обычном для слитка заданного диаметра электрическом режиме вызвала определенные технологические трудности относительно стабильности процесса, в частности, невозможности получать слитки с качественной поверхностью (рис. 3, а). Оптимальные параметры основного периода плавки составного расходного электрода указанной конструкции следующие: ток переплава — 8,5...9,0 кА, напряжение — 60 В; глубина шлаковой ванны — 120... 130 мм; коэффициент заполнения кристаллизатора — 0,32... 0,35; производительность плавки — 0,36 т/ч.

Полученный опытный слиток ЭШП диаметром 390 мм, высотой 760 мм и массой 0,72 т имел ровную гладкую поверхность без пережимов (рис. 3, б). Макроструктура слитка отличалась высокой плотностью, отсутствием ликвационных, кристаллизационных и прочих дефектов (рис. 4). Микроструктура была однородной, мелкозернистой с равномерным распределением дисперсных частиц упрочняющих интерметаллидных фаз (рис. 5). Значения механических свойств литого сплава опытного слитка существенно превышали таковые, регламентируемые техническими условиями на деформирован-

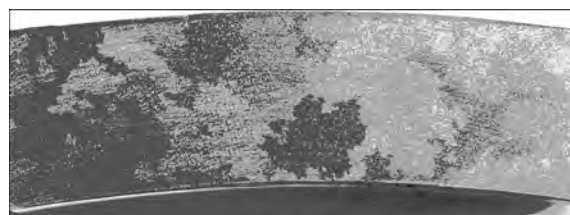


Рис. 4. Фрагмент макроструктуры (X3) слитка сплава ХН73МБТЮ

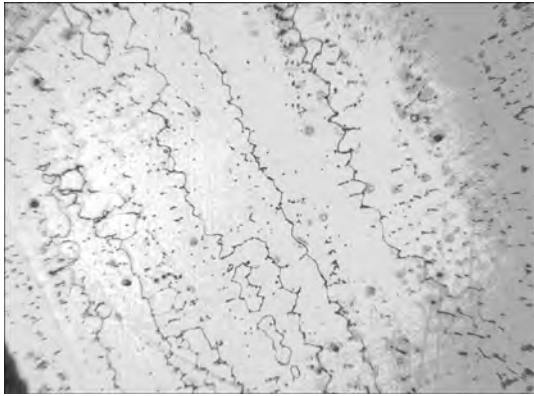


Рис. 5. Микроструктура (X40) слитка сплава ХН73МБТЮ

кую физическую и химическую однородность слитка, т. е. предопределяет стабильно высокие значения физических и механических свойств конечного продукта [5]. Технологическая схема ВИП+ЭШП, используемая в производстве жаропрочных сплавов, завоевала признание во всех передовых странах мира [5].

В последние годы все большее значение приобретает проблема переработки отходов легированных сталей и сплавов. Слишком дорогостоящими и дефицитными являются такие элементы, как ниобий, молибден, вольфрам, никель, чтобы терять их безвозвратно. Электрошлаковые технологии позволяют перерабатывать дорогие металлоотходы в вы-

Таблица 3. Кратковременные механические свойства и длительная прочность металла ЭШП сплава ХН73МБТЮ

Режим термообработки	Место отбора пробы	Температура испытания, °С	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	$KCU, 2$ Дж/см ²	НВ, МПа	Длительная прочность	
									σ , МПа	τ , ч
Закалка, 1120 °С, 8 ч, воздух	В	20	1243	873	22,3	27,3	66	3620	–	–
	С		1250	873	25,1	34,3	79	3621	–	–
	Н		1256	846	23,0	30,1	68	3625	–	–
Отпуск 1000 °С, 4 ч, воздух	В	750	–	–	–	–	–	–	400	91,0
	С		–	–	–	–	–	–	400	91,3
	Н		–	–	–	–	–	–	400	89,2
Старение при 750 °С, 20 ч, воздух	В	20	–	–	–	–	–	–	–	–
	С		–	–	–	–	–	–	–	–
Требования ТУ 14-1-5329-96 (не менее)	–	750	1150	720	16	18	39	2860...3400	–	–
	–	750	–	–	–	–	–	–	390	50,0

Примечание. В – верх, С – середина, Н – низ слитка.

ный сплав данной марки (табл. 3). Это, вероятно, обусловлено тем, что металл фактически подвергся дуплекс-процессу ВИП+ЭШП.

Жаропрочным сплавам на никелевой основе первичная плавильная операция (процесс ВИП), обеспечивает высокий уровень чистоты жидкого металла: снижение содержания газов, неметаллических включений, а также вредных легкоплавких примесей, таких как олово, свинец, сурьма, мышьяк, висмут, серебро и др. [3, 4]. Однако для получения металла необходимого качества в конечном продукте этого недостаточно. Оптимальным процессом вторичного рафинирующего переплава (среди процессов ВДП, ПДП, ЭЛП и ЭШП) для жаропрочных сплавов на никелевой основе такого состава является ЭШП, обеспечивающий последовательное затвердевание постоянного во времени относительно небольшого объема жидкого металла. Такого рода кристаллизация обуславливает высо-

сококачественные заготовки деталей газотурбинных двигателей, удешевляя конечный продукт. Это особенно важно в период экономического спада и выхода промышленности из кризиса.

1. Латаш Ю. В., Медовар Б. И. Электрошлаковый переплав. – М.: Металлургия, 1970. – 240 с.
2. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1969. – 750 с.
3. Электрошлаковый металл / Под ред. Б. Е. Патона и Б. И. Медовара. – Киев: Наук. думка, 1981. – 680 с.
4. Гуляев А. П. Чистая сталь. – М.: Металлургия, 1975. – 184 с.
5. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Тридцатилетие электрошлакового переплава // Электрошлаковая технология: Сб. ст., посвященных 30-летию электрошлакового переплава / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара, Г. А. Бойко. – Киев: Наук. думка, 1988. – С. 5–11.

НПФ «Титан», Киев
 НТУУ «Киевский политехнический институт»
 Поступила 05.02.2010



УДК 669.117.56

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОЫДЕЛЕНИЯ В ШЛАКОВОЙ ВАННЕ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОМ ЛИТЬЕ С ПРИПЛАВЛЕНИЕМ ФЛАНЦЕВЫХ ЗАДВИЖЕК

А. Ф. Мужиченко, М. А. Полещук, В. Л. Шевцов

Путем математического моделирования получено распределение объемных источников теплоты в шлаковой ванне при электрошлаковом литье с приплавом. Задача рассмотрена в трехмерной постановке. Определены граничные условия. Достигнуто хорошее совпадение экспериментальных и расчетных значений электрического тока, проходящего через приплавляемые элементы.

Using mathematic modeling, the distribution of volume heat sources in slag pool at electroslag casting with melting-on is obtained. The task is considered in three-dimensional version. Boundary conditions are determined. Good correlation of experimental and calculation values of electric current passed through the elements being melted-on is achieved.

Ключевые слова: тепловыделение в шлаковой ванне; математическое моделирование; трехмерная постановка; граничные условия; сравнение экспериментальных и расчетных данных

Задвижки с фланцами на концах патрубков применяют при добыче нефти и природного газа фонтанным способом. На многих украинских месторождениях они работают при давлении добываемого продукта до 70 МПа. В Институте электросварки им. Е. О. Патона разработали технологию изготовления заготовок корпусов таких задвижек способом электрошлакового литья с приплавом (ЭШЛП), предусматривающим электрошлаковую выплавку только центральной части корпуса задвижки с одновременным приплавом к ней предварительно изготовленных патрубков с фланцами [1, 2].

Процесс ЭШЛП протекает в три стадии (рис. 1). Первая (рис. 1, а) и третья (рис. 1, в) представляют собой электрошлаковое литье цилиндрического слитка сплошного сечения по монофилярной схеме. Собственно процесс приплавки патрубков происходит на второй стадии (рис. 1, б). На этой стадии по мере плавления расходуемого электрода шлаковая и металлическая ванны перемещаются вверх вдоль торцов патрубков. Происходит их приплавление к литой части заготовки.

При разработке технологии ЭШЛП основное внимание уделяли качественному приплавлению патрубков без трещин и несплавов и получению в зонах приплавки требуемых свойств металла [3]. Особенностью ЭШЛП является то, что на стадии приплавки в шлаковой ванне появляются

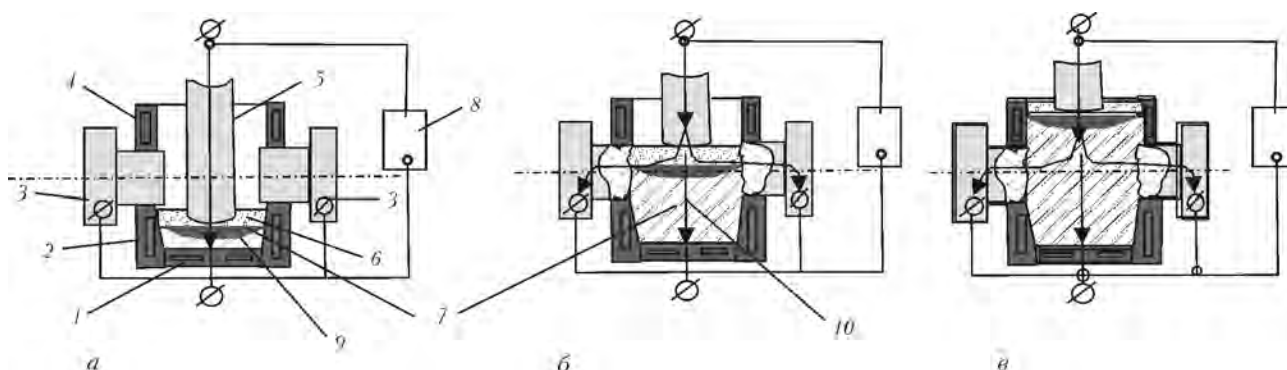


Рис. 1. Схема процесса ЭШЛП фланцевых задвижек: а – начальная; б – стадия приплавки; в – завершающая; 1 – поддон; 2 – кристаллизатор (нижняя часть); 3 – патрубки с фланцами; 4 – кристаллизатор (верхняя часть); 5 – расходуемый электрод; 6, 7 – соответственно шлаковая и металлическая ванны; 8 – источник питания; 9 – выплавленная часть заготовки

© А. Ф. МУЖИЧЕНКО, М. А. ПОЛЕЩУК, В. Л. ШЕВЦОВ, 2010

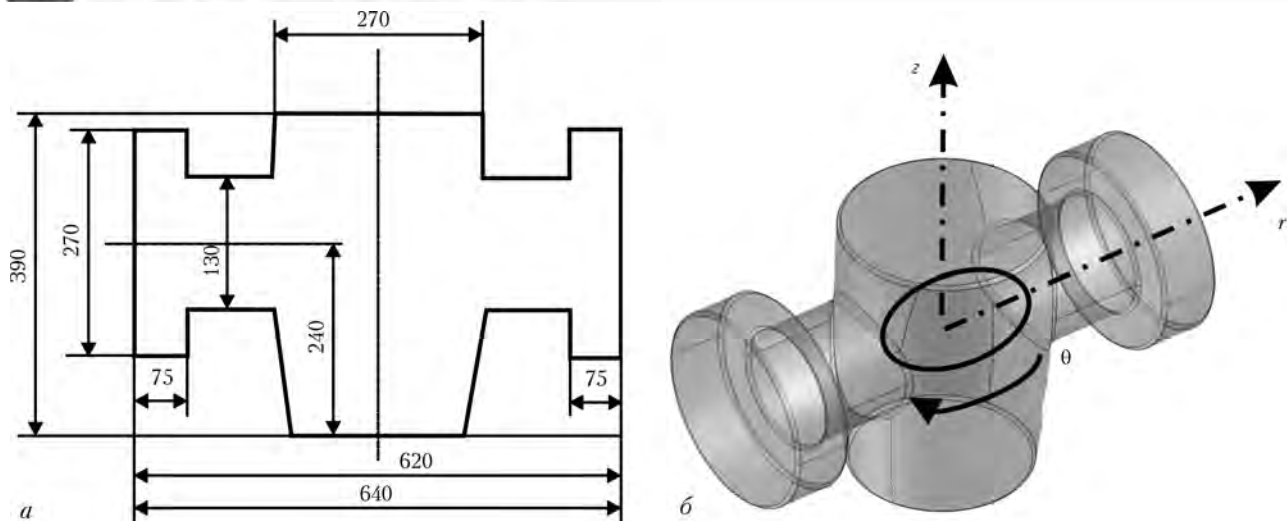


Рис. 2. Заготовка корпуса фланцевой задвижки с условным проходом 80 мм: а — эскиз; б — изометрия

дополнительные пути прохождения тока от расходуемого электрода к патрубкам (рис. 1, б), что влияет на распределение теплоты в шлаке, а значит, и на качество приплавления.

Исследование особенностей тепловыделения в шлаковой ванне проведено нами с помощью математического моделирования. Подобные задачи рассматривали многие исследователи с первых лет применения математических методов моделирования для изучения электрошлаковых процессов [4–7]. Однако все они были двумерными осесимметричными или сводились к ним. В то же время рассматриваемая нами задача в области приплавления патрубков становится трехмерной.

Заготовка корпуса фланцевой задвижки представляет собой сложную пространственную фигуру (рис. 2). Задачу о распределении плотности тепловыделения в шлаковой ванне при ЭШЛП заготовок такого типа решали в цилиндрической системе координат (z, r, θ) с началом, расположенным на пересечении продольных осей корпуса и патрубков. Заготовка имеет две плоскости симметрии: при $\theta = 0$ и 180° (Γ_{C_1} — вдоль оси патрубка) и $\theta = 90$ и 270° (Γ_{C_2} — поперек оси патрубка). Поэтому математическое моделирование процессов проводим только в одной четверти заготовки.

Математическая модель электрических и тепловых процессов в шлаковой ванне при ЭШЛП состоит из решения следующих задач:

построения трехмерной конечно-элементной модели плавильного пространства. Для этого геометрическую модель заготовки втягиваем в нашу расчетную программу в трехмерном формате IGS из конструкторской программы Autocad. Этот формат позволяет передать как объемы заготовки и шлаковой ванны, так и ограничивающие их поверхности, линии и ключевые точки. При решении поставленной задачи мы можем подробно рассматривать только центральную часть заготовки, ограниченную плавильным пространством кристаллизатора с обращенными внутрь его торцами приплавляемых

патрубков. Остальные части будем рассматривать с меньшей детализацией;

расчета полей электрического потенциала и плотностей токов в шлаковой ванне в трехмерной постановке;

расчета распределения удельных объемных источников теплоты в шлаковой ванне в трехмерной постановке.

Кроме того, для проверки адекватности реальному процессу разработанной модели проведен расчет интегральных значений токов на границах патрубков, расходуемого электрода и металлической ванны для различных моментов ЭШЛП. Расчетные значения токов сравнивали с экспериментальными данными, полученными в соответствующий момент ЭШЛП.

Для расчета плотностей токов в шлаковой ванне нами использована модель электрических процессов, сформулированная в виде поля потенциалов [6, 8]:

$$\operatorname{div}(\sigma \operatorname{grad} \varphi) = 0. \quad (1)$$

По результатам расчетов плотностей токов определяем объемную плотность источников теплоты, выделяемой в шлаковой ванне:

$$q = \sigma |\operatorname{grad} \varphi|^2, \quad (2)$$

где $\sigma = \sigma(t)$ — удельная электропроводность шлака, зависящая от температуры величина, обратная удельному электрическому сопротивлению, $\text{Ом}^{-1}\cdot\text{мм}^{-1}$; φ — потенциал электрического поля, В.

Значение изменения удельного электрического сопротивления шлака АНФ-6 в интервале температур $1200 \dots 1600^\circ\text{C}$ заимствовано из работ [7, 8]. В качестве начальных условий нами использованы результаты распределения температуры в шлаковой ванне, полученные в работе [9].

Решение уравнений (1) и (2) будем искать в области шлаковой ванны, ограниченной сверху торцом расходуемого электрода Γ_E и свободной поверхностью шлаковой ванны Γ_{III} ; снизу — зеркалом расплавленного металла Γ_M ; с боков — стенкой кри-

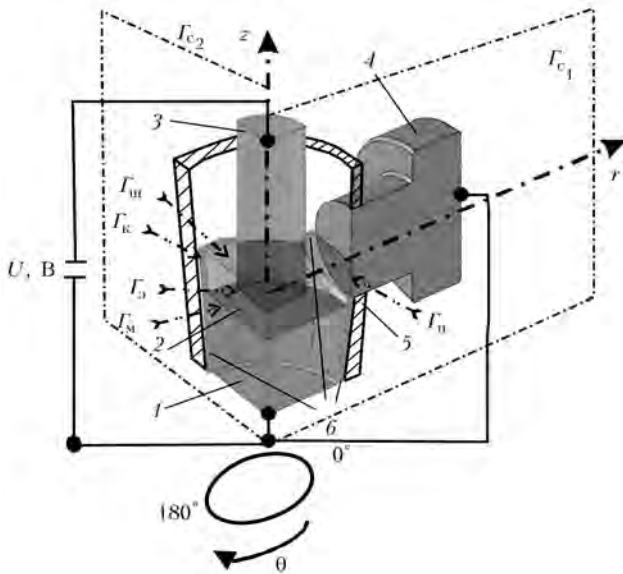


Рис. 3. Схема граничных условий, принятых при решении задачи: 1 – выплавленная часть заготовки; 2 – шлаковая ванна; 3 – расходующий электрод; 4 – приплавляемый патрубок; 5 – кристаллизатор; 6 – гарнисаж

таллизатора, покрытой гарнисажем Γ_K и оплавляемым торцом патрубка Γ_P , а также двумя плоскостями симметрии (Γ_{C_1} и Γ_{C_2} – соответственно вдоль и поперек оси патрубка) (рис. 3).

Задачу решаем в квазистационарной постановке для различных положений зеркала металлической ванны относительно продольной оси приплавляемого патрубка. Граничные условия представлены в таблице.

Геометрическая модель разбивается на сетку конечных элементов. Наибольший градиент изменения потенциала в шлаковой ванне имеет место в подэлектродной области, поэтому сетка у торцов электрода и патрубков назначается в несколько раз гуще [5, 6].

С целью проверки правильности задания граничных условий и принятых допущений проведена опытная выплавка заготовки корпуса задвижки с условным проходом 80 мм. С помощью многоканального самописца и трансформаторов тока, установленных в соответствующих цепях, непрерывно регистрировали значение тока, протекающего через расходующий электрод, выплавляемую заготовку и приплавляемые патрубки в течение всей плавки. При этом значения тока расходующего электрода и напряжения источника питания поддерживали постоянными (соответственно 3,2 кА и 57 В) при глубине ванны шлака АНФ-6, равной 75 мм. Положение зеркала металлической ванны относительно поддона определяли расчетным путем по времени сплавления меток на расходующем электроде.

Результаты измерений приведены на рис. 4 в виде кривых. Здесь же указаны значения тока, проходящего через эти элементы, полученные расчетным путем с помощью математической модели на различных уровнях зеркала металлической ванны.

На рис. 4 зафиксирована хорошая корреляция между расчетными и экспериментальными данными. Это подтверждает соответствие разработанной математической модели распределения объемных

Граничные условия для расчета распределения объемных источников теплоты

Обозначение границы	Параметры на границе		
	$\varphi, В$	$\sigma, Ом^{-1} \cdot мм^{-1}$	$T_c, ^\circ C$
$\Gamma_{Э}$	$\varphi = U$	$\sigma_M(T)$	1510
$\Gamma_{Ш}$	$\frac{\partial \varphi}{\partial Y} = 0$	$\sigma_{Ш}(T)$	1600
$\Gamma_{М}$	$\varphi = U_0$	$\sigma_M(T)$	1550
$\Gamma_{К}$		$\sigma = \infty$	1200
$\Gamma_{П}$	$\varphi = U_0$	$\sigma_M(T)$	1510
$\Gamma_{C_1}, \Gamma_{C_2}$	$\frac{\partial I}{\partial n} = 0$	$\sigma_M(T)$	$T_{Ш}$
	$\frac{\partial \varphi}{\partial n} = 0$	$\sigma_{Ш}(T)$	$T_{М}$

Примечание. Здесь $\sigma_M, \sigma_{Ш}$ – удельные проводимости соответственно металла и шлака; $T_M, T_{Ш}$ – температуры соответственно металла и шлака; n – нормаль к плоскостям симметрии.

источников теплоты в шлаковой ванне реальному процессу при ЭШЛП.

На рис. 5 приведено распределение плотностей тока и объемной плотности источников теплоты в шлаковой ванне в различные моменты процесса ЭШЛП заготовок корпусов фланцевых задвижек с условным проходом 80 мм. При расчете глубина ванны шлака (АНФ-6) равнялась 75 мм, диаметр расходующего электрода – 130 мм, диаметр приплавляемых патрубков – 160 мм, рабочий ток – 3,2 кА, напряжение на расходующем электроде $U = 40 В$,

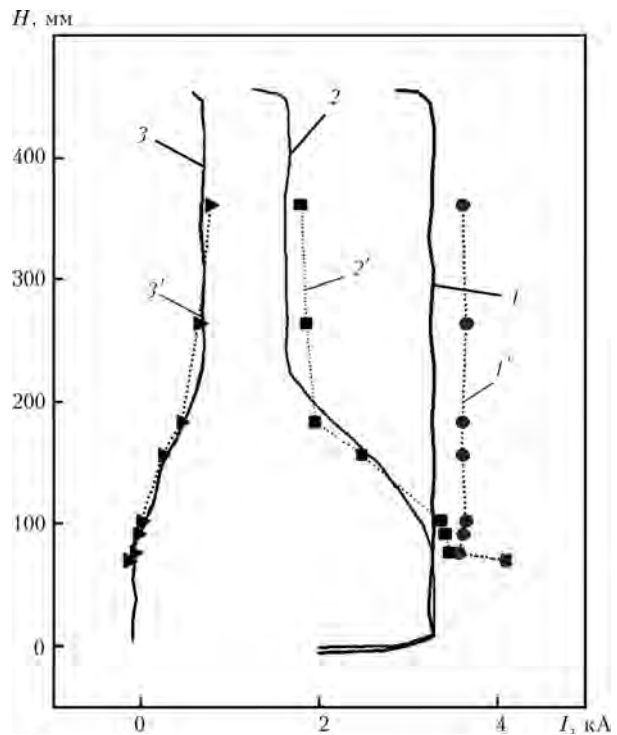


Рис. 4. Распределение значений тока и в зависимости от высоты заготовки корпуса задвижки H : 1 – ток расходующего электрода (1' – расчет); 2 – ток поддона (2' – расчет); 3 – патрубок (3' – расчет)

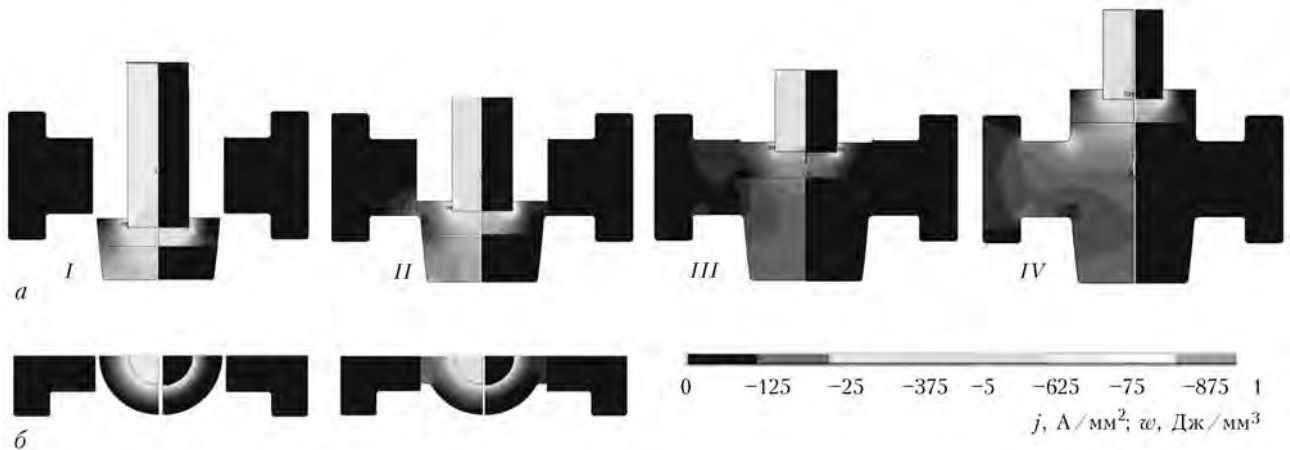


Рис. 5. Распределение плотности токов j (а) и плотности источников теплоты w в сечении по плоскости Γ_C и на поверхности шлаковой ванны (б) при различных расстояниях зеркала металлической ванны от оси патрубка: I — 170; II — 80; III — 0; IV — 120 мм

напряжение на зеркале металлической ванны и торце патрубка принято равным $U_0 = 0$.

Распределение тока и объемных источников теплоты определяли при четырех различных положениях зеркала металлической ванны относительно оси патрубка.

Распределение плотностей тока соответствует шкале (а), а плотностей объемных источников теплоты — шкале (б).

Как видно из рис. 5, пока уровень шлака не дошел до патрубка (положение I), распределение тока и объемных источников теплоты аналогично таковым при выплавке цилиндрического слитка [4, 5]. Картина токораспределения и выделения теплоты в объеме шлака существенным образом изменяется после достижения уровнем шлаковой ванны торца приплавляемого патрубка (положение II). Вблизи торца патрубка появляется новая зона интенсивного тепловыделения, отличающаяся от зоны у стенки кристаллизатора. Размещение новой зоны тепловыделения хорошо видно на рис. 5. Картина тепловыделения становится похожей на таковую при бифилярной плавке [6]. В шлаковой ванне как бы появляется дополнительный квазирасходуемый электрод. Когда зеркало металлической ванны достигает торца приплавляемого патрубка, интенсивность дополнительных источников теплоты в шлаке снижается (положение III), после окончания процесса приплавления (положение IV) картина токораспределения и выделения тепла становится аналогичной положению I.

Таким образом, из рис. 5 видно, что если патрубки электрически соединить при помощи проводников с поддоном, то в шлаковой ванне вблизи патрубков появляется зона интенсивного тепловыделения, благодаря чему торец патрубка более интенсивно прогревается, оплавляется и образует качественное соединение с выплавляемой частью заготовки.

Выводы

1. В результате проведенной работы создана трехмерная математическая модель распределения то-

ков и объемных источников теплоты в шлаковой ванне при ЭШЛП.

2. Показана ее адекватность экспериментальным данным.

3. Модель можно использовать при выборе технологических параметров выплавки заготовок корпусов задвижек различных типоразмеров до проведения плавки.

1. *Электрошлаковое* литье заготовок корпусов фланцевых задвижек с приплавлением патрубков // М. А. Полещук, Л. Г. Пузрин, В. Л. Шевцов и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 2. — С. 13–17.
2. *Полещук М. А., Пузрин Л. Г., Шевцов В. Л.* Электрошлаковое литье — самый прогрессивный способ производства корпусов арматуры высокого давления // Арматуростроение. — 2009. — № 4. — С. 49–54.
3. *Исследование* области соединения в заготовках корпусов фланцевых задвижек высокого давления, полученных способом ЭШЛ с приплавлением // М. А. Полещук, Т. Г. Соломийчук, Г. М. Григоренко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 8–12.
4. *Заполнение* шлаком и металлом охлаждаемых кристаллизаторов при электрошлаковом литье изделий сложной формы // В. Л. Шевцов, И. И. Кумьш, Г. С. Маринский и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1975. — № 2. — С. 26–31.
5. *Определение* интенсивности источников тепла при ведении электрошлакового процесса неплавящимся электродом ЭШП // А. М. Макара, Н. А. Мосендз, Н. И. Тарасевич и др. // Там же. — 1975. — № 2. — С. 6–10.
6. *Оценка* интенсивности джоулевых источников тепла в шлаковой ванне при ЭШП по бифилярной схеме // Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, В. И. Саган и др. // Математические методы в исследовании процессов специальной электрометаллургии. — Киев: Наук. думка, 1976. — С. 43–54.
7. *Математическое* моделирование процессов укрупнения слитков из высоколегированных сталей и сплавов способом электрошлаковой наплавки жидким металлом в токопроводящем кристаллизаторе // В. И. Махненко, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 4. — С. 30–37.
8. *Eric R. H.* Slag properties and design issues pertinent to matte smelting electric furnaces // VII Intern. conf. on molten slags fluxes and salts (Cape Town January, 25–28, 2004). — Cape Town, 2004. — P. 531–541. (The South African Institute of Mining and Metallurgy, 2004).
9. *Hara S., Hashimoto H., Ocino K.* Electrical conductivity of molten slags for electro-slag remelting // Transaction ISIJ. — 1983. — Vol. 23. — P. 1053–1058.

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

Поступила 15.04.2010



УДК 669.187.58

ДИССИПАТИВНЫЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Fe–Cu

А. И. Устинов, В. С. Скородзиевский,
В. Н. Тараненко, В. А. Теличко

Исследованы механические и диссипативные свойства наноструктурированных вакуумных конденсатов Fe–Cu с содержанием меди 19 и 40 мас. % в их исходном состоянии (осаждение при $T_c = 270$ °C) и после изотермического отжига при $T = 650$ °C. Микротвердость HV обоих конденсатов в исходном состоянии составляла 5,5 ГПа и не изменялась после отжига, тогда как рассеяние механической энергии в отожженных конденсатах увеличивалось, причем уровень логарифмического декремента для конденсата Fe–40 % Cu в 2,0...2,5 раза превышал соответствующие его значения для конденсата Fe–19 % Cu. Отмечается также относительно высокая устойчивость значений логарифмического декремента для конденсатов обоих составов при циклической деформации в температурном интервале 20...300 °C.

Mechanical and dissipative properties of nanostructured vacuum condensates Fe–Cu with 19 and 40 mas. % content of copper in their initial state (deposition at $T_c = 270$ °C) and after isothermal annealing at $T = 650$ °C are studied. Microhardness HV of both condensates in initial state was 5.5 GPa and was not changed after annealing, whereas dissipating of mechanical energy in annealed condensates increased, the level of logarithmic decrement for condensate Fe–40 % Cu 2.0...2.5 times increased the relative its values for condensate Fe–19 % Cu. The relatively high stability of values of logarithmical decrement for condensates of both compositions at cyclical deformation in the temperature interval 20...300 °C is also noted.

Ключевые слова: вакуумные конденсаты Fe–Cu; наноструктура; микротвердость; логарифмический декремент

Композитные сплавы Fe–Cu отличаются сочетанием хороших механических свойств и повышенной демпфирующей способности при температурах до 450 °C [1, 2]. Низкая взаимная растворимость меди и железа [3] способствует устойчивости их структуры и, следовательно, термической стабильности механических свойств, которые, кроме состава композита, определяются размерами его структурных элементов, зависящими в значительной мере от технологии получения материала.

В работе [4] показано, что в вакуумных конденсатах Fe–Cu, осаждаемых при температурах подложки ниже 400 °C, формируется зерно размером 0,3...0,5 мкм. Для них зависимость микротвердости HV от состава описывается широким максимумом (5,5 ГПа), а положение отвечает содержанию меди 30 мас. %*. Показано также, что исходные конденсаты на основе железа (содержание меди 20...40 %)

находятся в неравновесном состоянии: методами рентгеновского анализа и электронной микроскопии для них обнаружены только рефлексы ОЦК-железа. Отжиг конденсатов указанных составов при $T = 420$ °C приводил к выделению в матричном ОЦК-зерне наноразмерных частиц меди с ГЦК-решеткой [4].

В работе [6] показано, что вакуумные конденсаты Cu–Fe на основе меди (содержание железа до 7 %) отличаются высоким уровнем рассеяния механической энергии, однако их микротвердость HV составляет 2,0...2,2 ГПа, т. е. в 2,0...2,5 раза меньше, чем таковая конденсатов Fe–(20...40) % Cu. В настоящей работе исследовано влияние содержания меди на диссипативные свойства конденсатов Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu в исходном состоянии (после осаждения) и после термической обработки.

Объекты и методы исследования. Конденсаты Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu толщиной 60 мкм получены способом электронно-лучевого осаждения в ваку-

*Для сравнения, микротвердость композитов Fe–30 % Cu, получаемых способами порошковой металлургии, составляет 2,3 ГПа [5].
**Сплав ВТ1-0 характеризуется повышенной упругостью и низким уровнем рассеяния механической энергии в интервале $T = 20...400$ °C [1], необходимыми при исследовании диссипативных свойств конденсатов, осаждаемых на подложку в качестве покрытий.

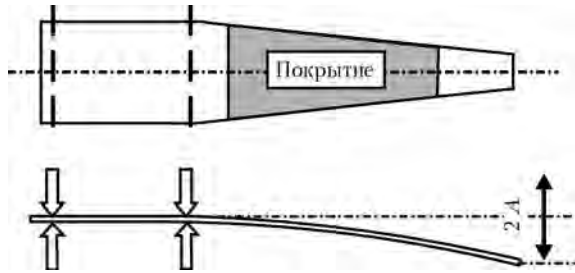


Рис. 1. Схематическое изображение формы и знакопеременной деформации образца с покрытием; A – амплитуда колебаний свободного конца образца

уме паровых фаз компонентов при их совместном испарении из двух независимых испарителей. Осаждение конденсатов производили при температуре $270\text{ }^{\circ}\text{C}$ на подложки толщиной $1,8\text{ мм}$, изготовленные из листа титанового сплава ВТ1-0**. При двукратной разнице в содержании меди полученные конденсаты характеризовались примерно одинаковой микротвердостью $HV \approx 5,2\text{ ГПа}$.

Диссипативные свойства конденсатов исследовали на лабораторной установке [7] при консольном закреплении образцов с конденсатами, осажденными в виде покрытий (рис. 1). Исходные данные, амплитудные зависимости логарифмического декремента (ЛД) $\delta_1(A)$ для образцов с покрытиями получали из осциллограмм затухающих изгибных колебаний частотой $130...140\text{ Гц}$.

Амплитудные зависимости $\delta_1(A)$ измеряли при нагреве конденсатов в интервале $20...450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Амплитудные зависимости ЛД, относящиеся к материалу конденсатов $\delta(\epsilon)$, где ϵ – амплитуда деформации однородно деформируемого покрытия, определяли расчетным методом [8] на основе экспериментальных данных $\delta_1(A)$.

Микротвердость конденсатов измеряли на их поперечных шлифах по методу Виккерса с использованием оптического микроскопа «Polyvar Met» при постоянной нагрузке на индентор 49 мН длительностью 10 с . Погрешность измерений не превышала $\pm 10\%$.

Конденсаты исследовали в исходном состоянии и после термической обработки, изотермического отжига в вакууме при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 2 ч . С целью учета вклада подложки в общее рассеяние энергии

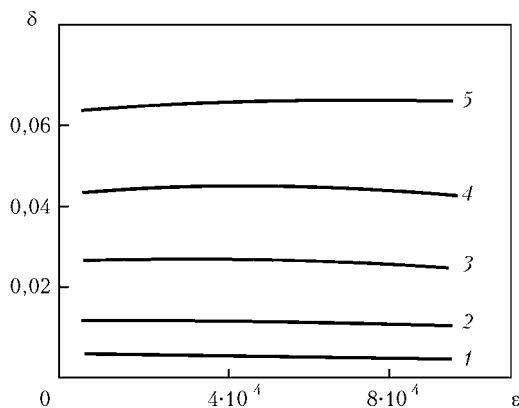


Рис. 2. Влияние температуры на амплитудную зависимость ЛД конденсата Fe–19 % Cu в исходном состоянии кривые: 1–5 – соответствуют значениям температуры $20, 250, 350, 400, 450\text{ }^{\circ}\text{C}$

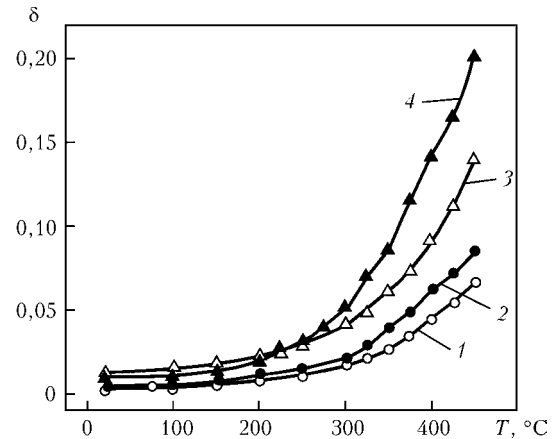


Рис. 3. Температурная зависимость ЛД для конденсатов Fe–19 % Cu (1, 2) и Fe–40 % Cu (3, 4) в исходном состоянии (1, 3) и после отжига при $T = 650\text{ }^{\circ}\text{C}$ (2, 4); сечение кривых $\delta(\epsilon)|_T$ на уровне $\epsilon = 6 \cdot 10^{-4}$

образцами с покрытиями измеряли амплитудные зависимости ЛД для образцов без покрытия в исходном состоянии и после их изотермического отжига.

Экспериментальные результаты. Рассеяние энергии для конденсата Fe–19% Cu в исходном состоянии характеризовалось амплитудной независимостью ЛД. С повышением температуры до $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ отмечено приблизительно одинаковое его увеличение во всем интервале амплитуд деформации (рис. 2). При комнатной температуре значения ЛД не превышали $2 \cdot 10^{-3}$. С повышением температуры они несколько увеличивались, начиная с $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, а затем резко возрастали до $6,5 \cdot 10^{-2}$ при $T = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, кривая 1).

Для конденсата Fe–40 % Cu в исходном состоянии ЛД в $2,0...2,5$ раза превышали соответствующие его значения, полученные для конденсата Fe–19 % Cu. Кроме того, рассеяние энергии в конденсате Fe–40 % Cu приобретало амплитудно-зависимый вид при повышенных температурах (рис. 4, кривая 3). Как и для конденсата Fe–19 % Cu, при его нагреве зафиксировано резкое увеличение ЛД, начиная с $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, кривая 3).

Влияние изотермического отжига конденсатов Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu на их характеристики рассеяния механической энергии отражено на рис. 3 и 4. Видно, что для обоих конденсатов ЛД превышает соответствующие его значения, полученные для их исходного состояния, в особенности со стороны больших амплитуд деформации. Для них, как и в исходном состоянии, зафиксировано резкое нарастание ЛД при $T > 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3, кривые 2, 4).

Следует отметить, что микротвердость обоих конденсатов практически не изменилась в результате термической обработки. Для отожженных конденсатов ее значения ($5,2$ и $5,15\text{ ГПа}$ соответственно для Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu) не отличались в пределах погрешности измерений $\Delta HV = \pm 0,5\text{ ГПа}$ от микротвердости в их исходном состоянии (соответственно $5,3$ и $5,2\text{ ГПа}$ для Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu).

Стабильность характеристик рассеяния энергии. Исследовали влияние термических циклов нагрев–

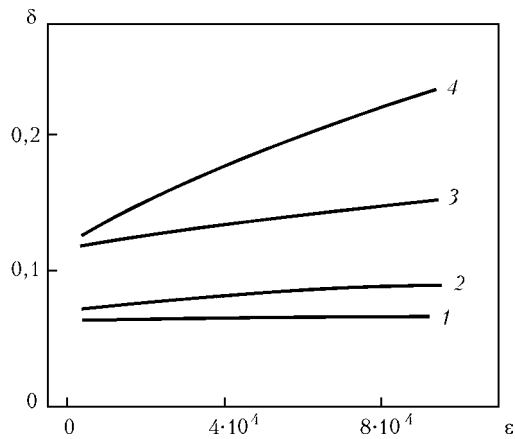


Рис. 4. Амплитудные зависимости ЛД конденсатов Fe-19 % Cu (1, 2) и Fe-40 % Cu (3, 4) при $T = 450$ °C: 1, 3 — исходное состояние; 2, 4 — после отжига при $T = 650$ °C

охлаждение и длительности знакопеременной деформации образцов с покрытиями на рассеяние в них механической энергии. Термическую устойчивость характеристик рассеяния энергии конденсатов оценивали путем сравнения промежуточных зависимостей $\delta_1(A)|_T$, полученных при одинаковых температурах в ходе нагрева образцов до 450 °C и последующего охлаждения.

Для образцов с конденсатами обоих составов в исходном состоянии и после их изотермического отжига зафиксировано практически полное совпадение кривых $\delta_1(A)|_T$, как это показано на примере образца с покрытием Fe-19 % Cu (рис. 5).

Испытания на циклическую устойчивость характеристик рассеяния энергии конденсатов проводили при нагреве образцов до 200 и 300 °C, после чего их подвергали знакопеременной деформации с амплитудой $\epsilon_m = 7 \cdot 10^{-4}$ и длительностью до $N = 5 \cdot 10^5$ цикл. (ϵ_m — максимальная амплитуда деформации покрытия вблизи корневого участка образца).

Полученные зависимости $\delta_1(A)$ до начала и в ходе циклической деформации образцов полностью совпадали в интервале значений амплитуды деформации $5 \cdot 10^{-5} < \epsilon_m < 5 \cdot 10^{-4}$ (рис. 6, кривые 1-3). Частичное уменьшение ЛД при значении амплитуды

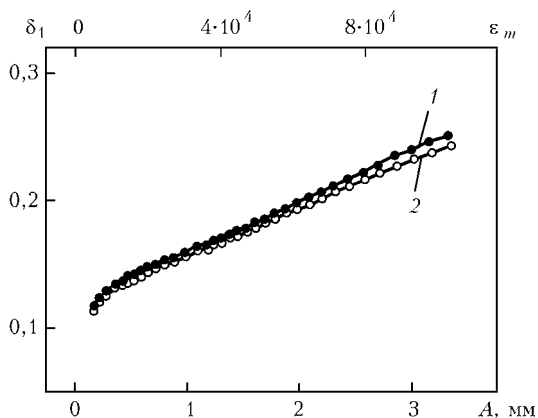


Рис. 5. Амплитудные зависимости ЛД для образца с неотожженным покрытием Fe-19 % Cu, измеренные при промежуточной температуре 250 °C в ходе нагрева образца до 450 °C (1) и последующего охлаждения (2)

ды $\epsilon_m > 6 \cdot 10^{-4}$ объясняется уменьшением вклада подложки в общее рассеяние энергии образца с покрытием в результате наклепа подложки в месте ее зажима (рис. 6, кривые 1', 3').

Анализ экспериментальных данных. Линейная, слабо выраженная амплитудная зависимость ЛД характерна для упрочненных металлов, когда действующие напряжения недостаточны для срыва и перемещения дислокаций [2] или их перемещение становится невозможным в среде плотной сетки дислокаций [9]. Подобный характер рассеяния энергии в исследуемых конденсатах Fe-Cu может также свидетельствовать об ограниченном в пространстве действии центров рассеяния энергии.

Упрочнение металлов с уменьшением размера зерна связывают со снижением количества дислокаций, способных перемещаться в теле зерен [10], в результате механические свойства металлов с субмикронным и меньшим зерном становятся зависимыми и от сопротивления деформации по границам зерен [11]. Для таких материалов рассеяние механической энергии, связанное с перестройкой атомных конфигураций на их границах, может становиться соизмеримым с рассеянием, обусловленным движением дислокаций внутри зерен, или превышать его [12].

В исследуемых конденсатах с размером матричного зерна 0,3...0,5 мкм зернограницный фактор усиливается наличием в них наноразмерных частиц меди, сопряженных с ОЦК-матрицей или выделившихся в ней при изотермическом отжиге. Разрыв их когерентной связи приводит к образованию дополнительных структурных нарушений на границах железо-медь и в результате — к увеличению рассеяния энергии в отожженных конденсатах.

Из сравнения амплитудных зависимостей $\delta(\epsilon)$ для конденсатов обоих составов (рис. 4) видно, что рассеяние энергии в значительной мере зависит от содержания в них меди; причем резкое увеличение ЛД проявляется при температурах более 250 °C,

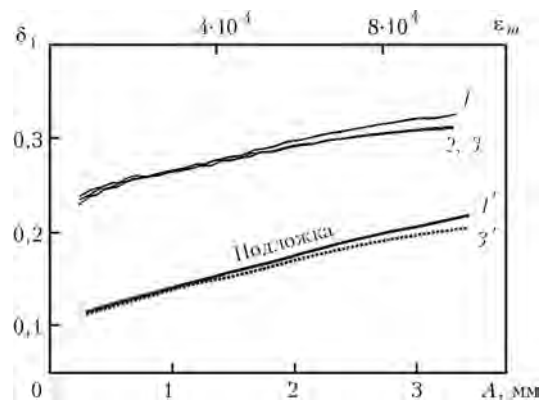


Рис. 6. Амплитудная зависимость ЛД образца без покрытия и с покрытием Fe-40 % Cu, отожженного при $T = 650$ °C, от длительности циклической деформации при $T = 250$ °C: 1, 1' — исходное состояние образца соответственно с покрытием и без; 2 — образец после $N = 1 \cdot 10^5$ цикл.; 3, 3' — образец соответственно с покрытием и без после $N = 3 \cdot 10^5$ цикл.; максимальная амплитуда деформации покрытия $\epsilon_m = 7,5 \cdot 10^{-4}$



Модули упругости конденсатов Fe–Cu и амплитуды действующих знакопеременных напряжений при их испытаниях в интервале температуры 20... 450 °С

T, °С	Fe–19 % Cu			Fe–40 % Cu		
	E, ГПа	σ, МПа		E, ГПа	σ, МПа	
		min	max		min	max
20	200	10,0	200	180	9,0	180
250	185	9,0	185	170	8,0	170
450	170	8,0	170	150	7,5	150

Примечание. Оценку модулей упругости конденсатов проводили в приближении правила смесей, $E(T) = (1 - v)E_{Fe}(T) + vE_{Cu}(T)$, где v — объемная доля меди в конденсате, а также с использованием литературных данных для модулей упругости меди [2] и железа [15] в интервале значений температуры 20... 450 °С.

что указывает на термически активированный характер процессов перестройки атомной структуры.

Следует отметить, что интенсивное рассеяние энергии при $T = 230... 350$ °С, обусловленное зернограничной диффузией, присуще чистой меди и зафиксировано как на образцах с крупным зерном [13], так и на ее пленках [14]. Приведенные данные позволяют полагать, что важным фактором, определяющим вклад медной компоненты в рассеяние энергии конденсатами Fe–Cu, является низкая, по сравнению с железом, температура плавления меди.

Необходимо также отметить, что с повышением температуры конденсатов значения ЛД для них увеличиваются во всей области амплитуд деформации, начиная с наименьших — примерно $\varepsilon \approx 5 \cdot 10^{-5}$ (рис. 2, 4), что свидетельствует об иницировании зернограничных процессов в полях малых внешних напряжений с амплитудой $\sigma \approx 7... 10$ МПа, где $\sigma = \varepsilon \cdot E$; E — модуль упругости конденсата (таблица).

Тем не менее, можно предположить, что дальнейшее увеличение прилагаемых напряжений, вплоть до $\sigma = 200$ МПа ($\varepsilon \approx 1 \cdot 10^{-3}$), не приводит к разрушению конденсатов по границам зерен. Такое предположение представляется оправданным, если принять во внимание циклическую устойчивость амплитудных зависимостей δ_1 (рис. 6), а также достаточно большую разницу между максимальной амплитудой прилагаемых напряжений и пределом текучести ($\sigma = 200$ МПа и $\sigma_T = 1,8$ ГПа)*.

Наноразмерный масштаб сегрегаций или выделившихся частиц меди позволяет рассматривать конденсаты Fe–Cu как дисперсно-упрочненные системы. Вместе с тем отсутствие заметной разницы микротвердости в неотожженном и отожженном состояниях указывает на то, что их прочностные свойства в значительной мере обусловлены размером структурных элементов.

Выводы

1. Установлено, что увеличение содержания меди в осажденных при температуре подложки 270 °С вакуумных конденсатах Fe–Cu от 19 до 40 % обуславливает двукратное повышение их характеристик рассеяния механической энергии в интервале температур 250... 450 °С.

2. Показано, что выделение наноразмерных частиц меди в зерне железа при отжиге конденсатов Fe–19 % Cu и Fe–40 % Cu обуславливает увеличение характеристик рассеяния энергии на 15... 25 % без заметного уменьшения их твердости.

1. Писаренко Г. С., Яковлев А. П., Матвеев В. В. Вибропоглощающие свойства конструкционных материалов. — Киев: Наук. думка, 1971. — 375 с.
2. Головин С. А., Пушкар А., Левин Д. М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. — М.: Металлургия, 1987. — 192 с.
3. Elliot R. P. Constitution of binary alloys, 1st Suppl., McGraw-Hill. — New York, 1965. — 674 p.
4. Структура и механические свойства нанокомпозитов Fe–Cu, полученных осаждением паровых фаз / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // HighMatTech-2009: Тез. докл. (Киев, 19–23 окт. 2009). — Киев, 2009. — С. 295.
5. Филиппов Н. И. Получение и свойства сверхмелкозернистых железомедных псевдосплавов. — Киев: ИПМ НАН Украины, 2002. — С. 67–80.
6. Influence of Fe-additives on the microstructure and mechanical properties of vacuum condensates of copper // A. I. Ustinov, V. S. Skorodzievskii, O. V. Feslun et al. // Material engineering. — 2010 (to be published).
7. Устинов А. И., Мовчан Б. А., Скородзиевский В. С. Исследование демпфирующей способности плоских образцов из титанового сплава Ti–6 % Al–4 % V с покрытиями из олова и иттрия // Пробл. прочности. — 2001. — № 4. — С. 55–61.
8. Устинов А. И., Скородзиевский В. С., Косенко Н. С. Изучение диссипативных свойств однородных материалов, осажденных в виде покрытий. Сообщение 2. Метод определения амплитудной зависимости истинного декремента колебания материала покрытия // Там же. — 2007. — № 6. — С. 134–143.
9. Валиев Р. З., Корзников А. В., Мулюков Р. Р. Структура и свойства металлических материалов с субмикроструктурной структурой // Физика металлов и металлургия. — 1992. — № 4. — С. 70–86.
10. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Там же. — 1999. — № 1. — С. 50–73.
11. Фирстов С. А. Особенности деформации и разрушения микро- и нанокристаллических материалов // Прогрессивные материалы и технологии: Сб. науч. ст. — Киев, 2003. — Т.2. — С. 610–630.
12. Ke T. Модель границ зерен и механизм вязкого межкристаллитного скольжения // Упругость и неупругость металлов: Сб. ст. — М.: Инстр. лит-ра, 1954. — С. 271–306.
13. Choi D-H., Nix W. D. Anelastic behavior of copper thin films on silicon substrates: Damping associated with dislocations // Acta Materialia. — 2006. — № 54. — P. 679–687.
14. Warner D. H., Sansoz F., Molinari J. F. Atomistic based continuum investigation of plastic deformation in nanocrystalline copper // Intern. J. of Plasticity. — 2006. — № 22. — P. 754–774.
15. Бозорт Р. Ферромагнетизм. — М.: Инстр. лит-ра, 1956. — 784 с.

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

Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова

НАН Украины, Киев

Поступила 14.12.2009

*Оценку предела текучести металлов можно производить по данным микротвердости, используя приближение $\sigma_T \approx HV/3$ (например для меди в работе [14]). При таком подходе для исследуемых конденсатов Fe–Cu получим $\sigma_T \approx 1,8$ ГПа при $T = 20$ °С, что на порядок больше, чем максимальная амплитуда прилагаемого знакопеременного напряжения.



УДК 669.187.526:51.001.57

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА СЛИТКОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ВОССТАНОВЛЕННОГО КОНЦЕНТРАТА МОЛИБДЕНА СПОСОБОМ ЭЛПЕ

В. О. Мушегян

Исследован металл молибденовых слитков, полученных из брикетов восстановленного порошка молибдена способом ЭЛПЕ. Определены статистические параметры, конфигурация и пространственное расположение неметаллических включений. Проведен сравнительный анализ включений в слитках ЭЛПЕ и ВДП

The metal of molybdenum ingots produced of briquettes of recovered powder of molybdenum using EBCH melting method was studied. The statistic parameters, configuration and spatial position of non-metallic inclusions were defined. The comparative analysis of inclusions in ingots of EBCH and VAR was made.

Ключевые слова: молибден; слиток; структура; примеси; включения; электронно-лучевой переплав; рафинирование; промежуточная емкость

Металлический молибден традиционно получают путем восстановления чистого триоксида молибдена или чистого молибдата аммония водородом [1]. В зависимости от режимов восстановления производят порошки с разными размерами частиц и набором зерен. Твердые и газообразные примеси, присутствующие в порошке в виде растворенных и нерастворенных примесей, сильно влияют на поведение порошка при переделе, а также на конечные свойства компактного металла.

Свойства порошка в определенной степени взаимозависимы. Например, большая удельная поверхность мелкодисперсного порошка является причиной повышенной поверхностной адсорбции газов, что в свою очередь сказывается на последующих процессах обработки металлического порошка. В результате содержание, например кислорода, составляет 0,005... 0,020 % [2], что является удовлетворительным только с учетом мелкодисперсной структуры порошкового металла.

Таким образом, порошковая металлургия обеспечивает чистоту молибдена от примесей, необходимую для ограниченного круга изделий (в основном для нагревательных элементов).

Для применения молибдена в условиях, требующих определенного уровня пластических свойств, необходима его дополнительная очистка от примесей. Такую очистку обеспечивают способы вакуумного переплава – электродуговой и электронно-лучевой [3].

Истоком современной промышленной дуговой плавки молибдена являются отдельные опыты, проведенные в 1943 г. с целью выяснения возможностей дуговой вакуумной плавки молибдена на переменном токе [4], которые положили начало разработке процесса получения молибдена в виде заготовок более крупных размеров, чем это достигалось в то время способами порошковой металлургии, расширив тем самым сферы применения молибдена в качестве конструкционного металла.

Несмотря на то, что структура металла при обычном металлографическом исследовании была удовлетворительной и содержала мало неметаллических включений, металл не поддавался ковке. Удар молота по слитку, нагретому до 1100 °С, превращал последний в грудку отдельных кристалликов.

Установлена необходимость раскисления металла при вакуумно-дуговом переплаве (ВДП). Плавка прутков с регулируемой добавкой углерода позволила получать слитки, поддающиеся ковке. Ранее при выплавке молибдена в вакууме и раскислении его углеродом следовало поддерживать содержание углерода в металле около 0,06 % для получения ковкого слитка.

Совершенствование оборудования и технологии позволили снизить содержание углерода. Сейчас слитки электродуговой плавки содержат около 0,001 % кислорода и 0,02 % углерода. Эти значения превышают их предельную растворимость при умеренных температурах (до 600 °С). Поэтому в объеме зерна, особенно по его границам, выделяются оксиды и карбиды молибдена (рис. 1) размером 5... 10 мкм неправильной вытянутой формы (коэффициент

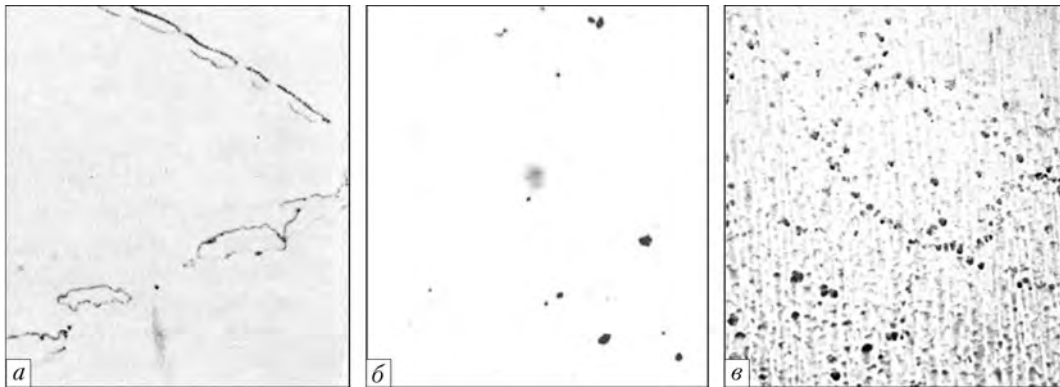


Рис. 1. Оксидные и карбидные включения в молибденовых слитках: *a* – ВДП [4], $\times 2000$; *b* – ЭЛПЕ, $\times 1000$; *v* – ЭЛПЕ, электро-травление, $\times 500$

удлинения составляет от 3 до 6), что делает их вероятными зародышами трещин.

Одной из главных проблем, ограничивающих применение молибдена в качестве конструкционного материала, является хладноломкость, т. е. переход металла из вязкого состояния в хрупкое при понижении температуры [5], что характерно для всех металлов и сплавов с решеткой объемноцентрированного куба.

На практике температура перехода определяется как скачок, который происходит вследствие сужения поперечного сечения образца при разрыве с понижением температуры испытания. При этом относительное сужение поперечного сечения образца резко уменьшается. На температуру перехода оказывают влияние механические, химические и металлургические факторы.

Влияние химического состава на температуру перехода изучено подробнее, чем других факторов. Неметаллические примеси (азот, углерод и особенно оказывает кислород) определяют характер разрушения. Самым важным при этом является переход от разрушения путем отрыва к разрушению по границам зерен.

По данным работы [2], с ростом содержания кислорода от 0,002 до 0,010 % область температуры перехода повышается на 150 °С. Это является следствием того, что при массовой доле кислорода выше 0,008 % характеристики разрушения очень чувствительны к деформациям вследствие выделения оксидов по границам зерен.

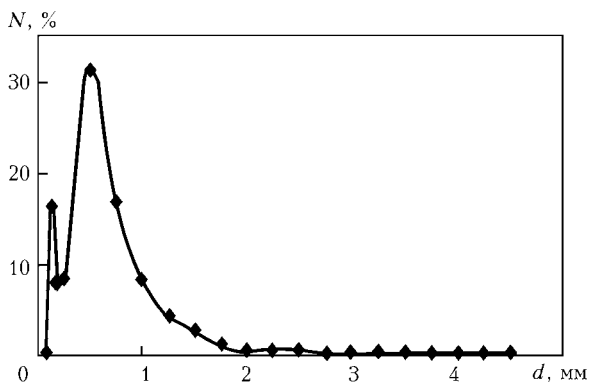


Рис. 2. Кривая распределения включений по размерам (в процентах от общего количества *N*)

Азот медленнее повышает температуру перехода. Углерод в малой концентрации ослабляет вредное влияние кислорода, но при высоком содержании действует так же, как и он. Таким образом, для улучшения пластических свойств молибдена необходимо уменьшение количества примесей, особенно указанных выше.

Эффективным способом борьбы с примесями является электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [6]. По сравнению с ВДП, она имеет ряд преимуществ. В то время, как при ВДП отвод насыщенной примесями паровой фазы от рафинируемой поверхности слитка экранируется расходуемым электродом, промежуточная емкость позволяет не только увеличить поверхность испарения примесей, но и повысить эффективность испарения благодаря свободной откачке паровой фазы от указанной поверхности.

Кроме того, ЭЛПЕ дает возможность выдерживать расплав молибдена в промежуточной емкости практически неограниченное время при температуре, на 50... 100 °С выше точки плавления, что недостижимо в случае ВДП из-за жесткой привязки времени выдержки в жидкой фазе и температуры расплава к производительности плавки.

Данные работы [7] показывают, что даже в случае прямого электронно-лучевого переплава (двукратного) уровень содержания примесей в молибдене ниже, чем при ВДП (0,0006 % кислорода и 0,002 % углерода).

Применение промежуточной емкости позволяет дополнительно использовать такой механизм удаления неметаллических включений из расплава металлов, при котором включения всплывают на поверхность жидкого металла в промежуточной емкости и распадаются под действием электронного луча [8].

С целью изучения влияния ЭЛПЕ на содержание примесей и включений в металле слитков молибдена исследовали слитки, полученные путем вовлечения в плавильное производство восстановленного молибденового концентрата производства ОАО «Чистое железо» (Ереван, Армения) в виде брикетов [9]. Содержание примесей в брикетах было достаточно высоким (0,2 % кислорода, 0,005 % углерода и 0,03 % азота) – значительно выше, чем в



Распределение неметаллических включений по размерам		
Размер включений, мкм	Количество включений	Массовая доля включений, %
0,10	0	0
0,15	76	15,96639
0,20	38	7,983193
0,25	40	8,403361
0,50	151	31,72269
0,75	80	16,80672
1,00	39	8,193277
1,25	20	4,201681
1,50	13	2,731092
1,75	5	1,050420
2,00	2	0,420168
2,25	3	0,630252
2,50	3	0,630252
2,75	0	0
3,00	0	0
3,25	2	0,420168
3,50	0	0
3,75	0	0
4,00	0	0
4,25	0	0

традиционно применяемых для выплавки слитков молибденовых штабиках [2], что создавало дополнительные трудности при электронно-лучевом переплаве.

С целью повышения интенсивности рафинирования брикеты перед сплавлением в промежуточную емкость подавали на водоохлаждаемый припод для их нагревания и интенсивного газовыделения.

Эффективное рафинирование молибдена обеспечивалось благодаря высокой скорости откачки и остаточному давлению в плавильной камере (примерно $1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ Па).

В процессе плавки получены слитки молибдена ЭЛПЕ диаметрами 70 и 100 мм. Металлографические исследования структуры образцов из слитков осуществляли на оптическом микроскопе Neophot-

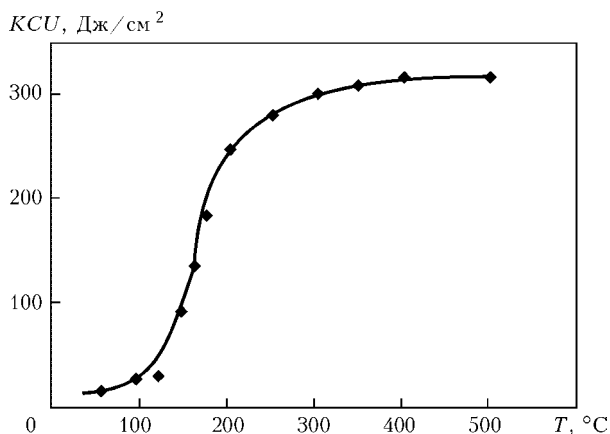


Рис. 3. Зависимость ударной вязкости молибдена ЭЛПЕ от температуры испытаний

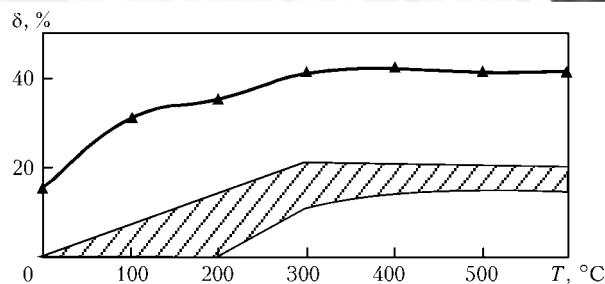


Рис. 4. Зависимость относительного удлинения δ молибденовых образцов от температуры испытания T (заштрихованная область — прутки из порошкового молибдена [10]; сплошная линия — гильзы из молибдена ЭЛПЕ)

32 в диапазоне увеличений 100... 1000. На полированных поверхностях шлифов, обработанных электро травлением, обнаружены включения размерами 0,15... 2,0 мкм, равномерно распределенные по поверхности шлифа, в том числе по границам зерен (рис. 1, 2, таблица). Включения имели правильную округлую форму, коэффициент их удлинения не превышал 2.

Эти особенности структуры сопровождаются снижением твердости HV слитка (1400... 1550, по сравнению с 1760... 1800 МПа для металла слитков ВДП).

Ударную вязкость образцов слитка определяли на ГП «Научно-исследовательский трубный институт им. Я. Е. Осады». Зависимость ударной вязкости образцов типа менаже от температуры испытания показала, что порог хладноломкости для молибдена ЭЛПЕ находится в интервале 100... 200 °C (рис. 3).

Предварительные испытания горячедеформированных трубных заготовок (гильз) на микрообразцах диаметром 1 мм показали значительное повышение пластичности металла ЭЛПЕ, по сравнению с экструдированными молибденовыми прутками из металла, полученного с помощью традиционной порошковой технологии [10] (рис. 4). Из рисунка следует, что способ ЭЛПЕ позволил несколько снизить температуру перехода в пластичное состояние.

Представляется перспективным увеличение количества углерода в слитках ЭЛПЕ при сохранении достигнутых размеров и формы включений для реализации механизма высокотемпературной гетерогенизации [11].

Выводы

1. Установлено, что ЭЛПЕ является эффективным способом рафинирования молибдена от вредных примесей. Массовые доли кислорода и углерода составляют соответственно 0,0006 и 0,002 %.

2. Карбидные и оксидные включения в молибденовых слитках, полученных с использованием технологии ЭЛПЕ, имеют в среднем в 10 раз меньший размер, чем слитки ВДП, а также конфигурацию, близкую к сферической, и равномерно распределены в теле зерна.

3. Определено, что молибден после ЭЛПЕ демонстрирует более высокую пластичность, по срав-



нению с молибденом, полученным традиционными способами обработки.

1. *Тойсинг С. Х.* Молибденовый порошок / Под ред. А. К. Натансона // Молибден. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1962. — С. 28–42.
2. *Зеликман А. Н.* Молибден. — М.: Металлургия, 1970. — 440 с.
3. *Дуговые вакуумные печи и электронные плавильные установки* / М. Я. Смелянский, В. А. Бояршинов, К. Д. Гуттерман и др. — М.: Металлургиздат, 1962. — 190 с.
4. *Тиммонс Дж. А., Ийлинг Р. Дж.* Дуговая плавка молибдена // Молибден / Под ред. А. К. Натансона. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1962. — С. 28–42.
5. *Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А.* Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 315 с.
6. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
7. *Заборонок Г. Ф., Зеленцов Т. И., Ронжин А. С.* Электронная плавка металлов. — М.: Металлургия, 1965. — 292 с.
8. *Электронно-лучевая плавка титана* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. — Киев: Наук. думка, 2006. — 248 с.
9. *Мушегян В. О.* Электронно-лучевая плавка восстановленного концентрата молибдена // Современ. электрометаллургия. — 2009. — № 4. — С. 26–28.
10. *Ершова И. О., Манегин Ю. А.* Влияние деформационной обработки на механические свойства промышленных тугоплавких сплавов // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1999. — № 2. — С. 106–109.
11. *Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А.* Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1972. — 240 с.

НТЦ «Патон-Армения»

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

Поступила 18.03.2010

МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА

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

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

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

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

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

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

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

E-mail: metal@vcudmurtia.ru



УДК 621.745.5:669.15126

ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЕ РАСКИСЛЕНИЕ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ, ВЫПЛАВЛЕННЫХ В ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЕЧИ С КЕРАМИЧЕСКИМ ПОДОМ

В. Р. Бурнашев, В. А. Шаповалов

Определена оптимальная добавка алюминия в период предварительного раскисления исследуемых сталей. Для сталей 05X12H2M и 07X12HMFBR рекомендовано вводить 2 кг/т кускового алюминия, для стали 05X14H15M3Ц — 3 кг/т. Установлено, что повышение расхода алюминия в период предварительного раскисления выше указанного приводит к ухудшению служебных характеристик исследуемых сталей.

The optimal addition of aluminium in the period of preliminary deoxidization of studied steels is defined. It is recommended for 05Kh12N2M and 07Kh12NMFBR steels to add 2 kg/t of lumpy aluminium, while for 05Kh14N15M3Ts steel — 3 kg/t. It was established that increase of consumption of aluminium in the period of preliminary deoxidization higher than specified one leads to deterioration of service characteristics of investigated steels.

Ключевые слова: плазменно-дуговая гарнисажная плавка; хромистая сталь; алюминий; раскисление

Коррозионностойкие стали 05X12H2M, 07X12HMFBR (с содержанием хрома 12 %), 05X14H15M3Ц (с содержанием хрома 14 %) (табл. 1) предназначены для изготовления трубных систем котлов, задвижек и другой запорной аппаратуры, работающей при высоких температурах.

Наиболее применяемым раскислителем для исследуемых сталей является алюминий. Его остаточное количество для сталей 07X12HMFBR и 05X12H2M не должно превышать 0,15 %. Больше содержание алюминия в готовом металле может способствовать появлению тепловой хрупкости и обра-

зованию трещин при сварке. При раскислении алюминием включения глинозема удаляются из стали достаточно полно [1–4]. Так, при массовых долях в металле 0,05... 0,2 % кислорода и 0,02... 0,8 % алюминия глинозема в готовой стали содержалось в среднем 0,01, а удалялось 60... 90 %.

При избытке кислорода в стали и недостаточном количестве алюминия в результате экзотермического характера реакции окисления алюминия и локального перегрева металла образуются жидкие неметаллические включения. В затвердевшем металле они обнаруживаются в виде глобулей, содержащих оксид железа и глинозем. При избытке алюминия возможно образование мелких твердых включений, удаление которых в спокойной ванне затруднено. Поэтому особенно важно знать оптимальное коли-

Таблица 1. Химический состав исследуемых материалов

Марка материала	Массовая доля элементов, %											
	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	V	Si	C	S	P	N	Al
	Не более											
05X14H15M3Ц	1,4... 1,7	13,0... 15,0	14,0... 16,0	2,0... 3,0	–	–	0,30	0,05	0,02	0,025	0,03	–
07X12HMFBR	0,3... 0,8	11,5... 13,0	0,8... 1,3	0,8... 1,0	0,1... 0,2	0,1... 0,2	0,20	0,05... 0,08	0,02	0,020	0,03	0,1
05X12H2M	0,3... 0,8	11,5... 13,0	1,4... 2,0	0,8... 1,0	–	–	0,17... 0,37	0,05	0,02	0,020	0,03	0,1

Примечание. Железо — остальное.



Таблица 2. Термодинамика раскисления алюминием исследуемых сталей

Температура, К	05X12Н2М			05X14Н15М3Ц			07X12НМФБР		
	Константа раскисления $\lg k_{[O], Al_2O_3}$	Оптимальный расход алюминия $[R]^*$, кг/т	Минимальное содержание кислорода $[O]_{min}$, ppm	Константа раскисления $\lg k_{[O], Al_2O_3}$	Оптимальный расход алюминия $[R]^*$, кг/т	Минимальное содержание кислорода $[O]_{min}$, ppm	Константа раскисления $\lg k_{[O], Al_2O_3}$	Оптимальный расход алюминия $[R]^*$, кг/т	Минимальное содержание кислорода $[O]_{min}$, ppm
1723	-5,121	1,69	0,4809	-5,048	1,82	0,5425	-5,114	1,70	0,4867
1773	-4,784	2,13	0,8956	-4,713	2,29	1,007	-4,777	2,15	0,9062
1823	-4,465	2,65	1,612	-4,396	2,84	1,807	-4,458	2,67	1,6310
1873	-4,164	3,26	2,812	-4,096	3,49	3,142	-4,157	3,28	2,8440
1923	-3,878	3,97	4,765	-3,812	4,24	5,309	-3,871	3,99	4,8170

чество алюминия, вводимого в предварительный период раскисления [1].

Наиболее благоприятным периодом для предварительного раскисления алюминием металла, выплавляемого в плазменных печах с керамическим тиглем, является конец плавления.

Проведены оценочные термодинамические расчеты по определению оптимального расхода алюминия в процессе предварительного раскисления хромистых сталей. Расчет производили по методике, приведенной в работе [5]. За основу брали сплав железа, содержащий 12... 14 % хрома.

Для определения константы равновесия реакции раскисления сталей составили следующее выражение:

$$\lg k_{[O], Al_2O_3} = -\frac{21114}{T} + 6,836 - \lg f_O^{Cr} - \frac{2}{3} \lg f_{Al}^{Cr}, \quad (1)$$

где $-\frac{21114}{T} + 6,836$ — константа реакции раскисления железа алюминием [5]; $\lg f_O^{Cr}$ и $\frac{2}{3} \lg f_{Al}^{Cr}$ — слагаемые, учитывающие влияние хрома на коэффициенты активности соответственно кислорода и алюминия.

Для количественного учета влияния содержания компонента j на коэффициент активности элемента i в работе [6] введено понятие «параметр взаимодействия» e_i^j .

$$\lg f_O^{Cr} = e_O^{Cr} [Cr, \%],$$

$$\lg f_{Al}^{Cr} = e_{Al}^{Cr} [Cr, \%]$$

После подстановки параметров взаимодействия в выражение (1) получим

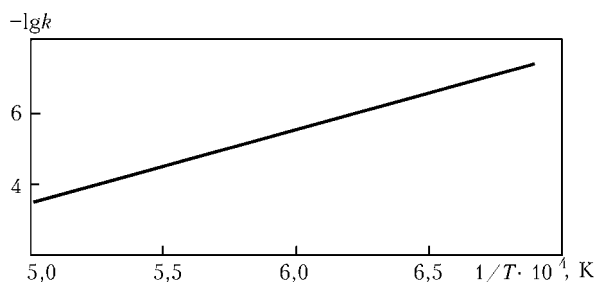


Рис. 1. Политерма растворимости кислорода в исследуемых сталях

$$\lg k_{[O], Al_2O_3} = -\frac{21114}{T} + 6,836 - e_O^{Cr} [Cr, \%] - \frac{2}{3} e_{Al}^{Cr} [Cr, \%]. \quad (2)$$

Параметры взаимодействия e_i^j первого порядка для разбавленных растворов в железе заимствовали из работ [4, 6–8].

Минимальное содержание кислорода и оптимальное количество элемента-раскислителя (алюминия) определяли по формулам, приведенным в работе [5]:

$$\lg [O]_{min} = 0,713 \lg k_{[O], R_2O_3} - \frac{1812}{T} + 1,065 - 0,475 \lg A_R; \quad (3)$$

$$\lg [R]^* = 0,431 \lg k_{[O], R_2O_3} + \frac{2718}{T} - 1,168 + 0,713 \lg A_R, \quad (4)$$

где A_R — атомная масса раскислителя.

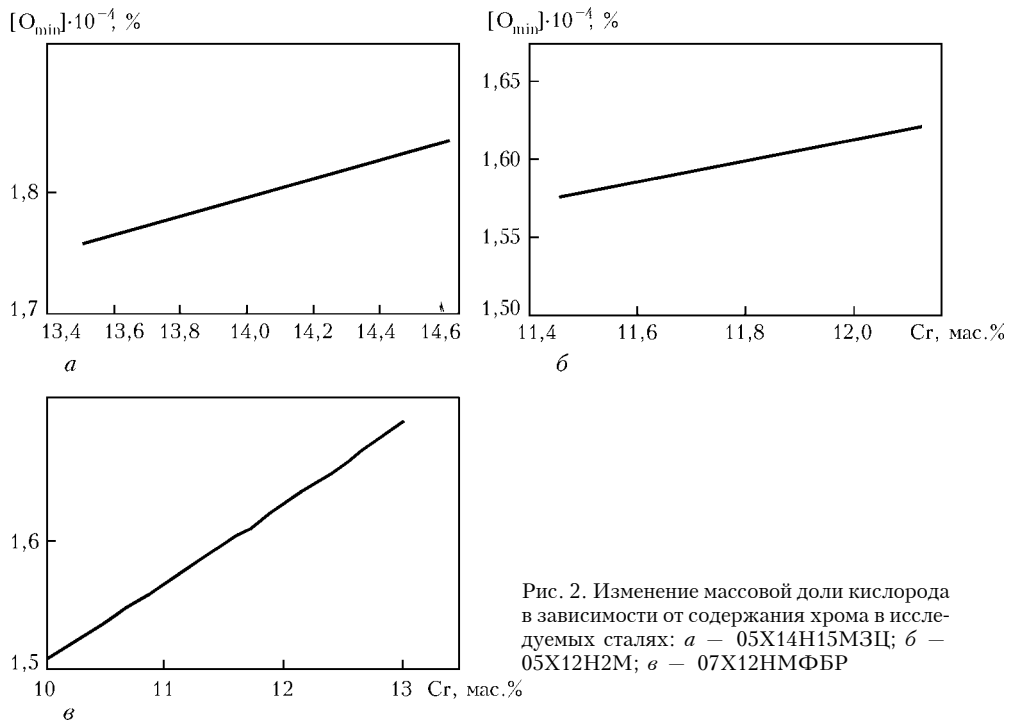
С использованием выражений (2)–(4) рассчитаны значения величин $\lg k_{[O], Al_2O_3}$, $[O]_{min}$ и $[R]^*$. Результаты расчета приведены в табл. 2.

На основе результатов расчета построены политермы растворимости кислорода в исследуемых сталях, графики зависимости минимального содержания кислорода от содержания хрома в стали.

Анализ политермы растворимости кислорода (рис. 1) показал, что для исследуемых хромистых сталей с ростом температуры увеличивается растворимость кислорода. Выявлено также, что с повышением содержания хрома растет массовая доля кислорода (рис. 2). Это согласуется с результатами исследований, приведенными в работе [9].

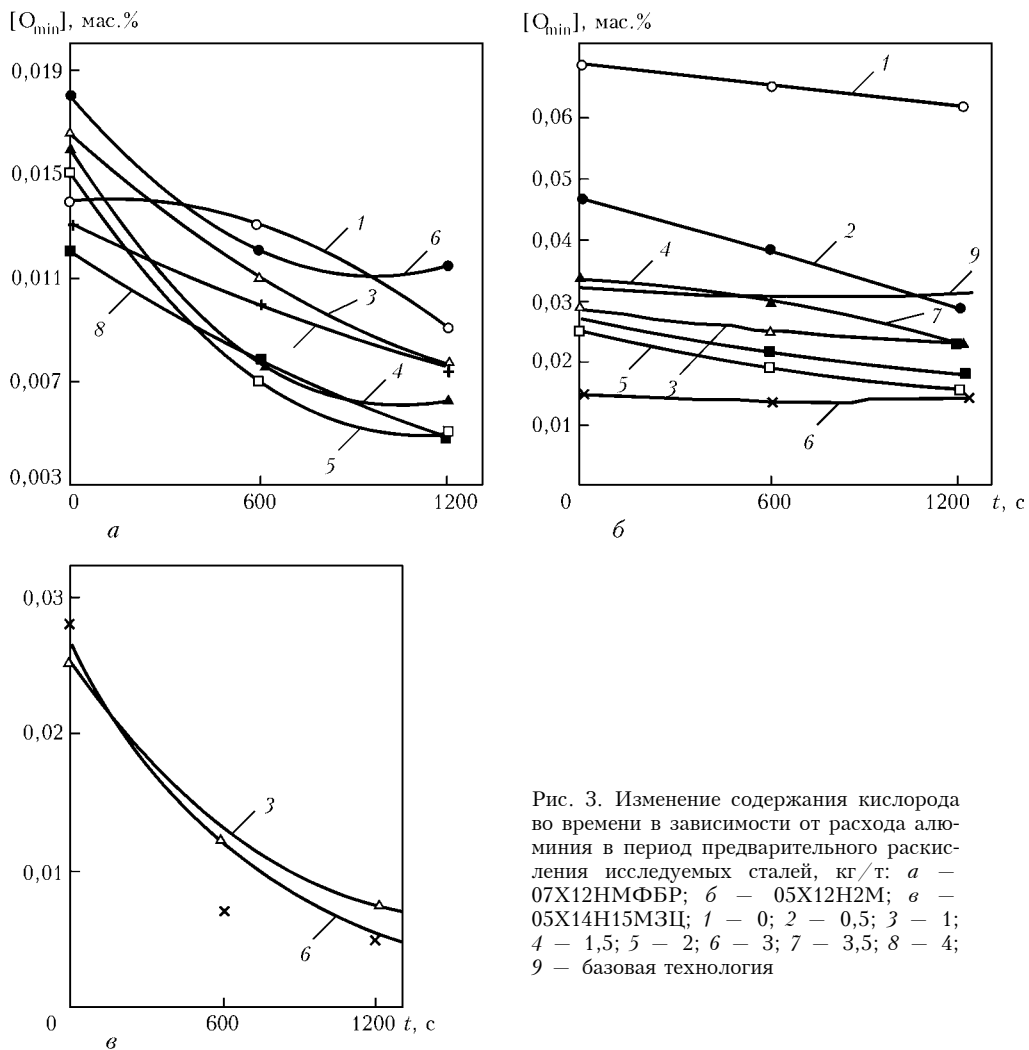
Для хромистых сталей 05X12Н2М и 07X12НМФБР оптимальная добавка алюминия в процессе предварительного раскисления по расчету находится в пределах от 2 до 2,6 кг/т (табл. 2). Для стали 05X14Н15М3Ц она составляет 2...3 кг/т.

При этом в реальных условиях плазменно-дуговой гарнисажной плавки в связи с активным взаи-



модействием металла с футеровкой, шлаком, струи металла при разливке с воздухом понизить концен-

трацию кислорода до указанных расчетных значений невозможно.



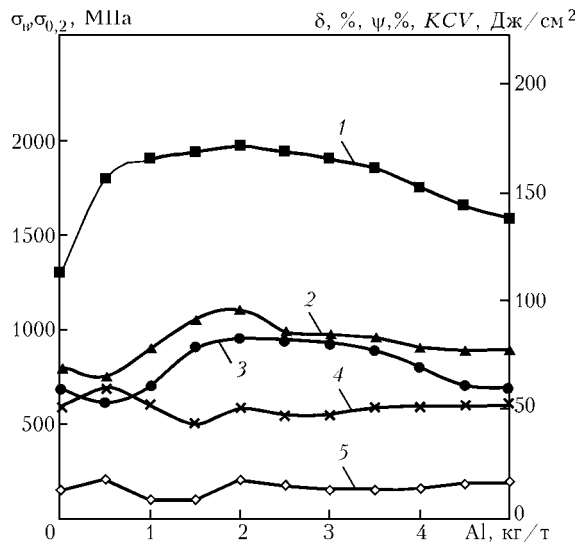


Рис. 4. Зависимость механических свойств стали 05X12H2M от расхода алюминия в предварительный период раскисления: 1 – KCV; 2 – $\sigma_{в}$; 3 – $\sigma_{0,2}$; 4 – ψ ; 5 – δ

Результаты расчетов учитывали при проведении серии опытных плавки хромистых сталей. Комплекс работ по получению оптимальных режимов раскисления специальных сталей проводили в плазменно-дуговой печи на переменном токе с керамическим тиглем УПК-50 [10, 11].

Плавки исследуемых материалов осуществляли в аргоне при избыточном давлении 290 Па. Аргон для плавки использовали марки А (ГОСТ 10157–79). Массовая доля примесей в аргоне, согласно указанному стандарту, следующая: не более 0,006 % азота; не более 0,0007 % кислорода; содержание влаги при температуре 290 К и давлении 101 кПа составляет 0,007 г/м³.

При выплавке стали в основных печах для образования основного шлака используют известь, плавиковый шпат. Наиболее важной составляющей шлаковых смесей является известь СаО. С целью

выплавки высококачественной стали используют только свежееобожженную известь. Для разжижения высокоосновных шлаков применяют плавиковый шпат СаF₂. Использование СаF₂ позволяет разжижать высокоосновные шлаки без уменьшения их основности, что чрезвычайно важно для эффективного удаления серы. При выплавке нержавеющей сталей для разжижения густых магнезиальных шлаков зачастую используют Al₂O₃.

Таким образом, завалку шихты начинали с загрузки на подину флюса в объеме 2 % от массы шихты. При выплавке сталей 05X14H15M3Ц, 05X12H2M флюс содержал 75 % СаО и 25 % СаF₂, стали 07X12HMФБР – 45 % СаО, 30 % Al₂O₃ и 25 % СаF₂. Масса шихты равнялась 10... 25 кг.

По ходу плавки после наведения ванны вводили кусковой алюминий в пределах 0... 3 кг/т. С интервалом 5 мин осуществляли отбор проб металла путем всасывания в кварцевые трубки. Одновременно измеряли температуру металла контактным способом, используя термопару ВР20/5 (вольфрам-рениевая) диаметром 0,35 мм с защитой с пая колпачком из карбонитрида бора. Температуру ванны поддерживали на уровне оптимальной расчетной (1530... 1550 °С).

При замере температуры для защиты металла от соприкосновения с внешней атмосферой через технологический ввод задували аргон. Вторичным прибором служил самописец КСП-4, показания которого пересчитывали по градуировочным таблицам [12]. Погрешность измерения составляла ±20 °С.

Слив металла осуществляли наклоном печи. Выпуск металла производили через сливное отверстие в медную изложницу. Защищали струю металла при выпуске от вторичного окисления аргонном.

Полученные слитки ковали на пластины и прутки, термообработывали и изготовляли образцы для определения содержания кислорода, а микрошлифы и образцы – для электрохимического выделения неметаллических включений.

Таблица 3. Влияние режимов раскисления на содержание газов и неметаллических включений в исследуемых сталях

Марка стали	Расход раскислителей, кг/т				Остаточное содержание газов, мас. %		Степень рафинирования металла, %		Оксидные включения, об. %	Общее содержание неметаллических включений, мас. %
	Предварительное		Окончательное							
	Al	Mn	Al	Zr	[O]	[N]	[O]	[N]		
05X14H15M3Ц	1,0	15	0,5	5	0,0080	0,0130	72	46	0,043	0,0069
	2,0	15	0,5	5	0,0030	0,0120	87	Не определено	0,012	0,0042
	3,0	15	0,5	5	0,0060	0,0160	64	35	0,016	0,0035
05X12H2M	1,0	15	0,5	–	0,0180	0,0270	45	35	0,339	0,0200
	2,0	15	0,5	–	0,0140	0,0240	48	30	0,151	0,0150
	2,5	15	0,5	–	0,0160	0,0380	43	38	0,169	0,0190
07X12HMФБР	1,0	15	0,5	–	0,0055	0,0078	51	63	0,058	0,0100
	2,0	15	0,5	–	0,0052	0,0190	62	46	0,058	0,0149
	3,0	15	0,5	–	0,0078	0,0080	57	58	0,055	0,0084



Результаты исследований (рис. 3, 4) показали, что изменение расхода алюминия в период предварительного раскисления исследуемых сталей в пределах от 1 до 3 кг/т способствует как увеличению скорости удаления кислорода, так и степени рафинирования металла от кислорода. Уменьшается и загрязненность металла оксидными включениями, о чем свидетельствуют результаты металлографического анализа (табл. 3).

Следует отметить, что снижение массовой доли кислорода происходит в основном в начальный период плавки. Дальнейшее сокращение содержания кислорода во времени незначительно.

При увеличении расхода алюминия в предварительный период раскисления свыше 3 кг/т зафиксирована тенденция к снижению рафинирования расплава. Это связано с влиянием, которое оказывает алюминий на коэффициент активности кислорода.

Металлографическая оценка качества полученного металла показала, что минимум загрязненности оксидными включениями (табл. 3) для сталей 05X12H2M и 07X12HMФБР обнаружен при введении 2 кг/т алюминия в период предварительного раскисления. Для стали 05X14H15M3Ц этот минимум достигается при расходе 3 кг/т. При этом в готовом металле обеспечивается остаточное содержание алюминия в пределах соответственно 0,08...0,15 и 0,24 %. Загрязненность неметаллическими включениями составила не более 3 баллов. Определена удовлетворительная технологичность стали при деформировании [13].

С увеличением расхода алюминия до 2 кг/т происходит повышение механических свойств стали 05X12H2M (рис. 4). Дальнейшее увеличение расхода алюминия до 5 кг/т приводит к ухудшению механических свойств на 20...30 %.

Следует отметить, что результаты оценочного расчета и эксперимента по определению оптимальной добавки алюминия близки.

Проведенные исследования позволили рекомендовать следующие оптимальные режимы раскисления алюминием: для сталей 05X12H2M и 07X12HMФБР предварительный — 2, окончательный — 0,5; для 05X14H15M3Ц предварительный — 3, окончательный — 0,5 кг/т.

1. Выбор оптимального режима раскисления хромистой стали плазменной выплавки / В. Р. Бурнашев, А. А. Жаров, А. Г. Игнатенко и др. // Судостроит. пром-сть. Сер. Металловедение. Металлургия. — 1988. — Вып. 8. — С. 43–47.
2. Браун М. П. Микролегирующие стали. — Киев: Наук. думка, 1988. — 287 с.
3. Смирнов Н. А., Кудрин В. А. Рафинирование стали порошками в печи и ковше. — М.: Металлургия, 1986. — 175 с.
4. Поволоцкий Д. Я. Раскисление стали. — М.: Металлургия, 1972. — 127 с.
5. Куликов И. С. Раскисление металлов. — М.: Металлургия, 1975. — 504 с.
6. Вагнер К. Термодинамика сплавов. — М.: Металлургиздат, 1957. — 179 с.
7. Аверин В. В., Поляков А. Ю., Самарин А. М. Растворимость и активность кислорода в жидких железе, никеле, кобальте и их сплавах // Изв. АН СССР. — 1957. — № 8. — 120 с.
8. Григорян В. А., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1979. — 256 с.
9. Самарин А. М. Физико-химические основы раскисления стали. — М.: Изд-во АН СССР, 1956. — 162 с.
10. Исследование поведения кислорода и азота при выплавке высокохромистых сталей и жаропрочного высоконикелевого сплава в плазменно-дуговой печи переменного тока / Ю. В. Латаш, В. К. Грановский, В. Р. Бурнашев и др. // Спец. электрометаллургия. — 1987. — № 63. — С. 66–70.
11. Влияние различных раскислителей на поведение газовых примесей и неметаллических включений при выплавке коррозионноустойчивой стали в плазменно-дуговой печи переменного тока / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, В. Р. Бурнашев // Там же. — 1989. — № 68. — С. 77–84.
12. Данилевский С. К., Сведе-Швед Н. И. Высокотемпературные термопары. — М.: Металлургия, 1972. — 232 с.
13. Качество деформированных хромистых сталей плазменной выплавки / В. Р. Бурнашев, В. К. Грановский, М. Л. Жадкевич и др. // Удосконалення процесів та обробка тиском в металургії і машинобудуванні: Тем. сб. наук. праць — Краматорськ, 2002. — С. 390–393.

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

Поступила 15.04.2010



УДК 621.791.44.001.4

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПОТОКОВ РАСПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В ЖИДКОЙ ВАННЕ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ НАГРЕВЕ

**А. С. Письменный, В. М. Баглай,
А. А. Письменный, С. В. Рымар**

Определены условия интенсификации макропотоков расплавленного металла, направленных на обрабатываемую поверхность с целью организации жидкометаллического рабочего инструмента для обработки металлических тел, в результате особого размещения индуктора относительно ванны расплавленного металла, оптимизации соотношений в размерах индуктора, корпуса нагревателя и футеровки рабочего пространства индукционного нагревателя огнеупорным материалом.

Conditions of intensification of microflows of molten metal directed to surface being treated are defined to organize the fluid metallic working tool for treatment of metallic bodies due to a specific arrangement of inductor as regards to molten metal pool, optimizing of ratios in inductor dimensions, heater casing and lining of operating space of induction heater by a refractory material.

Ключевые слова: индукционный нагрев; индукторы; интенсификация макропотоков расплавленного металла; плавление металлов

При наплавке частей изношенных деталей, а также наплавке на поверхность заготовок выступающих элементов, локальном переплаве поверхностного слоя металлических изделий с целью устранения дефектов или местного легирования поверхностного слоя, помимо известных электрометаллургических технологий наплавки, применяют технологии, основанные на индукционном нагреве [1–8], открывающем новые возможности при производстве деталей и их ремонте.

Широкое использование индукционного нагрева для этих целей сдерживалось из-за повышенных затрат электрической энергии. Поэтому актуальной является разработка такого способа с уменьшенными энергозатратами. Работы в этом направлении важны еще и потому, что индукционный нагрев является экологически чистым способом.

Одним из путей уменьшения энергозатрат при индукционном нагреве является интенсификация потоков расплавленного металла в жидкой ванне, поскольку при этом происходит увеличение теплообмена между уже расплавленным металлом и металлом, подлежащим плавлению, что способствует

сокращению времени плавления и вкладываемой мощности. Разработка способа интенсификации потоков расплавленного металла в жидкой ванне и является целью настоящей работы.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины разработан способ, позволяющий создавать условия для усиления интенсификации макропотоков расплавленного металла в центральной части жидкой ванны, направленных на обрабатываемую поверхность металлического изделия при индукционном нагреве. Это достигается путем оптимизации соотношения размеров индуктора и корпуса нагревателя, футеровки индукционного нагревателя огнеупорным материалом, выбора формы тигля, накрывания поверхности металла огнеупорной крышкой и, главное, — особого расположения индуктора относительно нагреваемого изделия.

Для реализации данной цели разработали специальный метод расчета системы индуктор–нагреваемое изделие, позволяющий моделировать электромагнитные процессы в ней. Метод базируется на осуществлении стационарного движения жидкости по замкнутым траекториям, лежащим внутри геометрически односвязной области, под влиянием вихревого поля объемных сил [9].



Плотность электромагнитных сил, действующих на электропроводящую жидкость, имеет вихревую и потенциальную составляющие, соотношение между которыми различно в разных точках объема жидкости. При этом только вихревая составляющая электромагнитных сил возбуждает движение жидкости.

По аналогии с некоторыми типами индукционных плавильных печей («холодные тигли»), в разработанном методе используют принцип передачи энергии переменного электромагнитного поля через металлическую стенку, состоящую из электрически изолированных между собой частей (секций) [6].

В классических индукционных печах индуктор располагают таким образом, чтобы он полностью или частично охватывал ванну расплавляемого металла, а его торцевые части не выступали за пределы ванны (рис. 1).

На рис. 1 показана часть ванны расплавленного металла и часть индуктора, расположенная относительно вертикальной оси симметрии. При этом в рассматриваемой части ванны по высоте индуктора возникают две зоны вихревых электромагнитных сил, образующих замкнутые макропотoki расплавленного металла (верхний и нижний), движущихся в сторону этих сил и имеющих противоположные направления [5–7].

Интенсивность движения макропоток расплавленного металла зависит от гидравлических сопротивлений и формы тигля. При отсутствии механических препятствий область металла, охваченная движением, может выходить далеко за пределы зоны вихревых сил, вызвавших движение потоков. При таком расположении индуктора по вертикальной оси симметрии в нижней части ванны макропоток направлен вниз, а в верхней части ванны — вверх с образованием на поверхности расплавленного металла выпуклости.

В случае неодинаковой интенсивности двух вихревых зон силового поля граница вихревой скорости смещается в сторону зоны с меньшей циркуляцией расплавленного металла. При асимметрии гидравлических граничных условий поле скоростей также деформируется, причем линия, разделяющая вихри, смещается в сторону вихря с более стесненными условиями движения. Объем макропотока расплавленного металла, вовлекаемого в циркуляцию в зоне с меньшим значением циркуляции расплава или находящегося в стесненных условиях, уменьшается, а объем макропотока во второй зоне увеличивается (по сравнению с симметричным случаем).

Причиной асимметрии силового поля могут быть также неравномерность зазора между индуктором и ванной жидкого металла, характер распределения плотности макропотока в индукторе, смещение тигля относительно индуктора и форма тигля. Например, при коническом тигле (в цилиндрическом индукторе) максимальное значение магнитной индукции перемещается в область меньшего зазора (широкая часть тигля), что увеличивает относительное значение циркуляции расплава и протяжен-

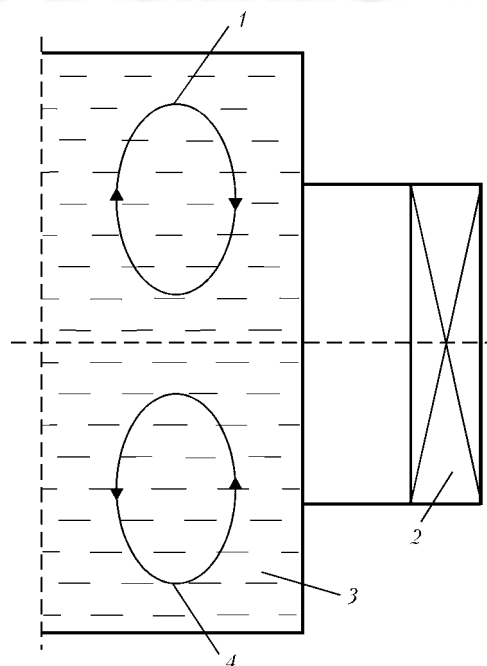


Рис. 1. Схема движения макропоток в жидком металле при индукционном нагреве: 1 — верхний вихрь; 2 — индуктор; 3 — расплав; 4 — нижний вихрь

ность вихревой зоны силового поля, действующей в узкой части системы. Гидравлические условия, наоборот, более благоприятны в широкой части тигля. Это подтверждается экспериментальными данными, приведенными в работе [3], из которых следует, что результирующее влияние конусности тигля на движение расплава невелико.

Потоки расплавленного металла можно использовать как жидкометаллический рабочий инструмент для обработки металлических изделий. В этом случае тигель с отверстием в нижней части устанавливается на обрабатываемое изделие. Макропоток расплавленного металла в тигле обрабатывают изделие, наплавляя на него металл, расплавляя его или приваривая к нему металл, находящийся в тигле.

С целью более эффективного использования образующихся в тигле макропоток жидкого металла для обработки металлических изделий целесообразно интенсифицировать макропоток расплавленного металла жидкой ванны тигля в направлении вертикальной оси симметрии тигля в сторону обрабатываемого изделия.

Наиболее интенсифицированное движение макропоток расплавленного металла будет в случае, когда в объеме расплава одной части тигля от его вертикальной оси симметрии существует лишь одна вихревая зона силового поля, а соответственно, и один макропоток. При этом вся энергия магнитного поля индуктора образует один мощный макропоток, а не два, как в классических печах.

Достичь такого движения макропоток можно при плавке на донном гарниссаже или в жидкой ванне в процессе кристаллизации слитка в индукционных печах с холодным тиглем или в электромагнитном кристаллизаторе.

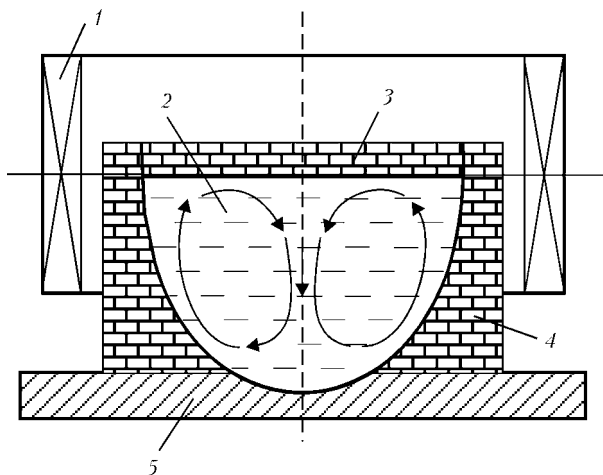


Рис. 2. Схема движения макропотоков жидкого металла при обработке изделий: 1 — индуктор; 2 — расплав; 3 — крышка; 4 — тигель; 5 — изделие

Наиболее технологичным и эффективным является расположение индуктора так, чтобы асимметрия электромагнитной системы индуктор–тигель и гидродинамических граничных условий обеспечивала подавление одного вихревого контура другим.

Данный способ разработан в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Он заключается во взаимном смещении индуктора, когда возможно подавление как нижнего, так и верхнего контура. Для усиления подавления верхнего контура в предложенном способе можно округлять дно тигля.

Для подавления верхних макропотоков расплавленного металла индуктор необходимо сместить вверх на такое расстояние, чтобы горизонтальная ось симметрии индуктора совпадала с верхней кромкой расплавляемого металла ванны (рис. 2). При этом макропотоки расплавленного металла в центральной части ванны в тигле будут направлены вниз, ко дну тигля. На поверхности расплавленного металла образуется не выпуклость в виде мениска, а вогнутость. Выпуклости расположены вблизи стенок тигля.

Указанный эффект обнаружен впервые в ходе экспериментов при перемещении индуктора относительно тигля по высоте. Для его исследования развили теорию и создали метод расчета, позволяющие моделировать распределение электромагнитного поля индуктора на поверхности расплава с использованием импедансных граничных условий [9].

Определено, что для обработки изделия потоками жидкого металла, направленными вниз по вертикальной оси симметрии тигля, наиболее эффективен тигель, имеющий форму конуса или параболоида вращения, опирающегося открытой узкой нижней частью на обрабатываемое изделие (рис. 2).

На основании исследования модели вихревого движения жидкого металла в работе [6] получен важный результат, свидетельствующий о том, что тангенциальные электродинамические силы имеют второстепенное значение для циркуляции металла в обычных классических печах (менее 3 % вклада в циркуляцию расплава). Основной вклад вносят

нормальные силы, обусловленные электромагнитным давлением поля индуктора на металл.

Напряженность радиальной компоненты магнитного поля индуктора при классическом размещении равна нулю в плоскости симметрии индуктора вдоль его оси и остается таковой на оси индуктора независимо от расстояния точки наблюдения до центра индуктора [7].

В любой другой плоскости, параллельной плоскости симметрии индуктора, напряженность радиальной компоненты магнитного поля возрастает от нуля до максимума вблизи витков индуктора и затем убывает при возрастании радиуса тигля. Поэтому электромагнитное давление, обусловленное напряженностью радиальной компоненты магнитного поля, возрастает от нуля на оси тигля с расплавом до максимума на его крае, возбуждая движение расплава вдоль стенок тигля вниз, а вдоль оси тигля — вверх.

Такое направление движения расплава, используемое в качестве рабочего инструмента для обработки изделия, находящегося в нижней поверхности тигля, является вредным. Для максимального его подавления требуется совместить поверхность расплава с плоскостью симметрии индуктора по его высоте.

Вблизи этой плоскости электромагнитное давление на расплав оказывают также силы, направленные от боковой поверхности к оси тигля и связанные с осевой компонентой напряженности магнитного поля. Поскольку осевая компонента напряженности магнитного поля и напряженность электрического поля имеют наибольшие значения, то и электромагнитные силы будут такими же. Именно они способствуют формированию осевых потоков металла в тигле, направленных в верхней части тигля вверх с образованием мениска, а в нижней части — вниз с созданием необходимой для обработки изделия струи металла.

Очевидно, для подавления верхнего вихря в тигле, помимо предложенного приема, следует расположить тигель в индукторе таким образом, чтобы верхняя поверхность расплава была на уровне плоскости симметрии индуктора по его высоте. Целесообразно механически ограничить возможность движения расплава по верхнему контуру, например разместить в плоскости симметрии индуктора на поверхности расплава ограничивающую стенку в виде крышки, препятствующую подъему металла, неизбежно возникающему из-за обжатия расплава силами, обусловленными воздействием осевой компоненты напряженности магнитного поля.

Кроме того, для снижения относительного значения радиальной компоненты магнитного поля в зоне тигля целесообразно применять индуктор с осевой длиной не менее его диаметра.

Для испытания образцов индукционных нагревателей использовали устройство, в состав которого входили два преобразователя частоты ПВВ мощностью по 100 кВт, частотой 8 кГц, трансформатор

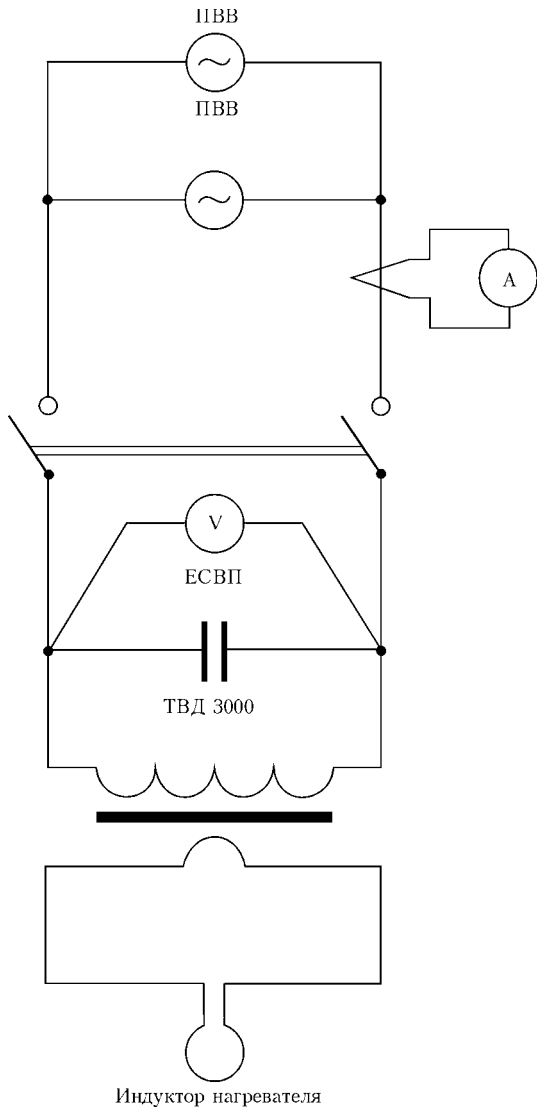


Рис. 3. Схема питания устройства

ТВД 3000, используемый для закалки изделий и конденсаторы ЕСВП 800/1000.

Конденсаторы подключали параллельно первичной обмотке трансформатора (рис. 3), их суммарная емкость составляла 26,6... 29,2 мкФ. Коэффициент трансформации равнялся 5, а максимальное напряжение на индукторе — 160 В. Для перемещения нагревателя с расплавленным металлом относительно индуктора применяли аппарат А550.

На основе разработанного метода расчета индуктора спроектировали и изготовили двухобмоточный индуктор высотой (80±5) мм, диаметром 190 мм.

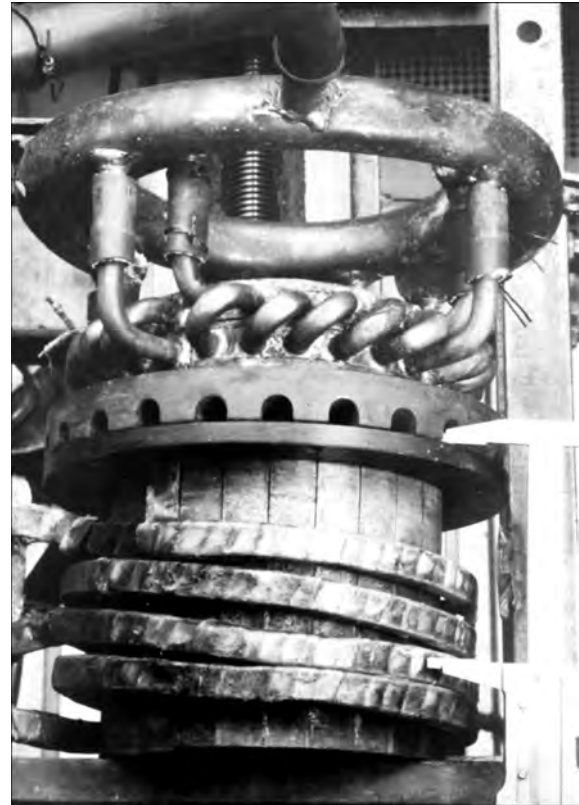


Рис. 4. Охлаждающая часть индукционного нагревателя с индуктором

Проводники выполнили из медных трубок сечением 10×15 мм (рис. 4). Обмотки индуктора включали параллельно и согласно. Такая конструкция индуктора позволила в широком диапазоне изменять массу заготовки для плавления и положение индуктора относительно расплавленного металла. Данный индуктор применяли во всех испытанных нагревателях.

В усовершенствованном футерованном индукционном нагревателе для обработки горизонтальных поверхностей металлических изделий формировали вертикальные макропотоки жидкого металла, направленные вниз на обрабатываемое изделие по вертикальной оси симметрии индуктора. Макропотоки возникали после расплавления заготовки.

О возможностях плавления стального изделия макропотоками жидкого металла и его силе можно судить по данным проплавления листов стали СтЗсп, мас. %: 0,14...0,22 С; 0,15...0,30 Si; 0,40...0,65 Mn; < 0,3 Ni; < 0,05 S; < 0,04 P; < 0,3 Cr; < 0,008 N; < 0,3 Cu; < 0,08 As разной толщины (таблица), полученным в опытах с расплавлением

Основные параметры процесса проплавления стальных листов					
Толщина листа, мм	Диаметр отверстия, мм		Параметры расплавленного металла		Производительность плавления, кг/мин
	Верхний	Нижний	Объем, см ³	Масса, кг	
20	65...56	38...28	45...50	0,35...0,39	1,00...1,95
40	73...65	25...20	80...100	0,625...0,780	0,39...0,42
60	110...93	30...22	240	1,88	0,48...0,38
80	130...125	15	600	4,68	0,335



Рис. 5. Лист стали толщиной 20 мм с отверстиями, проплавленными струей расплавленной стали, с заготовкой для плавления заготовок массой 5,0...5,5 кг (температура 1420...1520 °С) при практически одинаковой мощности индуктора в пределах (170...180 кВт).

Длительность проплавления стального листа в зависимости от толщины следующая:

толщина листа, мм	20, 40, 60, 80
время проплавления листа, мин.....	0,2...0,3, 1,5...2,0, 4,0...5,0.

Динамическое давление струи расплавленного металла, в зависимости от задаваемого диаметра проплавляемого углубления или отверстия, составляло 100...1500 Н/м².

Для изоляции расплавляемого металла от охлаждаемых стенок нагревателя и задания размеров зоны воздействия жидкого металла на поверхность обрабатываемой детали применяли футеровку из смеси магнезита с каолином и песком (по 5...10 % каждого), которые замешивали на жидком стекле с водой. Смесь наносили на плавильную заготовку и сушили при помощи индукционного нагревателя. Размеры футеровки были меньше размеров нагревателя, поэтому после введения заготовки с футеровкой в нагреватель можно было засыпать в зазор между стенкой нагревателя и обмазкой сухой песок, получая надежную тонкостенную футеровку. Такая футеровка не разрушалась при длительной выдержке в ней расплавленной стали. Трещины, образовавшиеся в футеровке, не влияли на технологический процесс, а сухой песок исключал риск вытекания расплавленного металла, позволял легко снимать нагреватель с футеровки после окончания нагрева.

В листах под нагревателем образовывались отверстия, имеющие вид воронок (рис. 5) с размерами, приведенными в таблице. Эти размеры можно рекомендовать для проплавления стальных деталей на глубину 20, 40, 60 и 80 мм при использовании макропотока, образовавшегося при частоте тока ин-

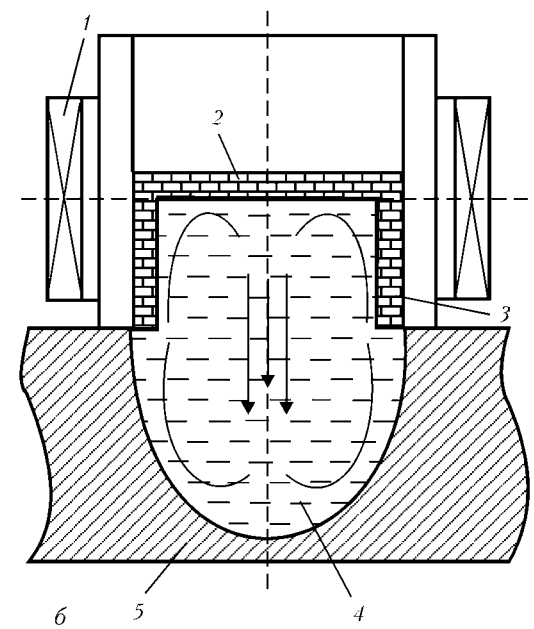
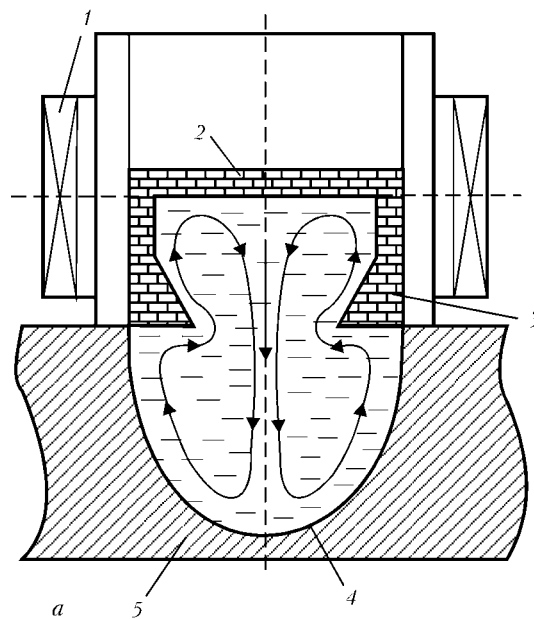


Рис. 6. Схема движения макропотоков жидкого металла в огнеупоре при недостаточном (а) и нормальном (б) отверстиях: 1 – индуктор; 2 – крышка; 3 – тигель; 4 – расплав; 5 – изделие

дуктора 8 кГц. Но отметим, что считать эти данные оптимальными не следует, так как при их получении имели место остановки процесса, связанные с переключением емкостей, а в опытах с листом толщиной 80 мм не была обеспечена максимальная мощность.

Определено, что глубина проплавления детали зависит от формы и размеров заготовки, т. е. от формы и размеров полости в футеровке.

На рис. 5 показана застывшая ванна расплавленного металла, которая может служить примером наплавления на лист выступающих элементов.

При недостаточном размере отверстия в футеровке (огнеупоре) макропоток расплавленного металла может тормозиться под нагревателем (рис. 6, а), при нормальном – восходящие макропотоки жидкого металла свободно выходят из воронки в обра-



батываемой детали (рис. 6, б), что способствует увеличению глубины воронки при прочих равных условиях.

Значительное усиление макропотоков жидкого металла благодаря использованию футеровки позволило впервые проплавить стальные листы толщиной 60 и 80 мм. При проплавлении листа толщиной 60 мм достигли удельной затраты электроэнергии 4 кВт·ч на килограмм расплавленной стали. Однако нет возможности сравнить это значение с удельной затратой энергии при применении нагревателей без футеровки, поскольку многочисленные попытки проплавить лист толщиной 60 мм с использованием нагревателя без футеровки успеха не имели.

Установлено, что интенсивность струи стали зависит от положения индуктора относительно поверхности обрабатываемой детали и заготовки. Так, на листе толщиной 80 мм вокруг образующейся воронки под нагревателем обнаружены гребешки, свидетельствующие о подъеме относительно холодной стали по периметру воронки.

Описанные эксперименты проводили при одной частоте тока в индукторе (8 кГц). Поэтому экспериментально не оценивали влияние частоты на образование макропотоков жидкого металла. Можно утверждать, что понижение частоты тока приводит к усилению давления макропотоков и повышению эффективности ее воздействия на обрабатываемый металл. Это связано с ростом напряженности магнитного поля индуктора и, соответственно, давления на жидкий металл при равной мощности индуктора.

Эксперименты по изучению проплавления стальных листов показали, насколько сильно интенсифицированы макропотоки жидкого металла при указанном способе индукционного нагрева, когда они свободно проплавляют достаточно толстые стальные листы. Однако этот способ не предназначен для изготовления отверстий в листах. Использование предложенного способа расположения индуктора относительно ванны расплавленного металла позволяет существенно экономить электроэнергию при индукционном нагреве изделий (в 1,2... 1,4 раза по сравнению с известными способами).

Перспективно создание на основе предложенного способа индукционного нагрева технологий наплавки частей изношенных деталей, выступающих элементов, локального переплава поверхностного слоя металлических изделий с целью устранения дефектов или местного легирования поверхностного слоя.

Выводы

1. Анализ электродинамических процессов в жидком металле, удерживаемом на горизонтальной поверхности металлического изделия в поле индукто-

ра, позволил выявить следующие условия формирования в жидком металле интенсифицированных макропотоков расплавленного металла, направленных на изделие: верхняя поверхность расплава должна располагаться на уровне плоскости симметрии индуктора; следует использовать индуктор с осевой длиной, близкой к его диаметру; не допускать образования верхнего выпуклого мениска металла за счет применения ограничивающей крышки.

2. Экспериментально подтверждена возможность формирования макропотоков расплавленного металла, направленных сверху вниз по вертикальной оси симметрии индуктора на обрабатываемое изделие при индукционном нагреве.

3. Усовершенствованный футерованный нагреватель позволяет макропотокам расплавленного металла свободно проплавливать горизонтальный участок обрабатываемого изделия на глубину до 80 мм.

4. На основе предложенного экологически чистого индукционного нагрева перспективно создание технологий наплавки частей изношенных деталей, наплавки на поверхности заготовок выступающих элементов, локального переплава поверхностного слоя металлических изделий с целью устранения дефектов или местного легирования поверхностного слоя, поскольку предложенный способ существенно менее энергозатратен, по сравнению с известными способами индукционного нагрева.

1. Фарбман С. А., Колобнев И. Ф. Индукционные печи для плавки металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1968. — 482 с.
2. Тур Л. Л. Обжатие расплава электромагнитным полем в плавильных электропечах // Магнитная гидродинамика. — 1971. — № 1. — С. 138–144.
3. Свило А. В., Тур Л. Л. Влияние геометрических параметров магнитной системы на движение расплава в индукционной печи // Магнитная гидродинамика. — 1973. — № 3. — С. 144–146.
4. Фомин Н. И. Определение параметров системы индуктор–тигель–садка в индукционных печах с холодным тиглем // Исследования в области промышленного нагрева: Тр. ВНИИЭТО. — М.: Энергия, 1975. — Вып. 7. — С. 65–71.
5. Тур Л. Л. Управление распределением скоростей движения расплава в тигле индукционной печи // Там же. — М.: Энергия, 1975. — Вып. 7. — С. 72–77.
6. Тур Л. Л., Губченко А. П. Индукционные плавильные печи для процессов повышенной точности и чистоты. — М.: Энергоатомиздат, 1988. — 120 с.
7. Furui M., Kojima Yo, Matsuo M. Fabrication of Small Aluminum Ingot by Electromagnetic Casting // ISIJ Intern. — 1993. — 33, № 3. — P. 400–404.
8. Гориславец Ю. М. Индукционные установки для электромагнитной обработки металлов и сплавов: Дис. ... д-ра техн. наук. — Киев, 1998. — 360 с.
9. Письменный А. С. Индукционный нагрев для сварки и родственных технологий / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Ин-т электросварки им. Е. О. Патона, 2005. — 140 с.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 06.10.2009



ПРОЧНОСТЬ И МИКРОСТРУКТУРА ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА ЖС6У, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БОР- И БОРКРЕМНИЙСОДЕРЖАЩИХ ПРИПОВ

**А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, И. С. Малашенко,
В. В. Грабин, В. В. Трохимченко, Л. В. Червякова**

Рассмотрена взаимосвязь микроструктуры металла паяного шва и физико-механических свойств соединений сплава ЖС6У, полученных с применением комплексных бор- и кремнийсодержащих припоев, в которых в качестве наполнителя использовали 60 мас. % порошка сплава Rene-142. Показано, что введение в базовый припой Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В + Rene-142 2,4... 3,0 мас. % кремния вызывает изменение морфологии и количества выделяющихся карбоборидных фаз. Приведены результаты высокотемпературной пайки литых пластин из сплава ЖС6У, рассмотрена структура паяных соединений, их прочностные и пластические характеристики при температуре 20 °С. Добротность паяных соединений составляет 0,85... 1,00 прочности базового сплава. Особое внимание уделено влиянию зазоров на результаты механических испытаний паяных соединений сплава ЖС6У при растяжении.

Considered is the interrelation between the microstructure of metal of brazed joint and physical-mechanical properties of joints of alloy ZhS6U, produced using complex boron- and silicon-containing brazing alloys, in which 60 mass % of powder of alloy Rene-142 was used as a filler. It is shown that the adding of 2.4... 3.0 mass % of silicon into basic brazing alloy Ni-Co-Cr-Al-2.5 % В + Rene 142 causes the change in morphology and amount of evolving carbide-boride phases. The results of high-temperature brazing of cast plates of ZhS6U alloy are given, the structure of brazed joints, their strength and ductile characteristics at temperature 20 °С are considered. Quality of brazed joints is 0.85... 1.00 of strength of the basic alloy. A special attention is paid to the effect of gaps on the results of mechanical tests of brazed joints of alloy ZhS6U at tension.

Ключевые слова: вакуумная пайка; литейный сплав ЖС6У; бор- и боркремнийсодержащие припои; припой НС12; паяное соединение; прочность; карбоборидные фазы; пластичность; разрушение; структура

Сплав ЖС6У является одним из наиболее широко используемых в промышленности жаропрочных литейных никелевых сплавов. Область его применения — рабочие и направляющие лопатки, а также секционные лопатки соплового аппарата авиационных турбин и энергосиловых установок различного назначения.

Повышение температуры газа на входе в турбину и необходимость увеличения межремонтного периода при эксплуатации приводит к постепенному разрушению деталей горячего тракта вследствие протекания структурных изменений в базовом материале [1], возникновения трещин термической усталости, коррозионных повреждений и т. д.

Для увеличения длительности эксплуатации изделий требуется применение восстановительного ремонта, осуществляемого с помощью пайки, пос-

кольку аргонодуговая сварка трудносвариваемого сплава ЖС6У затруднительна из-за растрескивания сварных соединений вследствие высокого уровня легирования сплава, в частности алюминием и титаном.

Указанный сплав наряду с другими литейными, легированными хромом, молибденом, танталом, вольфрамом, рением и пр., практически не поддается аргонодуговой сварке в связи с возникновением горячих трещин в зоне термического влияния и сварном шве при охлаждении из-за выделения большого количества упрочняющей γ' -фазы [2, 3].

Верхний предел рабочих температур жаропрочных сплавов (ЖС) составляет 1050... 1100 °С. Разупрочнение ЖС обуславливается прежде всего уменьшением объемной доли вторичных выделений γ' -фазы вследствие повышения их растворимости в γ -Ni-матрице, а также огрубления частиц γ' -фазы.

Сплав ЖС6У относится к высокожаропрочным, содержащим 9,5... 11,0 мас. % вольфрама. Для вольфрама характерно неравномерное распределение по зерну, концентрация по оси дендрита в



1,2... 1,5 раза выше, чем в межосных пространствах, молибден располагается преимущественно по границам зерен и первичной γ' -фазы.

Суммарное количество Al + Ti, определяющих высокую жаропрочность сплава, составляет 7,1... 8,9 мас. %. Литой сплав ЖС6У имеет крупнозернистую гетерофазную структуру, включающую высоколегированный матричный γ -раствор, γ' -фазу (пограничную и упрочняющую), карбидные и боридные фазы. В данном сплаве зафиксировано различие по морфологии упрочняющей фазы по оси дендрита и в межосных участках. Объемная доля γ' -фазы по центру зерна обычно составляет 60 % и имеет кубическую форму. Межосевая упрочняющая фаза отличается округлой формой и размерами в 2... 6 раз большими.

Лопатки авиационных двигателей в процессе эксплуатации подвергаются температурно-силовому воздействию, а непосредственно сплав ЖС6У — высокотемпературной ползучести. После длительной наработки (5000 ч) структура металла выходной кромки (горячей зоны) остается гетерофазной, состоящей из ($\gamma+\gamma'$), карбидных и боридных фаз [4]. Отмечено дробление пограничных карбидных фаз и образование непрерывных карбидных цепочек.

После 4800 циклов испытаний резко уменьшается объемная доля γ' -фазы при увеличении ее размеров. Вольфрам как элемент, в наибольшей степени определяющий жаропрочность сплава ЖС6У и стабильность γ' -фазы по осям дендритов, в процессе эксплуатации активно участвует в реакциях карбидо- и боридообразования соединений Me_6C и Me_5B_3 .

Частицы Me_6C выделяются на первичных карбидах MeC в результате их распада, из-за чего содержание вольфрама снижается в γ - и γ' -фазе. Данный эффект чаще всего проявляется в местах потенциально наибольшей эксплуатационной повреждаемости материала — у границ зерен и внутризеренных выделений MeC . Структурные изменения в серийном сплаве после высокотемпературных испытаний приводят к его значительному разупрочнению [4, 5].

В никелевых литейных жаропрочных сплавах, имеющих различный характер легирования, изменение морфологии упрочняющих фаз, степени их дисперсности, состояния межзеренных границ при термической обработке протекает по-разному. Согласно работе [2], в сплаве ЖС6У с равноосной структурой в результате гомогенизации при температуре 1210 °С и последующего охлаждения изменяются морфология и дисперсность выделений γ' -фазы, что должно способствовать улучшению физико-механических свойств металла.

Однако при этом в структуре сплава образуются карбиды неблагоприятной пластинчатой морфологии Me_6C , снижающие пластичность металла. В то же время в менее легированном сплаве ЖС6К гомогенизация при высокой температуре не приводит к появлению новых фаз, а двойной карбид типа

Me_6C образуется в сплаве лишь после старения в течение более 300 ч при 900 °С [2, 5].

Термообработка снижает уровень дендритной ликвации в сплаве и способствует более гомогенному распределению вольфрама в осях дендритов и в межзеренных пространствах [5], при этом уменьшается степень неоднородности его распределения.

Согласно работе [6], серийная термообработка сплава ЖС6У заключается в 4-часовом отжиге при температуре (1210±10) °С. Для улучшения структуры металла отливок используют горячее изостатическое прессование (ГИП). Прочность сплава ЖС6У, прошедшего ГИП, составляет от 930... 950 до 1060 МПа. Пластичность (относительное удлинение) металла после ГИП находится в пределах 4... 8 %.

Уменьшение скорости охлаждения заготовок (вместе с печью) в интервале (1200... 1210)±10 °С способствует предотвращению образования трещин, а незначительное увеличение размера упрочняющей фазы — повышению пластичности сплава. Дальнейшее старение при 900... 950 °С (2 ч) приводит к формированию структуры с благоприятным регулярным распределением частиц γ' -фазы размером 0,1... 0,2 мкм вдоль осей дендритов. Образованная таким образом структура обеспечивает сочетание высокой длительной прочности и удовлетворительной пластичности сплава ЖС6У с минимальной чувствительностью к надрезам [4, 7].

Рассматривая высокотемпературную пайку наиболее рациональным способом ремонта деталей из трудносвариваемого сплава ЖС6У, необходимо учитывать сочетание режимов пайки и последующей термообработки с режимами восстановительной обработки сплава после эксплуатации.

Благодаря высоким показателям прочности соединений пайку рассматривают как альтернативу аргонодуговому способу соединения и восстановления деталей из никелевых ЖС.

Зарубежными учеными предложен способ восстановления деталей при помощи высокотемпературной пайки [8–10] с применением промежуточной жидкой прослойки, который трактуется авторами как процесс диффузионной пайки. Основная цель такого способа с использованием в качестве припоя аморфизированных фольг заключается в получении микроструктуры и механических свойств паяных соединений, эквивалентных таковым паяемого сплава в результате его длительной изотермической выдержки.

Однако существует ряд факторов, ограничивающих использование данного способа при ремонтной пайке. Это в первую очередь длительное температурное воздействие на изделие, которое может ухудшить функциональные свойства металла основы, кроме того, аморфизирование как способ получения припоев в виде лент ограничивает возможность применения многокомпонентных систем припоев.

При пайке с промежуточной твердожидкой прослойкой требуется особый контроль температуры изотермического процесса, времени, толщины



Таблица 1. Свойства основного металла (при испытаниях на растяжение) сплава ЖС6У при различных видах термообработки

Режим термообработки	№ образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
Исходный	U29	808,7	872,0	3,0
	U30	826,5	875,0	3,4
1220 °С, 1 ч	U1	853,0	936,4	8,2
	U3	848,2	991,6	2,5
1220 °С, 1 ч + 1160 °С, 2 ч + 900 °С, 3 ч	U2	702,0	860,6	8,75
	U6	782,0	942,0	7,80
1210 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч	U4	925,0	970,0	2,8
	U5	943,3	1016,6	3,0
1220 °С, 1 ч + 900 °С, 4 ч	U31	878,5	961,0	6,3
	U32	929,0	1039,0	7,3
1220 °С, 1 ч + 1050 °С, 4 ч + 900 °С, 4 ч	U33	899,0	940,0	0,8
	U34	909,3	955,3	2,3

прослойки (ширины зазора) и состава паяльной смеси. Указанные факторы и межфазное взаимодействие металла шва и паяемого материала влияют на скорость изотермической кристаллизации при формировании паяного соединения литейных никелевых сплавов, в частности IN-738LC и IN-718 [8–10].

Возможности высокотемпературной пайки как способа восстановления деталей газотурбинных двигателей реализованы при пайке композиционными припоями, позволяющими приблизить химический состав и физико-механические характеристики формируемых паяных швов к таковым ЖС, подвергающихся ремонту. Технологические особенности изотермической пайки в вакууме ЖС различного уровня легирования рассмотрены в статьях [11–14].

В данной работе в качестве перспективного припоя использовали композицию, состоящую из двух низкоплавких припоев – борсодержащего Ni-9% Co-14% Cr-3,5% Al-2,5% В, кремнийсодержащего припоя эвтектического состава Ni-12% Si (НС12) и наполнителей в виде порошка сплавов Rene-142, ЖС6У, ЖС32. В качестве связующего применяли импортный материал Binder либо раствор акриловой смолы в техническом ацетоне.

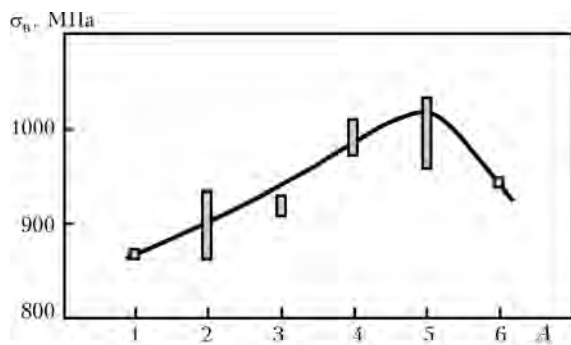


Рис. 1. Временное сопротивление образцов из сплава ЖС6У после различных видов термообработки: 1 – после литья; 2 – 1220 °С (1 ч) + 1160 °С (2 ч) + 900 °С (3 ч); 3 – 1220 °С (1 ч); 4 – 1210 °С (1 ч) + 900 °С (4 ч); 5 – 1220 °С (1 ч) + 900 °С (4 ч); 6 – 1220 °С (1 ч) + 1050 °С (4 ч) + 900 °С (4 ч); А – вариант термообработки

Сплав Rene-142 отличается следующим наиболее рациональным легирующим комплексом, мас. %: 6,2... 6,5 Ta; 2,6... 3,0 Re; 1,3... 1,7 Hf, обеспечивающим паяным соединениям удовлетворительные прочность, жаропрочность и жаростойкость. Гафний и тантал ограничивают диффузионные процессы в жаропрочных системах Ni-Cr-Co-W-Mo-Ti-Al и увеличивают энергию атомных связей. Они равномерно распределяются между матрицей, γ'-фазой и карбидными фазами. Гафний и тантал входят в состав первичных карбидов MeC наиболее стойкой модификации и не образуют эвтектических каркасов или сплошных карбидных цепочек [15].

В настоящей работе исследовали возможность применения бор- и боркремнийсодержащих припоев для ремонтной пайки высокоуглеродистого литейного сплава ЖС6У. Приведены результаты исследований физико-механических свойств паяных соединений сплава ЖС6У и рассмотрены особенности ремонтной пайки деталей, выполненных из этого сплава.

Экспериментальные данные. Перед испытаниями паяных соединений исследовали механические свойства паяемого сплава ЖС6У. Исходные пластины толщиной 6,2 мм, полученные литьем по вып-

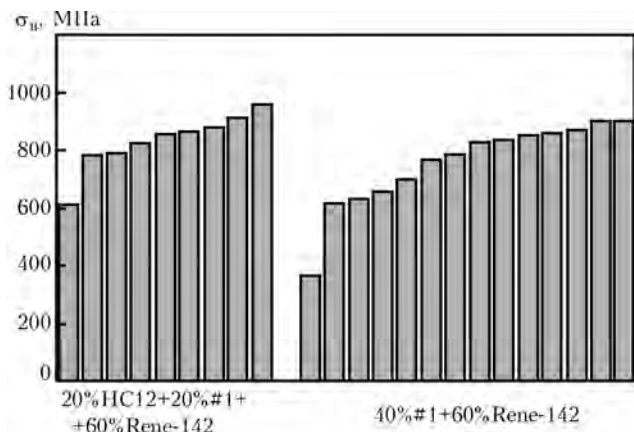


Рис. 2. Прочность паяных соединений сплава ЖС6У, полученных способом контактной пайки при 1220... 1225 °С (20... 15 мин) в вакууме $8 \cdot 10^{-3}$ Па с использованием борсодержащих припоев с добавлением кремния в виде припоя сплава Ni-12% Si и без него



лаваемым моделям, имели равноосную структуру. Испытания на растяжение при 20 °С проводили на плоских образцах сечением 1,7×3,0 мм и длиной рабочей части (10 + 0,5) мм. Конструктивные особенности образца описаны в статье [11].

Заготовки для пайки и образцы МИ-96 основного сплава подвергали термообработке в вакууме. В табл. 1 и на рис. 1 приведены характеристики сплава ЖС6У, из которого изготавливают пакеты сопловых лопаток для двигателя Д18Т. Пластины гомогенизировали при 1220 °С (температура полного растворения γ' -фазы в твердом растворе) и давлении остаточных газов $(5...7) \cdot 10^{-3}$ Па в течение 1 ч. В результате быстрого охлаждения (примерно 20°/мин) зафиксирован пересыщенный твердый раствор с первичными частицами γ' -фазы, выделившимися в матрице при охлаждении образцов с печью.

Отжиг металла перед пайкой способствовал получению следующих необходимых служебных свойства (табл. 1): $\sigma_T = 850$ МПа, $\sigma_B = 962$ МПа, $\epsilon_T = 2,5...8,2$ %. Согласно статье [6], промежуточный нагрев при 1160 °С позволяет повысить пластичность сплава ЖС6У после старения (рис. 1). Зафиксировано снижение предела текучести и временного сопротивления при росте относительного удлинения до 8,2 %. Отжиг в вакууме при 1160 °С (2 ч) и последующее старение при 900 °С (4 ч) позволили повысить прочность и относительное удлинение металла до $\epsilon = 7,80...8,71$ % при 20 °С.

Согласно данным, приведенным в табл. 1, сплав ЖС6У отличается некоторым разбросом значений прочностных характеристик, что показательно для литейных сплавов. Наиболее высокие значения σ_T и σ_B получены в результате старения заготовок при 900 °С (4 ч) после высокотемпературной гомогенизации при 1210...1200 °С. Максимальный предел текучести сплава составлял 930...940 МПа при относительном удлинении 3...7 %. Более высокого уровня пластичности ($\epsilon = 7,8...8,7$ %) сплав ЖС6У достигал после одной из промежуточных ступеней

термообработки — вакуумного отжига при 1160 °С, 2 ч. Эта температура принята как ступень термофиксации литых створок авиационного ГТД из сплава ВЖЛ12У. Соответственно значения предела текучести были более низкими — максимум до 782 МПа (табл. 1).

Столь детальный анализ свойств сплава необходим для возможности прогнозирования свойств паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием припоев Ni-Co-Cr-Al-2,5 % В(#1) + 60 % Rene-142 и #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142. В статьях [11–14] показано, что механические характеристики соединений зависят от свойств паяемых сплавов, их термической стабильности, уровня легирования, содержания углерода, способа получения сплава.

На рис. 2 представлены механические свойства паяных соединений сплава ЖС6У после двухстадийного отжига в вакууме при 1160 °С (2 ч) + 1050 °С (2 ч). Соединения под пайку подготавливали следующим образом. Пластинки с шлифованными торцами укладывали свободно на керамическую подставку. На линии стыка формировали валик припоя.

Паяные соединения получали контактной пайкой при температуре 1220...1225 °С в течение 20...15 мин в вакууме $8 \cdot 10^{-3}$ Па с использованием борсодержащего припоя с добавлением кремния в виде порошка сплава Ni-12 % Si и без него.

Получены достаточно высокие значения σ_B паяных соединений для обоих видов использованных припоев. Более высокий и стабильный уровень прочности достигнут в случае использования припоя #1 + 20 % HC12 + Rene-142.

Добротность соединений составляла 0,9...1,0. Среднее квадратичное отклонение значений σ_B для образцов паяных соединений, полученных с использованием боркремнийсодержащего припоя, составило 81,4 МПа, а борсодержащего — 102,0 МПа. Это свидетельствует о лучшей воспроизводимости

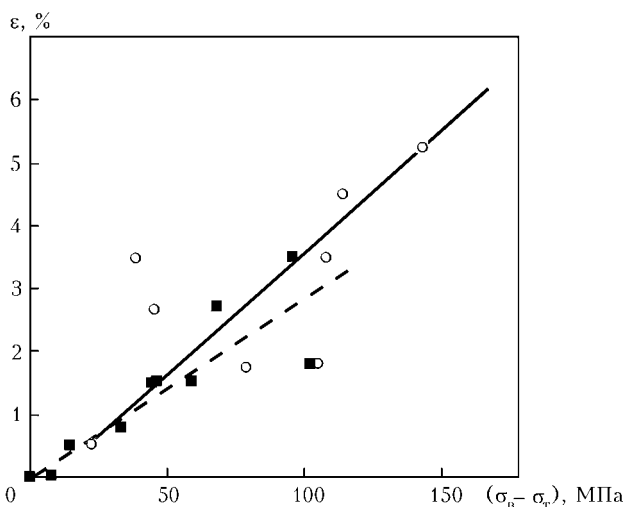


Рис. 3. Взаимосвязь относительного удлинения и уровня деформационного упрочнения паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием припоев типа #1 + Rene-142 с добавкой 20 % NiSi (○) и без нее (■)

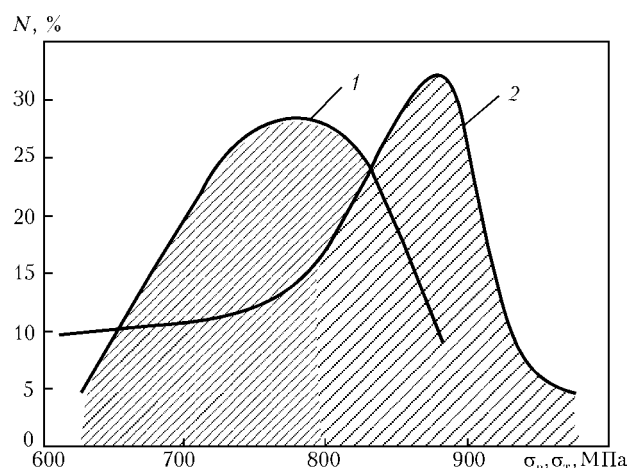


Рис. 4. Статистические кривые распределения значений σ_B (1) и σ_T (2) паяных соединений, полученных пайкой сплава ЖС6У в вакууме при 1220...1225 °С (20...15 мин) после термообработки ($T_{исп} = 20$ °С); N — количество образцов



результатов пайки в случае применения припоя с двумя депрессантами — кремния и бора.

Использование комплексного бор- и кремнийсодержащего припоя обеспечивает паяным соединениям более высокую пластичность при нагружении паяных швов (рис. 3). Отмечена пропорциональная зависимость между относительным удлинением и разностью временного сопротивления и предела текучести паяных соединений.

Кратковременная прочность сплава ЖС6У при комнатной температуре достигает 920...970 МПа при относительном удлинении 3...6 %. Эти данные согласуются с результатами, полученными для сплава ЖС6У, термообработанного по режиму полного цикла пайки (табл. 1). Однако в нашем случае пластичность сплава превышала 7,80...8,75 %. Относительное удлинение образцов паяных соединений составило 1,8...5,2 %, что находится на уровне паспортных данных для сплава ЖС6У [6].

Пик на статистической кривой временного сопротивления (рис. 4) подтверждает добротность и

стабильность технологического процесса пайки. Более 87 % образцов паяных соединений достигали значения σ_B 800...975 МПа. Практически все образцы пластически деформировались до разрушения при 20 °С. Диаграмма фиксирует способность паяных соединений выдерживать определенную пластическую деформацию при растяжении: на представленных кривых зафиксировано существенное различие (до 100 МПа) между значениями σ_B и $\sigma_{0,2}$ испытанных соединений. Размытый максимум кривой предела текучести $\sigma_{0,2}$ указывает на наличие технологических отклонений в процессе пайки образцов.

Металлография. Удовлетворительные механические свойства паяных соединений сплава ЖС6У определяются структурой сформированных паяных швов (рис. 5). Применение композиционного борсодержащего припоя #1(NiCoCrAl-2,5 % В)+Rene-142 позволило получить швы удовлетворительного качества (рис. 5, а, в, д).

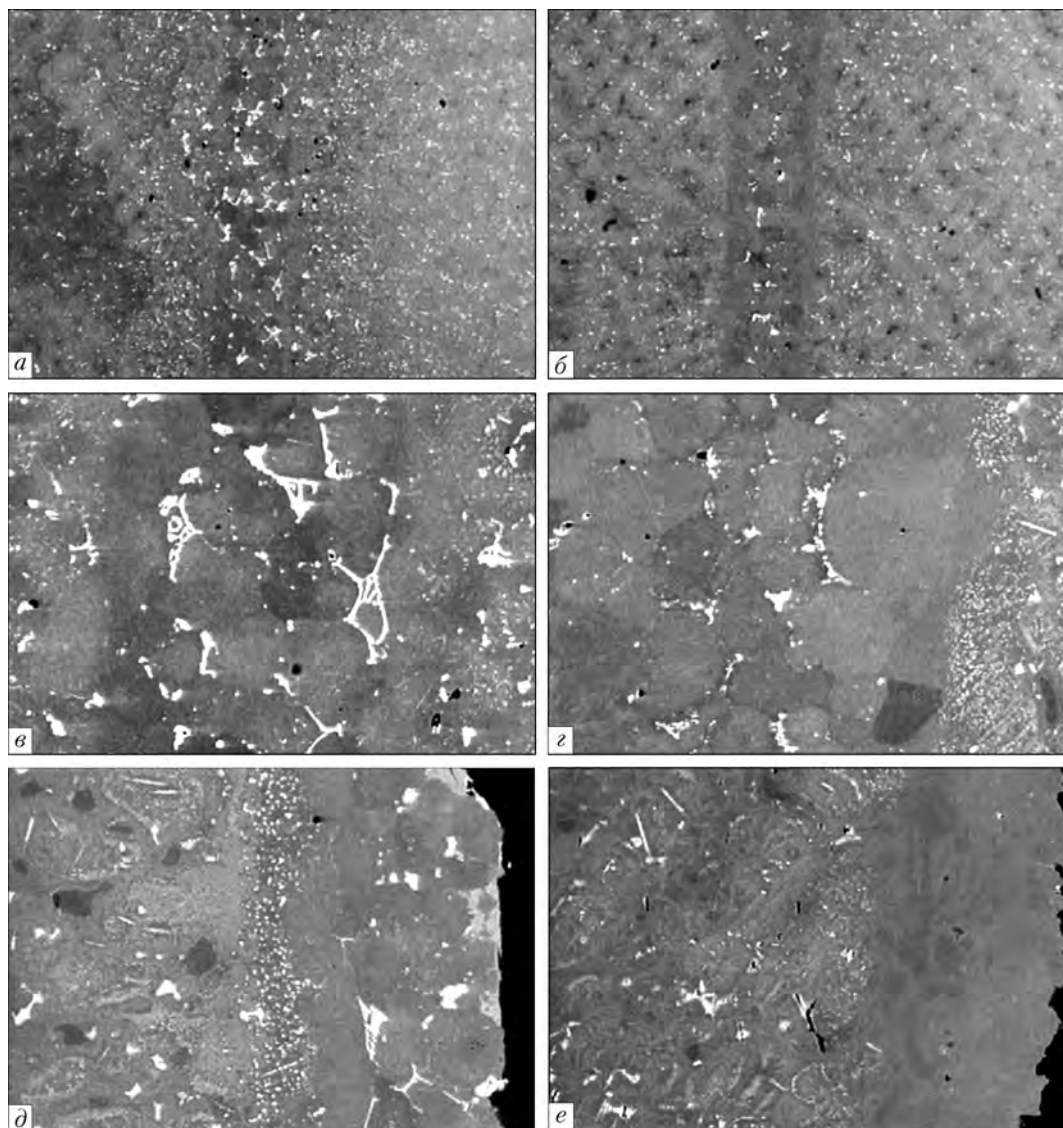


Рис. 5. Микроструктура образцов паяных соединений сплава ЖС6У, сформированных при температуре 1220 °С (20 мин) борсодержащим припоем #1 + Rene-142 (а, в, д), а также бор- и боркремнийсодержащим припоем #1 + 20 % NiCr2 + Rene-142 (б, г, е); а, б — $\times 50$; в, г — $\times 200$; д, е — разрушение паяного соединения при одноосном растяжении, $\times 200$



Таблица 2. Массовая доля компонентов в структурных составляющих диффузионной зоны паяных соединений, сформированных композиционными припоями без и с добавкой HC12

№ спектра	C*	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	Si	W	Re
#1 + 60 % Rene-142 (рис. 6, а)													
1	0,85	5,30	1,01	9,20	11,08	64,08	0,66	1,06	–	1,18	–	5,07	0,52
2	1,03	5,40	2,49	8,22	10,13	64,42	0,30	1,24	–	–	–	5,95	0,81
3	0,99	5,32	2,08	9,39	11,11	61,1	0,34	1,22	–	–	–	7,29	0,21
4	13,50	0,10	23,47	1,36	–	3,3	15,87	4,30	0,30	–	–	35,69	2,12
5	16,27	–	25,49	0,61	–	2,42	26,9	4,36	0,73	–	–	24,50	0,96
6	1,69	6,77	3,64	3,49	7,86	70,12	1,11	0,85	0,56	–	–	3,29	0,62
7	13,37	0,1	22,17	2,84	0,96	4,96	12,66	3,67	0,93	–	–	36,55	1,78
8	1,96	2,05	2,19	13,78	4,78	25,71	0,33	7,22	1,36	–	–	37,77	2,84
9	2,32	0,11	3,44	20,36	3,32	7,72	1,85	8,28	1,18	–	–	47,82	3,59
#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (рис. 6, б)													
1	1,17	4,52	0,72	7,94	9,77	66,12	0,32	0,85	–	1,52	1,3	4,42	1,35
2	3,21	3,42	3,75	6,67	8,58	53,21	1,45	1,01	0,61	6,62	–	9,79	1,67
3	1,57	4,46	2,59	8,58	9,84	59,27	0,80	1,29	–	–	–	11,04	1,28
4	14,03	–	23,89	1,07	1,05	6,17	15,61	1,99	0,89	11,27	–	23,3	0,70
5	9,25	0,53	21,02	0,85	0,97	10,09	12,08	1,56	0,96	25,33	1,6	15,73	–
6	14,28	–	25,26	0,77	0,46	4,49	17,80	3,75	–	4,74	–	28,44	–
7	12,75	0,35	19,07	4,23	1,55	11,50	12,01	4,11	–	–	–	35,08	1,50
8	17,17	–	28,61	0,62	–	3,13	23,20	2,29	–	–	–	27,26	–
9	8,57	2,09	10,63	4,13	3,98	33,71	7,51	2,12	0,47	7,13	–	19,65	–

*Качественное определение углерода.

Взаимодействие припоя с основой прослеживается на глубине до 300... 500 мкм, что свидетельствует о высокой реакционной способности указанного припоя со средним содержанием бора, равным 1 мас. % (рис. 5 а, в, д).

Бор как элемент с минимальным атомным радиусом, отличающийся высокой скоростью диффузии, в процессе формирования паяных соединений и последующей термообработки мигрирует через шов в паяемый металл и образует на линии сплавления и по границам зерен паяемого металла боридные фазы, существенно снижающие сопротивление ползучести изделия под напряжением.

Развитость зоны термического взаимодействия свидетельствует об интенсивности диффузионных процессов, протекающих на границе шов–паяемый металл в случае припоев как с одним депрессантом (бором), так и с двумя (бором и кремнием). Следствием этого являются повышенные гетерофазность изучаемой зоны, объемная доля вторичных фаз (рис. 6, табл. 2).

Фазовый состав диффузионной зоны свидетельствует о том, что в результате термообработки в случае применения припоя с одним депрессантом (бором) происходит его активная диффузия в основу с образованием вдоль линии сплавления на

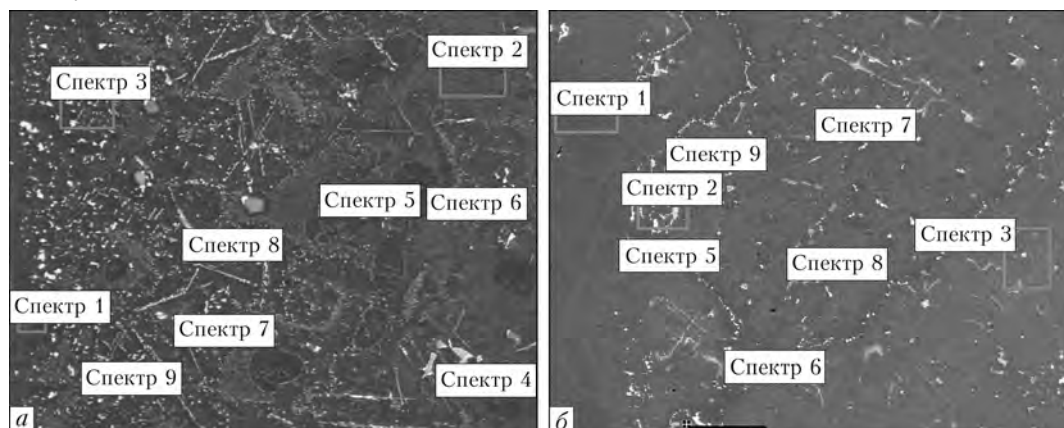


Рис. 6. Участки рентгеноспектрального микроанализа диффузионных зон паяных соединений, сформированных при 1220 °С (15 мин) и прошедших полную термообработку с применением двух систем припоев (X200) (табл. 2): а – #1 + 60 % Rene-142; б – #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142



Таблица 3. Массовая доля компонентов в структурных составляющих металла паяных соединений, сформированных композиционными припоями без и с добавкой HC12

№ спектра	C*	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Hf	Ta	Si	W	Re
#1 + 60 % Rene-142 (рис. 7, а)													
1	1,41	4,94	0,72	9,07	11,56	64,94	–	0,34	–	2,83	–	3,00	1,19
2	2,81	5,05	0,56	9,36	10,40	62,56	–	0,50	–	2,57	–	4,54	1,66
3	1,15	1,79	1,34	7,45	13,97	59,79	0,93	0,60	5,73	4,81	–	0,99	1,44
4	2,17	1,54	1,25	7,80	13,82	58,78	0,40	0,44	6,24	4,84	–	1,05	1,67
5	1,15	4,45	1,41	6,55	10,21	66,24	0,37	0,56	2,19	4,19	–	2,68	–
6	3,46	–	–	55,43	4,60	5,03	2,29	7,00	–	–	–	22,18	–
7	3,17	–	0,43	25,34	3,94	6,39	0,47	12,38	–	3,00	–	39,36	5,52
8	11,89	–	7,33	0,96	2,20	8,70	4,89	1,03	10,28	50,93	–	1,79	–
9	11,84	–	7,45	1,42	1,51	6,50	3,51	0,45	13,09	52,32	–	1,91	–
#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 (рис. 7, б)													
1	0,99	4,39	–	7,63	9,85	65,50	0,66	0,74	–	2,51	1,37	4,90	1,45
2	0,65	4,61	0,42	7,53	9,66	65,26	0,38	1,03	0,39	2,48	1,18	4,93	1,47
3	0,73	4,57	1,07	7,53	10,13	63,69	0,14	1,17	0,28	1,42	0,55	7,61	1,11
4	1,92	0,70	0,83	5,04	11,19	61,49	0,15	–	10,46	6,81	–	1,43	–
5	3,43	–	–	28,73	3,40	9,18	0,95	13,50	0,55	3,60	–	23,17	13,48
6	2,02	0,63	0,98	5,35	11,63	63,49	0,35	–	8,67	5,55	0,52	0,82	–
7	2,96	–	–	30,57	3,43	6,43	0,55	14,40	–	3,09	–	25,23	13,34

*Качественное определение углерода.

глубине до 300 мкм монокарбоборидов (Ti, Nb)(C,B) (табл. 2). Данные фазы имеют как глобулярную форму, так и произвольную. По границам зерен обнаруживаются карбобориды хрома типа $Me(Cr, W, Mo)_{23}(C,B)_6$ пластинчатого типа.

Кремний в композиционном припое ограничивает диффузию бора в основу [16], о чем свидетельствуют ширина диффузионной зоны (до 100 мкм) и ее минимальная гетерофазность. Кремний «удерживает» бор в шве и способствует устранению разъедания паяемой основы, охрупчивания ее границ при нагружении и наложении теплосмен.

Модифицирование борсодержащего припоя #1 + Rene-142 припоем HC12 (Ni–12 % Si) позволяет не только вводить дополнительный депрессант, но

и разбавлять высоколегированный расплав припоя никелем, при этом содержание бора снижается до 0,5 мас. %. Интервал кристаллизации припоя сужается, увеличивается жидкотекучесть; уменьшается усадка при затвердевании шва. Это определяется свойствами эвтектической составляющей Ni–12 % Si, незначительно склонной к ликвации, образованию усадочных пор и кристаллизационных трещин [17].

Паяные швы, сформированные с применением бор- и боркремнийсодержащего припоя #1 + 20 % HC12 + Rene-142, отличались повышенной плотностью и бездефектностью. Они имели ячеистую структуру с размером равноосного кристаллита до 50 мкм (рис. 5, б, з, е). Эвтектические образования, представляющие собой карбоборидные квазибинарные

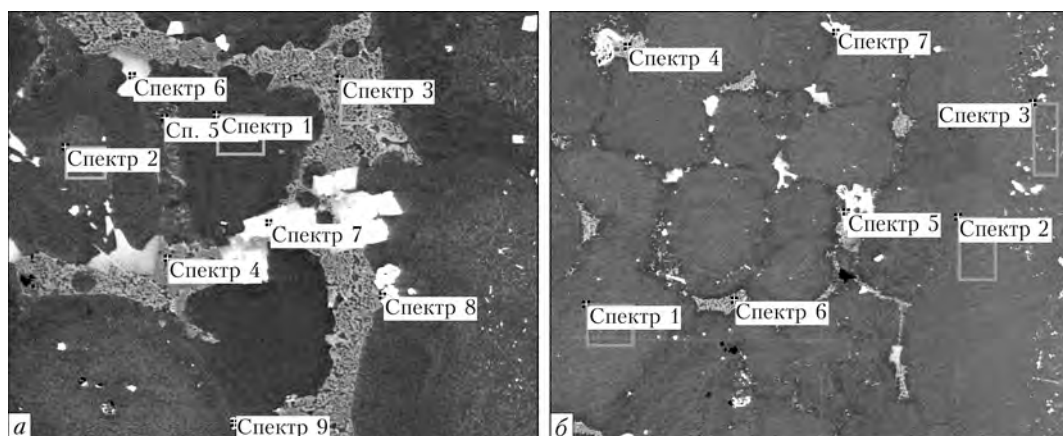


Рис. 7. Участки рентгеноспектрального микроанализа металла паяных швов, сформированных при 1220 °C (15 мин) и прошедших полную термообработку, с применением двух систем припоев (X200) (табл. 3): а – #1 + 60 % Rene-142; б – #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142

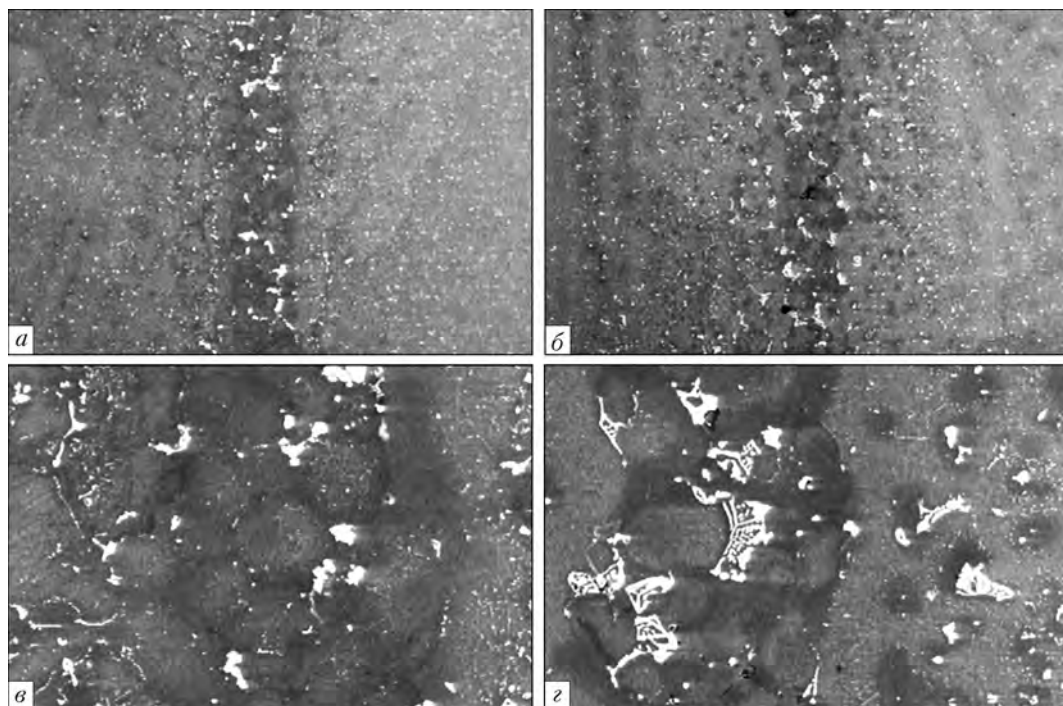


Рис. 8. Микроструктура образцов паяных соединений сплава ЖС6У с фиксированным зазором для испытаний на длительную прочность, сформированных при 1220 °С (20 мин) бор- и кремнийсодержащим припоем #1 + 20 % HC12 + Rene-142 (а, б) и борсодержащим припоем #1 + Rene-142 (в, г): а, б — $\times 50$; в, г — $\times 200$

эвтектики на основе СгВ, отсутствовали (рис. 7, табл. 3). Объемная доля вторичных фаз в металле шва после всех этапов термообработки в случае применения бор- и боркремнийсодержащего припоя не превышала 5...7 %. Вторичные фазы представляли собой в основном дискретные карбидные фазы MeC (на основе тантала, гафния), карбиды Me₆C и единичные островковые сложнолегированные эвтектические выделения на основе интерметаллидной фазы Ni_nHf_m (табл. 3, рис. 7).

Паяным швам, полученным с применением борсодержащего припоя #1 + 60 % Rene-142, присуще большое количество вторичных карборидных образований, представляющих собой прежде всего квазибинарные эвтектики типа $\gamma + \text{Me}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$, формирующиеся на основе боридов СгВ. Данные эвтектические выделения достаточно стабильны. При значительной ширине зазора и большом количестве расплава они образуются и сохраняются в шве после термообработки (рис. 7, а, 8, г, табл. 3). Кроме эвтектик $\gamma(\text{Ni}) + \text{СгВ}$, в металле шва обнаружены междендритные выделения сложнолегированных эвтектик на базе $\gamma(\text{Ni}) + \text{Ni}_3\text{В}$ (рис. 7, а, табл. 3). Объемное содержание вторичных фаз в швах сплава ЖС6У в случае применения борсодержащего припоя #1 + Rene-142 после пайки достигает 40 мас. %, а после полного цикла термообработки — 9...21 мас. % в зависимости от ширины зазора (рис. 5, 7, 8).

Степень гетерофазности структуры швов, сформированных с применением базового припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 и комплексного припоя 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142, определяли по микротвердости металла шва и диффузионной зоны, которую измеряли в состоянии после пайки и термообработки. Снижение гетерофазности структуры и повышение однородности в случае использования крем-

ний- и борсодержащего припоя подтверждалось. Матричный раствор паяного шва с кремнием, в котором присутствовали дискретные выделения карбидных фаз типа MeC и Me₆C, имел микротвердость 4200 МПа (рис. 8). После финишной термообработки микротвердость матрицы шва снижалась и выравнивалась во всех областях паяных соединений.

Комплексный припой 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 позволил на сплаве ЖС6У сформировать в зазорах шириной от 100 до 800 мкм швы, структура которых претерпевала дисперсионное упрочнение за счет γ' -фазы (рис. 9). Зафиксирована примерно одинаковая объемная доля (54...59 %) упрочняющей фазы во всех зонах паяного соединения, включая металл шва, диффузионную зону и основу. Размер частиц γ' -фазы в осях дендритов металла шва (припоя 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142) составлял 0,2...0,7 мкм, форма частиц изменялась от округлой к кубоидной в процессе термообработки.

В случае борсодержащего припоя обнаружен большой разброс значений микротвердости, соответствующий многообразию структурных составляющих в металле шва. Микротвердость линии сплавления и диффузионной зоны в паяемом сплаве возрастала вследствие проникновения легирующих компонентов шва в основу и образования развитой диффузионной зоны на глубину до 300 мкм и более.

Вторичные фазы в шве сохранялись после термообработки, укрупнялись и коагулировали. Разброс значений микротвердости металла шва, сформированного припоем #1 + 60 % Rene-142, свидетельствует о гетерофазности его структуры.

В матричном растворе швов, полученных с применением борсодержащего припоя, после двухсту-

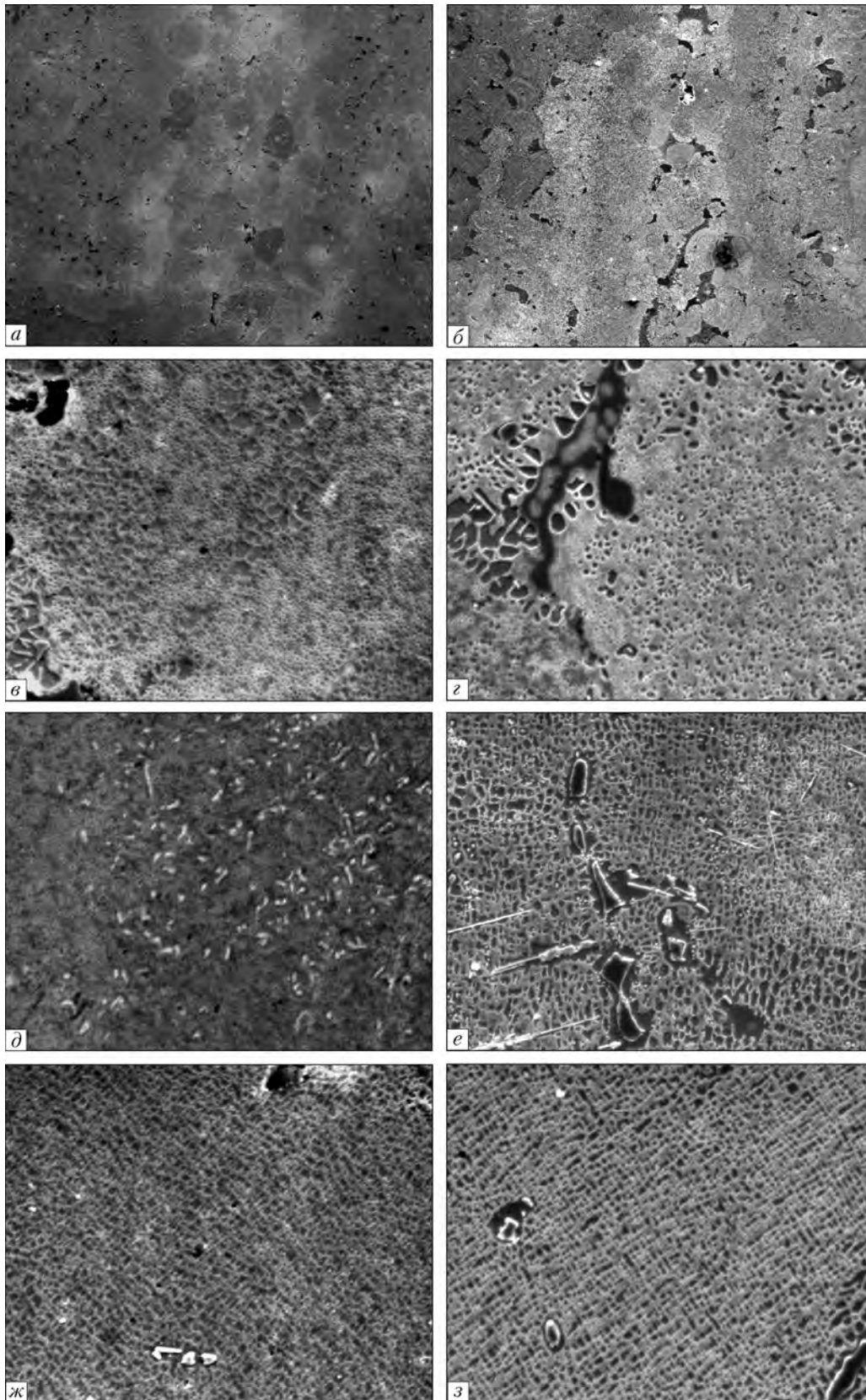


Рис. 9. $(\gamma-\gamma')$ -микроструктура металла основных зон паяного соединения, сформированного с применением припоя #1 + Repe-142 с добавкой 20 мас. % NiC12 (а, в, д, ж) и без нее (б, г, е, з): в, г – шов; д, е – диффузионная зона; ж, з – основной сплав; а, б – общий вид шва после травления (а, б – $\times 100$); (в, г – $\times 1500$)

пенчатого отжига выявлены сложнолегированные эвтектики ($HV = 8480$ МПа), карбиды MeC ($HV = 22150$ МПа), Me_6C ($HV = 18785$ МПа), $Me_{23}C_6$ ($HV = 13180$ МПа), снижающие прочность паяных

соединений при нагружении в результате декогезии по поверхности раздела частиц вторых фаз и матрицы [9].

Зафиксировано менее однородное распределение частиц γ' -фазы (с объемной долей 38...45 %) в

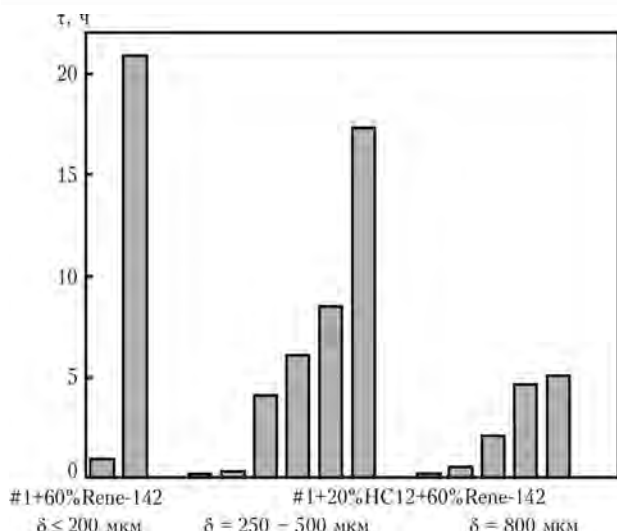


Рис. 10. Долговечность τ паяных соединений сплава ЖС6У при температуре 900 °С и напряжении 195 МПа после термообработки (1160 °С, 2 ч + 1050 °С, 2 ч) при различных значениях ширины зазора

металле шва, по сравнению с 59 % в кремнийсодержащем припое.

В диффузионной зоне базового припоя, кроме основной упрочняющей фазы, выделялись игольчатые карбидные фазы типа Me_6C , оказывающие отрицательное воздействие на пластические свойства соединений (рис. 9, e). Данные фазы являются достаточно стабильными и сохраняются при высоких значениях температуры, оказывая надразрывающее действие в случае приложения нагрузки.

Оценка параметра структурного несоответствия Δa для закристаллизованного металла швов двух типов припоев показала, что в случае применения припоя 20 % #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 отмечено незначительное дисперсионное упрочнение матрицы после кристаллизации ($\Delta a = (a_{\gamma} - a_{\gamma'}) / a_{\gamma} =$

$= 0,09242 \%$), после термообработки значение Δa возрастает и приближается к несоответствию ЖС ($\Delta a = 0,263773 \%$). Применение бор- и кремнийсодержащего припоя обеспечивает жаропрочность формируемых паяных швов за счет выделения в матрице шва регулярной дисперсной γ' -фазы с объемной плотностью 58...60 % размером 0,2...0,7 мкм (рис. 9, в) [1].

При использовании композиционного припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 дисперсионное упрочнение матрицы паяного шва (после кристаллизации) ослаблено из-за отрицательного значения Δa ($-0,0624 \%$). После термообработки и выравнивания структуры шва значение Δa ($-0,00041 \%$) немного возрастает, однако существенного упрочнения не происходит из-за большой ликвационной неоднородности в шве и нерегулярного выделения упрочняющей фазы по осям дендритов (рис. 9, z).

Длительная прочность паяных соединений является важной служебной характеристикой. Под воздействием высокой температуры и приложенной нагрузки в процессе испытаний происходит эволюция исходной микроструктуры сплава, особенно металла паяного шва, легированного бором и кремнием (рис. 10, 11). Паяные соединения сплава ЖС6У, сформированные с использованием припоев 40 % #1 + 60 % Rene-142 без и с добавкой 15...20 % NiC12 и отожженные при 1160 °С (2 ч) + 1050 °С (2 ч), испытывали на длительную прочность при напряжении 196 МПа и температуре 900 °С. Длительная прочность паяных соединений, сформированных в технологических зазорах шириной 250...800 мкм, достигала 1,5...27,0 ч (рис. 10, 11). Соединения разрушались в основном по металлу шва, удлинение ϵ составляло 2,0...5,7 %.

В результате испытаний образцов паяных соединений на долговечность установлено, что в швах,

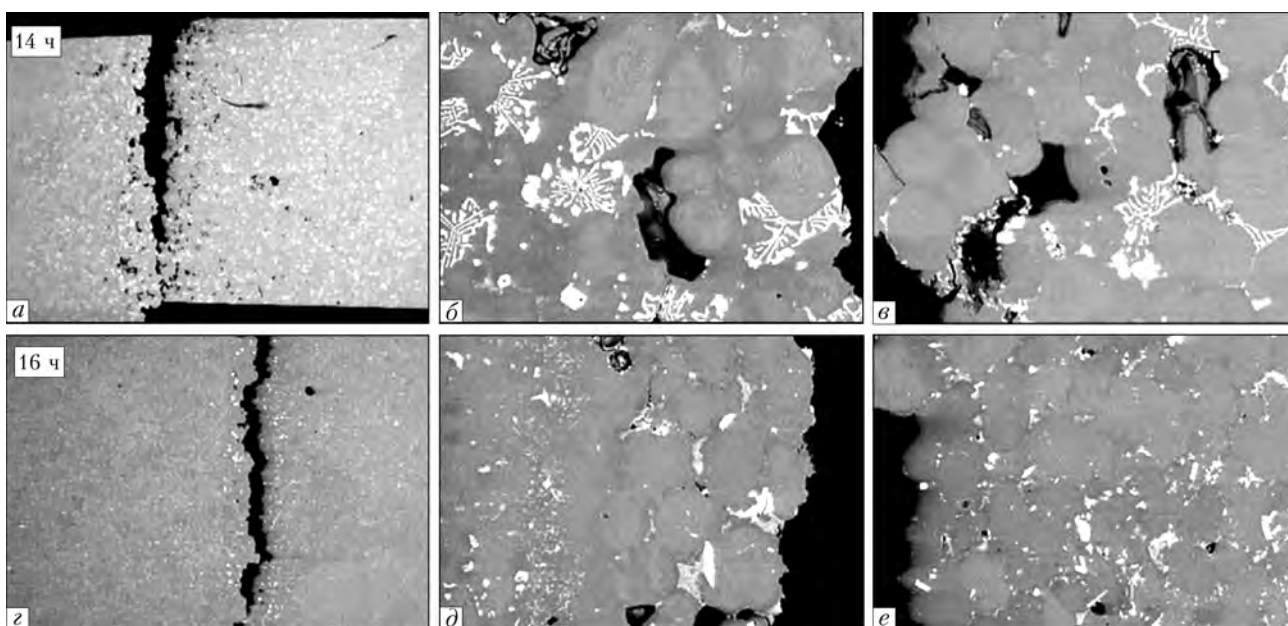


Рис. 11. Характер высокотемпературного разрушения в процессе испытаний на долговечность при 900 °С металла шва паяных соединений сплава ЖС6У, полученных с использованием стандартного #1 + 60 % Rene-142 (a-в) и комплексного припоев #1 + 20 % NiC12 + 60 % Rene-142 (z - e); (X25)

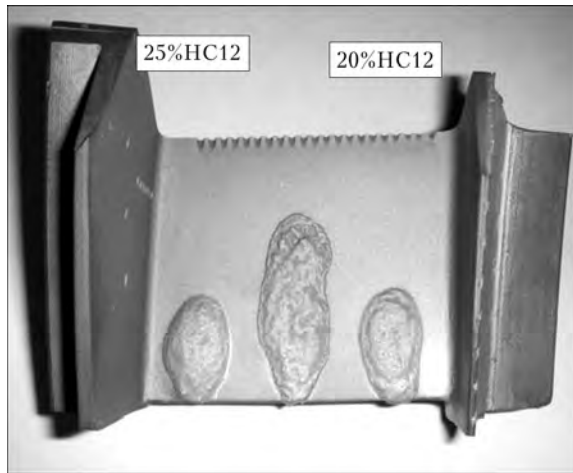


Рис. 12. Внешний вид направляющей лопатки из сплава ЖС6У с технологическими зазорами, запаянными композиционными припоями системы #1 + (20... 25) % HC12–60 % Rene-142

сформированных борсодержащим припоем 40 % #1 + 60 % Rene-142, происходили значительные структурные изменения, в частности, оплавление эвтектических составляющих металла шва при высокой температуре и активная диффузия бора в паяемый металл (рис. 11). После 55 мин испытаний на длительную прочность глубина проникновения бора составляла 1...2 мм на каждую из сторон (рис. 11, а).

Структура металла шва и диффузионной зоны при использовании припоев с кремнием не претерпевала существенных изменений, размер шва не изменялся, а диффузия кремния в основу после 16 ч и более при температуре 900 °С не превышала 50 мкм.

Таким образом, применение боркремнийсодержащего комплексного припоя не только позволяет сохранить стабильность структуры шва и соединения в целом, но и обеспечить приемлемую долговечность паяных соединений при ширине зазора от 200 до 800 мкм.

В случае пайки сплава ЖС6У большее разупрочнение при высокой температуре получено в образцах паяных соединений, сформированных с использованием припоя без HC12. Диспергирование частиц карбоборидной фазы при введении кремния в базовый припой позволило достичь повышения прочности паяных соединений при кратковременных испытаниях на воздухе при 950...1000 °С (табл. 4). Это почти в 1,5 раза ниже, чем кратковременная прочность паяных соединений сплава ЖС26НК [11]. Таким образом, получено еще одно

Таблица 4. Кратковременная прочность паяных соединений сплава ЖС6У при температуре 950 °С

№ образца	Тип припоя	σ_b , МПа	ϵ , %
U1		306,4	0,45
U2	#1 + 15 % HC12 + 60 % Rene-142	218,5	0,10
U3		218,0	0,10
U4	#1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142	264,8	0,21

подтверждение о том, что свойства паяных соединений определяются свойствами паяемого сплава и его химическим составом.

Отработанный на рабочих лопатках из сплава ЖС26НК процесс ремонтной пайки использовали при восстановлении направляющих лопаток из сплава ЖС6У изделия ЗМКБ «Прогресс». На модельной лопатке заполнили технологические зазоры, запаянные при 1220 °С (20 мин) с применением припоя 40 % #1 + 60 % Rene-142 и добавками 20 и 25 % HC12 (рис. 12). Микроструктурный анализ подтвердил хорошее качество паяных швов — минимальную пористость, полное заполнение зазоров, малую реакционную активность припоя (рис. 13).

Структура полученных на сплаве ЖС6У швов с использованием кремнийсодержащего припоя аналогична швам, ранее полученным на лопатках из сплава ЖС26НК [14]. Отличие зафиксировано лишь на линии сплавления основа–шов, что связано с различным содержанием углерода в паяемых сплавах (в ЖС6У — до 0,16 % С). В случае сплава ЖС6У получена развитая зона взаимной диффузии шириной до 200 мкм.

Комплексный припой 20 % #1 + 20 % HC12 + 60 % Rene-142 использовали при ремонте сегмента соплового аппарата из сплава ЖС6У двигателя Д18Т. В результате эксплуатации на бандажной полке и в корыте лопатки выявлены трещины термической усталости, обнаруженные с помощью капиллярного контроля. После очистки поверхности деталь отжигали в вакууме при 1210 °С и подвергали ремонтной пайке. При этом для удобства заправки пайки трещин, находящихся на разных плоскостях, дефекты покрывали порошковым припоем и пропитывали раствором акриловой смолы в ацетоне. После пайки отремонтированная деталь имела удов-

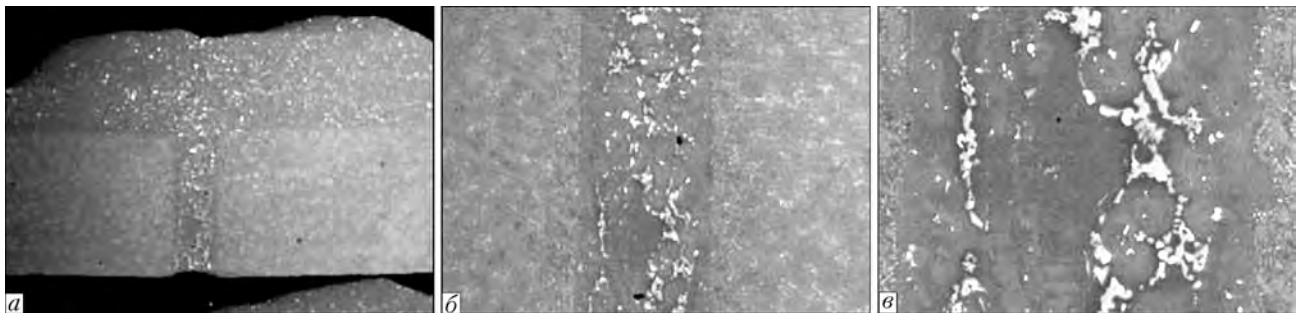


Рис. 13. Микроструктура паяного шва (зазор 350 мкм), сформированного с помощью припоя #1 + 20 % HC12–60 % Rene-142 при 1220 °С (20 мин) после термообработки; а — поперечное сечение корыта лопатки, $\times 100$; б — фрагмент шва со стороны спинки, $\times 50$; в — структура металла шва, $\times 100$

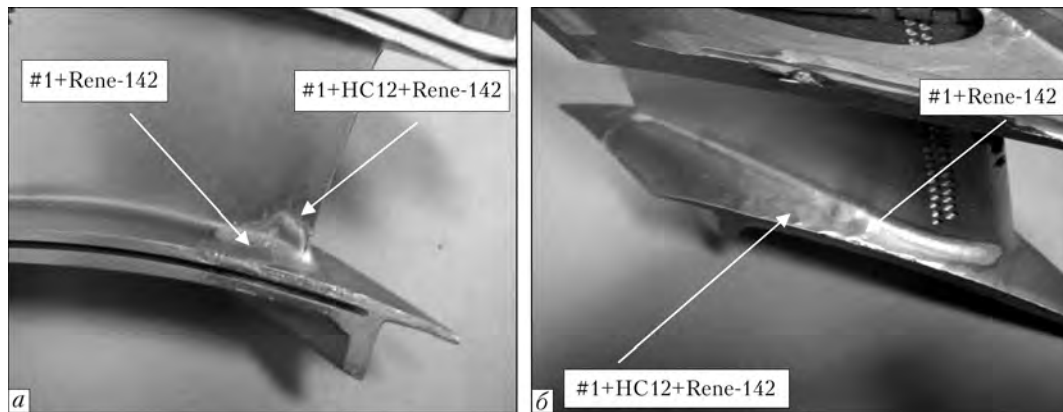


Рис. 14. Участки ремонтной пайки у выходной кромки (а), на бандажной полке (б) единичной лопатки из сплава ЖС6У сегмента соплового аппарата двигателя Д18Т

летворительное качество, что подтвердили результаты капиллярной дефектоскопии (рис. 14).

Выводы

1. Паяные соединения сплава ЖС6У, сформированные припоем с (15... 20) мас. % HC12, показали высокую стабильность прочностных характеристик при испытаниях на растяжение. Добротность паяных соединений при 20 °С составила 0,87... 1,00. Относительное удлинение соединений сплава ЖС6У, полученных боркремнийсодержащим припоем, после термообработки достигало 1,5... 5,5 %, в то время как при пайке припоями без кремния удлинение не превышало 3 %.

2. Благодаря дополнительному легированию борсодержащего припоя эвтектической составляющей Ni-12 % Si получены качественные паяные соединения. Высокий уровень физико-механических характеристик паяных соединений сплава ЖС6У достигнут в результате формирования регулярной ($\gamma+\gamma'$)-структуры металла шва с объемной долей упрочняющей фазы 57... 60 %, диспергирования и уменьшения (4,2... 6,0 об. %) карбоборидных фаз, подавления образования карбоборидных эвтектик в металле шва и в диффузионной зоне, ограничения проникновения бора в паяемый металл. Разрушение паяных соединений при нагружении происходит преимущественно либо по диффузионной зоне, либо по основному металлу.

3. Подтверждена принципиальная возможность формирования на сплаве ЖС6У паяных швов в капиллярных и технологических зазорах шириной от 200 до 900 мкм, причем ширина зазора не влияет на эволюцию структуры шва и проникновение бора или кремния в паяемую основу при высокотемпературных испытаниях.

4. Разработана технология ремонтной пайки единичных лопаток направляющих сегментов соплового аппарата двигателя Д18Т с использованием комплексного бор- и кремнийсодержащего припоя, реализованная на практике в ИЦ «Пратт и Уитни Патон».

1. *Литейные жаропрочные сплавы* // Эффект С. Т. Кишкина: Науч.-техн. сб. / Под ред. Е. Н. Каблова. — М.: Наука, 2006. — 272 с.
2. *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления* / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. — Киев: Наук. думка, 1967. — 256 с.

3. *Литейный жаропрочный никелевый сплав* / Н. Ф. Лашко, А. П. Соношкина, К. Я. Шпунт и др. // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. — М.: Наука, 1978. — С. 23-31.
4. *Немировский Ю. Р., Хадыев М. С., Лесников В. П.* Структурные и фазовые изменения при эксплуатационной и восстановительной термической обработке сплава ЖС6Ф // Физика металлов и металловед. — 1990. — № 11. — С. 160-165.
5. *Структура, свойства и механизм разрушения никелевого литейного жаропрочного сплава* / В. М. Полянский, В. В. Гаврилюк, В. З. Загорский и др. // Металловед. и термич. обраб. металлов. — 2004. — № 9. — С. 32-34.
6. *Сигаев А. Н., Чигринская С. А.* Повышение надежности литейных рабочих лопаток турбины // Авиац. пром-сть. — 1991. — № 11. — С. 14-16.
7. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* / Р. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
8. *Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations* / M. A. Arafin, M. Medraj, D. P. Turner, P. Bocher // Mater. Sci and Eng: A. — 2007. — 447, Iss 1/2. — P. 125-133.
9. *Ohsasa K., Shimura T., Narita T.* Numerical modeling of the transient liquid phase bonding process of Ni using Ni-B-Cr ternary filler metal // J. of Phase Equilibria. — 1999. — 20, № 3. — P. 199-206.
10. *Chaturvedi M. C., Ojo O. A., Richards N. L.* Diffusion brazing of cast Inconel 738 superalloy // Advances in Technol.: Materials & Materials Proc. — 2004. — 2, № 6. — P. 206-213.
11. *Кратковременная прочность паяных соединений никелевого сплава ВЖЛ12У при температуре 20 и 950 °С* / В. В. Куренкова, И. С. Малащенко, В. В. Трохимченко и др. // Современ. электрометаллургия. — 2006. — № 3. — С. 30-40.
12. *Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 1* / И. С. Малащенко, В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко и др. // Там же. — 2007. — № 1. — С. 25-32.
13. *Механические свойства и структура паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26ВИ. Часть 2* / В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко, И. С. Малащенко и др. // Там же. — 2007. — № 2. — С. 23-34.
14. *Структура и прочностные свойства паяных соединений литейного никелевого сплава ЖС26НК. Часть II* / В. В. Куренкова, Е. В. Оноприенко, И. С. Малащенко и др. // Там же. — 2008. — № 1. — С. 26-35.
15. *Структура, фазовый состав и свойства сплавов системы Ni-Cr-Co-W-Mo-Nb-Al-Ti* / В. Т. Мусненко, Н. Л. Власова, Н. М. Семенова и др. // Авиац. пром-сть. — 1986. — № 6. — С. 48-49.
16. *Куренкова В. В., Дорошенко Л. К., Малащенко И. С.* Особенности кристаллизации комплекснолегированных припоев для высокотемпературной пайки жаропрочных никелевых сплавов // Автомат. сварка. — 2009. — № 6. — С. 17-27.
17. *Хорунов В. Ф.* Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 2008. — 239 с.

ИЦ «Пратт и Уитни Патон»

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

Поступила 01.02.2010



УДК 669.187.2

СПЕКТРО xSORT — РУЧНОЙ РЕНТГЕНОФЛУОРЕСЦЕНТНЫЙ СПЕКТРОМЕТР ДЛЯ БЫСТРОГО И ТОЧНОГО АНАЛИЗА МЕТАЛЛОВ НА ИЗДЕЛИИ

М. М. Ливицкий, Я. П. Грыцкий

Исследованы технические возможности портативного рентгенофлуоресцентного спектрометра SPECTRO xSORT для анализа химического состава сплавов на основе железа, титана, меди. Полученные с помощью спектрометра xSORT результаты анализа химического состава сплавов сравниваются с данными испытаний этих образцов, выполненных на лабораторных установках ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. Показаны возможности использования портативного спектрометра для сортировки и предварительного анализа металлов на изделиях.

Technical capabilities of a portable X-ray fluorescent spectrometer SPECTROxSORT for analysis of chemical composition of alloys on the base of iron, titanium and copper are investigated. Results of analysis of chemical composition of alloys, obtained using spectrometer SPECTROxSORT, are compared with data of testing these specimens, carried out in laboratory equipment of the E.O.Paton Electric Welding Institute of NASU. The feasibility of application of the portable spectrometer for sorting and preliminary analysis of metals on products is shown.

Ключевые слова: рентгеноспектральный анализ; компактный энергодисперсионный анализатор; сплавы железа, титана, меди; сортировка и анализ на изделиях

Приборы с маркой SPECTRO во всем мире рассматриваются как эталон мобильного, портативного инструмента для анализа металлов. Ни одна другая компания не имеет сравнимых ноу-хау или столь полного и всестороннего опыта в этой области. С момента основания фирмы в 1979 г. приоритетом выпускаемых ею приборов были мобильные и малогабаритные аналитические спектрометры для анализа химического состава металлических изделий без отбора лабораторной пробы. Это хорошо зарекомендовавшие себя в промышленности SPECTROPORT I, SPECTROPORT II, SPECTROPORT F, SPECTROTEST и SPECTROTEST JR модификаций L, M, F, SPECTROSORT^{CCD} и, наконец, особо облегченные модели SPECTRO iSORT и SPECTROTEST.

Мощные лабораторные рентгеновские спектрометры тоже являются важным направлением поставляемого аналитического оборудования фирмы SPECTRO.

Новейшей моделью SPECTRO xSORT фирма «SPECTRO A.I.» представляет компактный энергодисперсионный рентгенофлуоресцентный спектрометр для непрерывного и продолжительного анализа и сортировки металлов на изделиях. В нем использованы эффективные инновационные компо-

ненты для возбуждения и детектирования. Вместе с другими высококачественными модулями они являются основой для обеспечения уникальной точности, скорости и безопасности этой системы, объединяющей возможности анализа металлов на изделии с требованиями к качеству измерений в лабораторных условиях.

Прибор оснащен миниатюрной маломощной рентгеновской трубкой, которая по конструкции очень близка к моделям трубок, используемых в приборах SPECTRO более высокого класса. Это гарантирует стабильность мощности установленного ионизирующего возбуждения. Специально разработанная технология детектирования, основанная на SDD, позволяет обрабатывать аналитические сигналы до 10 раз быстрее, что в результате приводит к уникальной аналитической гибкости.

Портативный SPECTRO xSORT дает возможность получать близкие к лабораторным результаты измерения до 41 элемента (от магния до тория) за один цикл измерения, который длится всего 2 с. Только 10 с необходимо для сортировки различных сплавов легких металлов алюминия и магния. В процессе анализа даже легкие элементы, такие как магний, кремний, алюминий, фосфор, измеряются на воздухе без применения сложных технологий вакуумирования измерительной зоны или гелиевой продувки, что значительно упрощает конструкцию прибора, облегчает процесс анализа.



Нижние пределы обнаружения элементов в железной основе, полученные на подготовленных стандартных образцах с циклом измерения 10 с, следующие, мас. %: 1,80 Al; 0,03 Cd; 0,01 Co; 0,01 Cr; 0,01 Cu; 0,03 Mn; 0,01 Mo; 0,01 Nb; 0,02 Ni; 0,09 P; 0,03 Pb; 0,06 Sb; 0,50 Si; 0,04 Sn; 0,02 Ti; 0,01 V; 0,06 W; 0,01 Zn; 0,01 Zr.

На специально подготовленных, аттестованных образцах высоколегированной аустенитной стали X18H10T и высокопрочного литейного поршневого алюминиевого сплава АК12ММгН (АЛ30) фирмой «SPECTRO F.I.» проведены испытания аналитических возможностей спектрометра SPECTRO xSORT. Результаты испытаний приведены в табл. 1, где измеренные значения легирующих химических элементов и примесей в сплавах получены при одновременном определении и усреднении пяти параллельных опытов с расчетом среднеквадратичной погрешности измерений.

Результаты, показанные в табл. 1, свидетельствуют о хорошей сходимости данных анализа сплавов, полученных на приборе SPECTRO xSORT с аттестованными значениями концентраций хими-

ческих элементов, полученных на лабораторных спектрометрах высокого класса точности.

SPECTRO xSORT — компактный прибор. Масса его не превышает 1,5 кг при габаритах 333×84×314 мм. Аккумулятор и компактный персональный компьютер (КПК) собраны с измерительным устройством в одном надежном пластмассовом корпусе, защищающем элементы конструкции от ударов и вибрации. Литий-ионная аккумуляторная батарея обеспечивает непрерывную работу устройства в течение не менее 3 ч. Потребляемая мощность во время измерения составляет 15 Вт, в режиме ожидания — 6 Вт. Зарядное устройство позволяет работать от сети переменного напряжения 100...240 В без ограничения во времени.

Защитный чехол делает прибор SPECTRO xSORT не чувствительным к влиянию погодных условий. Для свободного перемещения оператора с прибором в сложных производственных условиях последний фиксируется в набедренном чехле. При транспортировке на дальние расстояния и для хранения предусмотрен удобный бокс.

Особо следует отметить устройство автоматизированной заслонки, открывающей измерительное окно перед пробой на время выполнения анализа. Одна ее функция заключается в защите зоны измерения с расположенными в ней устройствами (источника первичного рентгеновского излучения — рентгеновской трубки и детектора) от загрязнений и повреждений, другая — в использовании ее поверхности в качестве контрольного образца для калибровки измерительного устройства прибора после каждого анализа пробы при закрытии заслонки.

Система диагностики работоспособности прибора после выполнения каждого измерения пробы проводит измерение рентгеновского спектра от заслонки, а затем выполняет сравнение и корректировку его по образцу спектра, хранящемуся в памяти интеллектуальной калибровочной логики ICAL. Полученные таким образом возможные отклонения системы измерения немедленно определяются и корректируются. Поэтому все калибровки прибора всегда готовы к использованию, а результат анализа пробы отличается высокой точностью.

Для предотвращения повреждения детектора при открытой заслонке во время измерения применяется защитная пленка толщиной 75 мкм, установленная в измерительном окне между пластиной адаптера и заслонкой. Если прибор используют в основном для анализа легких сплавов с измерением содержания магния, алюминия, кремния, то применяют тонкую защитную пленку толщиной 4 мкм.

Стандартное входное окно адаптера SPECTRO xSORT рассчитано для анализа деталей с поверхностью более 8 мм в диаметре, для меньших размеров или искривленной поверхности образцов применяют специальные адаптеры.

Особое внимание в конструкции SPECTRO xSORT уделено обеспечению высочайшего уровня защиты оператора от попадания под рентгеновское

Таблица 1. Результаты аттестационных испытаний прибора SPECTRO xSORT на фирме «SPECTRO F.I.», мас. %

Химический элемент	Измеренное среднее значение концентрации	Среднеквадратичная погрешность измерения	Аттестованное значение концентрации
<i>Высоколегированная сталь аустенитного класса X18H10T (ГОСТ 5632-72), 2 с</i>			
Ti	0,63	0,02	0,63
V	0,12	0,02	0,13
Cr	17,64	0,10	17,45
Mn	1,38	0,05	1,52
Fe	69,6	0,2	69,4
Ni	9,5	0,1	9,42
Cu	0,24	0,03	0,30
Nb	0,04	0,01	0,04
Mo	0,35	0,01	0,36
<i>Алюминиевый литейный сплав АК12ММгН (АЛ30) (ДСТУ 2839-93), 10 с</i>			
Al	85,9	0,2	84,8
Si	11,5	0,2	11,4
Ti	0,070	0,002	0,057
V	0,023	0,002	0,020
Cr	0,036	0,004	0,031
Mn	0,035	0,002	0,033
Fe	0,484	0,005	0,47
Ni	0,931	0,003	0,97
Cu	1,033	0,006	0,94
Zn	0,020	0,002	0,033
Zr	0,007	0,001	0,008
Pb	0,023	0,003	0,027



Таблица 2. Результаты сравнительного анализа низколегированных сталей, мас. %

Метод анализа	Шифр пробы	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Nb	Cu
Эмиссионный спектрометр	Деталь	0,47	0,90	2,91	0,04	–	–	–	0,25
xSORT		0,43	0,86	2,85	0,03	–	–	–	0,20
Эмиссионный спектрометр	Лист	0,86	0,04	0,06	0,04	<0,010	<0,020	0,028	<0,010
xSORT		0,88	0,05	0,023	0,028	<0,017	<0,018	0,029	<0,013
Эмиссионный спектрометр	ХГ2ВМ	1,88	1,72	0,17	0,52	0,80	0,13	–	–
xSORT		1,86	1,66	0,19	0,60	1,05	0,18	–	–
Эмиссионный спектрометр	ХВГ	0,94	1,20	0,20	<0,1	1,06	<0,10	–	–
xSORT		0,82	1,10	0,18	0,017	1,23	0,025	–	–
Эмиссионный спектрометр	Х2Н2М	0,46	2,04	2,05	0,36	–	–	–	0,29
xSORT		0,53	2,01	1,94	0,34	–	0,038	–	0,29
Эмиссионный спектрометр	Х4ВМФ	0,35	3,66	0,25	1,20	1,00	0,74	–	0,14
xSORT		0,27	3,32	0,26	1,31	0,99	0,75	–	0,18
Эмиссионный спектрометр	Х4ВМ6	0,30	3,60	0,20	1,48	0,96	0,90	–	–
xSORT		0,22	3,30	0,20	1,43	1,01	0,93	–	–
Эмиссионный спектрометр	Р3АМ3	0,39	3,60	0,21	2,90	2,70	2,00	0,110	–
xSORT		0,20	3,40	0,21	2,70	2,60	2,30	0,120	0,14
Эмиссионный спектрометр	Х5МФ	0,41	4,90	0,18	1,30	–	0,45	–	0,15
xSORT		0,32	4,70	0,17	1,40	–	0,41	–	0,08

излучение. По двум светодиодам, расположенным на боковой стенке прибора, оператор и другие участники испытаний в пределах видимости могут определить, когда рентгеновская трубка активна и проводится измерение.

Еще два светодиода, отражающие состояние прибора и статус измерения, находятся непосредственно под панелью КПК, где обычно сосредоточено внимание оператора. Кроме того, имеется специальный защитный модуль, предотвращающий

возможность случайного неконтролируемого старта измерения. В начале анализа SPECTRO xSORT за доли секунды определяет, установлен ли образец перед окном измерения. Если образец не перекрывает окно, заслонка мгновенно закрывается, и измерение прекращается.

Управление работой прибора SPECTRO xSORT осуществляется посредством кнопки старта измерения, находящейся на ручке, и КПК, вмонтирован-

Таблица 3. Результаты сравнительного анализа высоколегированных сталей, мас. %

Метод анализа	Шифр пробы	Mn	Cr	Ni	Mo	W	V	Cu	Ti
Эмиссионный спектрометр	Cr3Ni9	0,28	2,7	9,6	–	–	0,40	–	–
xSORT		0,23	2,65	9,0	–	–	0,37	0,17	–
Эмиссионный спектрометр	Х11НВ	–	11,8	1,7	0,50	1,85	0,30	–	–
xSORT		0,20	10,7	2,1	0,45	1,70	0,25	–	0,11
Эмиссионный спектрометр	Х12МФ	0,27	13,3	0,28	0,52	–	0,34	–	0,02
xSORT		0,19	12,8	0,19	0,50	–	0,37	–	0,07
Эмиссионный спектрометр	40Х13	0,68	14,0	0,35	<0,10	–	<0,10	–	0,08
xSORT		0,68	14,9	0,33	0,026	–	0,064	–	0,15
Эмиссионный спектрометр	Эт.363	0,42	12,95	0,19	0,38	–	0,31	–	–
xSORT		0,43	13,8	0,20	0,35	–	0,36	–	0,08
Эмиссионный спектрометр	Cr16Ni3	0,90	15,5	3,4	1,80	–	–	1,30	<0,10
xSORT		0,91	16,0	3,0	1,67	–	–	1,34	0,058
Эмиссионный спектрометр	ХН35ВТ	0,45	14,5	34,5	–	2,8	–	–	3,2
xSORT		0,24	12,9	35,0	–	2,87	–	–	2,9



Таблица 4. Результаты сравнительного анализа титановых сплавов, мас. %

Метод анализа	№ пробы	Al	Mn	Zr	Si	Fe	V	Mo
Эмиссионный спектрометр	301	0,71	2,31	0,095	0,056	0,53	–	–
xSORT		–	2,06	0,035	–	0,55	–	–
Эмиссионный спектрометр	305	6,74	0,20	0,34	0,40	0,092	–	–
xSORT		–	0,21	0,34	–	0,14	–	–
Эмиссионный спектрометр	311	2,21	–	–	0,064	0,14	5,59	5,85
xSORT		–	–	0,35	–	0,11	4,92	6,60
Эмиссионный спектрометр	312	3,09	–	0,12	0,078	0,24	3,56	4,46
xSORT		–	–	0,089	–	0,35	3,54	4,65
Эмиссионный спектрометр	313	3,90	–	0,29	0,14	0,34	1,55	2,90
xSORT		–	–	0,26	–	0,34	1,46	3,03
Эмиссионный спектрометр	314	5,30	–	0,31	0,10	–	3,92	–
xSORT		–	–	0,26	–	0,12	3,80	0,15
Эмиссионный спектрометр	315	7,49	–	0,043	0,21	0,41	0,91	1,78
xSORT		–	–	<0,003	–	0,46	0,76	2,05

Примечание. Основа сплавов – титан.

ного в заднюю стенку. КПК управляется стилусом или пальцем через чувствительный экран.

Для удобства чтения экран установлен под углом 45°. Если в лабораторных условиях необходимо проанализировать большое количество образцов, то прибор может быть установлен стационарно на предусмотренную для этого подставку. При этом КПК можно легко отсоединить от прибора, а с технологией «Bluetooth» он останется подключенным к прибору.

Соединение КПК с внешними устройствами, такими как принтер или компьютер, может быть установлено при помощи встроенного USB порта, а также соединения WLAN или «Bluetooth». Данные с него также могут передаваться на другие компьютеры при помощи карты памяти. SPECTRO xSORT может комплектоваться струйным принтером с аккумуляторным питанием и беспроводным подключением для распечатки результатов на месте проведения анализа.

Программное обеспечение SPECTRO XRF Analyzer CE базируется на операционной системе Windows Mobile и обеспечивает простой интерфейс работы на приборе SPECTRO xSORT при многочисленных возможных конфигурациях его использования. Экран анализа предоставляет оператору всю необходимую информацию и может выводить результаты измерений в различных видах. Быстрый

режим сортировки, при котором все испытываемые образцы сравниваются с первоначально измеренным образцом, доступен в дополнение к режиму анализа. Результаты измерений сохраняются и могут позже быть выведены на экран, принтер, а после переноса на внешний компьютер – обработаны при помощи входящей в комплект программы «Result Manager».

Система всестороннего мониторинга прибора, включающая ICAL калибровку с функциями диагностики аппаратного и программного обеспечения, гарантирует состояние готовности прибора к измерениям.

Прибор SPECTRO xSORT демонстрировали на многих машиностроительных предприятиях и предприятиях горно-металлургического комплекса Украины, где он получил положительные отзывы специалистов следующих предприятий: ОАО «Турбоатом», г. Харьков; ОАО «Котлотурбопром», г. Харьков; ЗАО «НКМЗ», г. Краматорск; ООО «КЗМО», г. Константиновка; ОАО «Днепроспецсталь», г. Запорожье; ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье; Орджоникидзевский ГОК; Марганецкий ГОК; Марганецкий рудоремонтный завод; ЦГОК, г. Кривой Рог; ИнГОК, г. Кривой Рог; ОАО «Арселор Миттал», г. Кривой Рог; ОАО «РЕГОМ», г. Кривой Рог; Александровский рудоремонтный завод.

Таблица 5. Результаты сравнительного анализа медно-никелевых сплавов

Метод анализа	№ пробы	Ni	Fe	Mn	Zn	Si	Pb
Эмиссионный спектрометр	6024	29,4	0,63	0,96	0,33	0,09	0,010
xSORT		30,3	0,55	0,91	0,15	–	0,019
Эмиссионный спектрометр	6071	29,4	0,99	0,48	0,19	0,23	0,020
xSORT		31,1	0,58	0,89	0,19	–	<0,018

Примечание. Основа сплавов – медь.



Таблица 6. Результаты сравнительного анализа медно-цинковых сплавов

Метод анализа	№ пробы	Zn	Cu	Pb
Эмиссионный спектрометр xSORT	B1A	45,0	55,0	–
		44,4	55,6	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B2A	39,8	60,2	–
		39,3	60,7	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B3A	35,8	64,2	–
		35,6	64,4	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B4A	31,0	69,0	–
		31,4	68,5	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B5A	25,0	75,0	–
		23,6	70,6	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B6A	20,2	79,8	–
		19,2	74,1	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B7A	15,0	85,0	–
		14,1	79,8	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B8A	10,4	89,6	–
		10,8	88,9	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B9A	5,0	95,0	–
		5,7	94,0	–
Эмиссионный спектрометр xSORT	B18A	Остальное	58,6	0,97
		40,0	58,9	1,04
Эмиссионный спектрометр xSORT	B20A	Остальное	57,5	5,40
		35,6	58,5	5,48

В аналитической испытательной лаборатории отдела физико-химических исследований ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проводили комплексные испытания прибора, включающие анализ образцов низко- и высоколегированных сталей, а также титановых, медно-никелевых и медно-цинковых сплавов.

В табл. 2 сравниваются результаты анализа низколегированных сталей, полученных на приборе

SPECTRO xSORT, с результатами анализа этих образцов, выполненного в лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона на поверенных Держметртестстандартом вакуумных оптических эмиссионных спектрометрах с использованием аттестованных стандартных образцов.

В табл. 3 приведено сравнение результатов анализа высоколегированных сталей, полученных на приборе SPECTRO xSORT, с результатами анализа этих образцов в лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона.

В табл. 4 дано сравнение результатов анализа титановых сплавов, выполненного на приборе SPECTRO xSORT, с результатами испытаний этих образцов в лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона.

В табл. 5 и 6 сопоставляются результаты анализов сплавов на медной основе, выполненных на приборе SPECTRO xSORT, с результатами испытаний этих образцов, произведенными в лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона.

Проведенные испытания свидетельствуют о том, что результаты анализа, полученные с помощью прибора SPECTRO xSORT, очень хорошо согласуются с результатами лабораторного анализа. Этот анализатор может быть незаменимым инструментом для сортировки и предварительного анализа сплавов в тех случаях, когда нельзя осуществить отбор проб и доставку их в лабораторию.

Следует отметить возможные перспективы использования прибора в полевых условиях для обзорного анализа, например рудных минералов, отдельных компонент шлаковых отвалов.

Более подробную информацию по этому и другим приборам можно получить в представительстве фирмы «Spectro Analytical Instruments GmbH» в Украине.

SPECTRO Analytical Instruments GmbH в Украине, г. Киев

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

Поступила 17.03.2010



УДК 621.314

ВЫСОКОВОЛЬТНЫЙ ИСТОЧНИК ПИТАНИЯ ДЛЯ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО НАГРЕВА

**В. В. Мартынов, Ю. П. Монжеран, А. Г. Можаровский,
Б. Б. Лебедев, Г. Е. Смитюх,
Н. В. Чайка, А. М. Иванов**

Приведены основные результаты разработки и испытаний высоковольтного источника электропитания для электронно-лучевых пушек технологических установок.

The basic results of development and tests of a high-voltage source of the power supplies for electron beam guns of technological installations are given

Ключевые слова: высокочастотный преобразователь; высоковольтный источник питания; многофазный инвертор; трансформаторно-выпрямительный модуль; электронно-лучевая пушка; высоковольтные пробои; накопленная энергия

При использовании в промышленности современных электротехнологий, в которых применяют электронно-лучевые, плазменные, дуговые, лазерные и другие способы обработки материалов, возникает потребность в создании специализированных источников электропитания. Кроме обычных требований по регулированию и стабилизации выходного напряжения или тока, к ним предъявляются специфические, отражающие свойства электротехнологических установок (обеспечение непрерывности технологического процесса при возникновении пробоев в вакуумной камере или в электронной пушке, приводящих к короткому замыканию выхода высоковольтного источника; поддержание режима тлеющего разряда без перехода его в дуговой разряд; ограничение уровня выходного тока при динамических возмущениях в нагрузке и т. п.). Источник электропитания должен обеспечивать эффективную работу установки в режимах от холостого хода до короткого замыкания и при этом отличаться хорошими динамическими характеристиками.

Применение устройств силовой электроники, работающих на частоте промышленной сети, для целей электротехнологии зачастую не позволяет реализовать все преимущества новых технологических процессов и ограничивает их производительность.

Мощность современных электронно-лучевых пушек превышает сотни киловатт при напряжении на нагрузке в несколько десятков киловольт. Особенностью работы электронно-лучевых пушек является наличие периодических пробоев, поэтому при больших мощностях требуются минимизация запаса энергии в системе электропитания и быстродействующее ограничение уровня выходного тока высокого напряжения.

Эти требования вступают в противоречие с показателями качества электроэнергии, в частности по уровню пульсаций выходного напряжения, который традиционно обеспечивается применением энергоемких электрических фильтров.

В таких устройствах пробой в цепях пушки приводят к мгновенному разряду емкости фильтра, что является одной из причин возникновения сверхтоков разряда, многократно превышающих рабочий ток и приводящих к возникновению дефектов в изделии и на поверхности катода. Наличие большой индуктивности в выходной цепи источника способствует улучшению условий перехода кратковременных импульсных пробоев в длительные дуговые, что приводит к повышению частоты дуговых разрядов. Кроме того, при пробое напряжение может меняться со значительной скоростью, что вызывает появление импульсных токов смещения, способствующих сбою и даже выходу из строя электронных узлов.

Указанным требованиям к качеству электроэнергии при наличии нестационарных пробоев меж-



ду электродами пушки удовлетворяет специализированный высоковольтный источник питания «ДЖЕН 30-15», предназначенный для питания электронно-лучевых пушек с «холодным катодом» [1]. Он разработан в Институте электродинамики Национальной Академии наук Украины по техническому заданию специалистов международной компании «Антарес».

В высоковольтных источниках питания этого типа преобразование электроэнергии происходит на частоте 20 кГц. В качестве переключающих элементов использованы транзисторы IGBT [2]. Применение модульного принципа позволило равномерно распределять электрические и тепловые нагрузки между узлами конструкции и тем самым снижать плотность энергии тепловыделения, упростить конструкцию преобразователя. Благодаря синхронному несинфазному управлению токи отдельных модулей смещены во времени, что обеспечивает улучшение параметров электроэнергии как на входе, так и на выходе источника питания.

Одновременное использование синхронного несинфазного управления и высокочастотного преобразования энергии дало возможность, с одной стороны, существенно уменьшить выходную емкость источников питания, а в некоторых случаях, и отказаться от использования конденсаторов фильтра на стороне высокого напряжения, с другой, — реализовать быстроедействие обработки сигналов управления источником питания, добиться оптимальных переходных процессов при возмущениях в нагрузке.

Основными узлами высоковольтного источника питания являются модульный инвертор и трансформаторно-выпрямительный модуль (ТВМ). Структурная схема высоковольтного источника питания представляет собой последовательное соединение силового выпрямителя с емкостным фильтром, модульного инвертора и ТВМ.

Модульный инвертор — это многофазный регулируемый высокочастотный инвертор с импульсной модуляцией, формирующий на выходе двухполярные импульсы напряжения прямоугольной формы, которые в ТВМ трансформируются до необходимого уровня высокопотенциальными обмотками высокочастотного трансформатора и выпрямляются многокаскадным выпрямителем. Для снижения скачков потребляемого тока при подключении устройства к питающей сети в силовом выпрямителе реализована функция плавного заряда входного емкостного фильтра.

Регулирование и стабилизация высокого напряжения источника при колебаниях тока нагрузки и напряжения питающей сети осуществляются путем соответствующего изменения относительной длительности импульсов управления транзисторами инвертора.

В источнике устранено техническое противоречие между требованием высокого качества выходной электроэнергии и количеством запасаемой энергии, накапливаемой в выходных цепях, за счет

выполнения высокочастотной преобразовательной части устройства в виде многофазной схемы, в которой инверторная часть представляет собой группу полумостовых инверторов с токоограничивающими дросселями на выходе.

При выключении инвертора энергия, запасенная в дросселях, возвращается в конденсаторы фильтра силового выпрямителя, минуя первичную цепь ТВМ, что позволяет осуществлять быстрое отключение высокого напряжения от нагрузки и мгновенное ограничение тока при любых перегрузках.

Высоковольтный источник питания может работать в одном из двух режимов стабилизации: выходного напряжения или выходного тока. Стабилизация выходного напряжения — это основной режим работы системы управления, когда выходной ток изменяется в диапазоне от 0 до 15 А.

При обнаружении дугового разряда или возникновении условий, которые можно трактовать как начало дугового разряда, система управления переходит в режим ограничения тока. Это позволяет в случае пробоя в электронно-лучевой пушке предотвращать развитие дугового разряда.

Если ток нагрузки не уменьшается в течение некоторого времени, система управления отключает источник питания на время от 0,2 до 100 мс и затем вновь возвращает его в основной режим работы.

Прекращение разряда приводит к уменьшению тока нагрузки, и система управления вновь возвращает источник питания в основной режим работы — стабилизацию выходного напряжения. Такой алгоритм обеспечивает стабильную работу высоковольтного источника питания при пробоях в электронной пушке.

ТВМ обеспечивает эффективную передачу энергии в выходную цепь источника питания и гальваническую развязку на уровне 50 кВ высоковольтных и низковольтных цепей. Малые габариты трансформаторно-выпрямительного модуля, высокая электрическая прочность его высоковольтной изоляции и эффективный отвод тепла от тепловыделяющих элементов обеспечены за счет применения специальной конструкции ТВМ и жидкого синтетического диэлектрика.

Разработанный ТВМ характеризуется высокой эффективностью, удовлетворяет требованиям к качеству выходной энергии при «сбросах-набросах» нагрузки, отличается стойкостью к коммутационным перенапряжениям и пробоям.

В источнике питания для электронно-лучевого нагрева «ДЖЕН 30-15» реализованы следующие функции:

стабилизация высокого напряжения (осуществляется по многоконтурной схеме с обратными связями по току модулей инвертора, току нагрузки, выходному напряжению и др.);

максимальная токовая защита (ограничение токов через переключающие элементы инвертора на допустимом уровне);

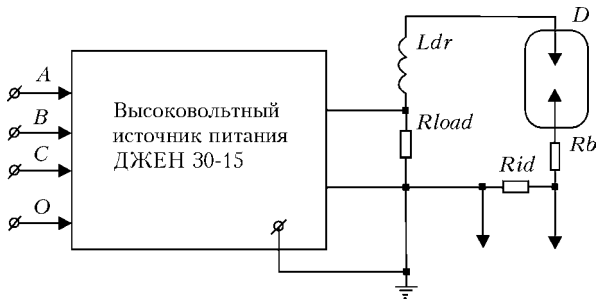


Рис. 1. Схема исследования влияния высоковольтных пробоев на динамические характеристики источника электропитания от трехфазной сети переменного тока

автоматический повторный пуск — прерывание выходного тока инвертора на определенное время, достаточное для разрушения дугового разряда в случаях, когда возникают пробои или короткое замыкание, длительность которых превышает заданное значение.

В высоковольтном источнике питания используется микропроцессорное управление с применением современных цифровых сигнальных процессоров, реализующее гибкий алгоритм управления источником в различных режимах работы, что позволяет согласовывать работу системы электропитания с центральным компьютерным управлением и обеспечивает непрерывность технологического процесса.

Высоковольтные источники питания «ДЖЕН 30-15» компактны, конструктивно просты и могут быть установлены рядом с электронно-лучевой установкой, что положительно отражается на качестве переходных процессов при пробое в пушке и позволяет сократить расходы при строительстве электронно-лучевой установки.

Основные технические параметры источника питания «ДЖЕН 30-15»

Выходное напряжение, кВ	0... 30
Максимальный выходной ток, А.....	15
Уровень ограничения выходного тока.....	130 %
	максимального значения.

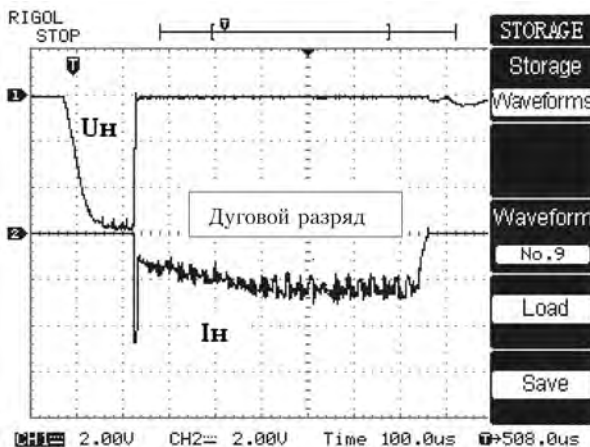
На этапе испытаний изучали динамические характеристики высоковольтного источника питания «ДЖЕН 30-15» в режимах высоковольтных пробоев

ев [3] по схеме, приведенной на рис. 1, при помощи вспомогательного устройства — эквивалента разрядной нагрузки, позволяющего имитировать высоковольтные пробои. В нем последовательно соединены воздушный разрядник D с балластным резистором Rb . Разрядник имеет конфигурацию электродов типа игла–плоскость и регулируемое расстояние между ними в пределах 5... 35 мм. Балластное сопротивление Rb представляет собой набор резисторов. Для измерения тока пробоя I_d последовательно с эквивалентом разрядной нагрузки включен резистор $Rid = 0,1$ Ом. Выход источника соединен с высокопотенциальным электродом разрядника через высоковольтный кабель типа КВЭЛ-60 и высоковольтный дроссель индуктивностью Ldr . Часть испытаний проводили при сопротивлении нагрузки $Rload$, подключенным непосредственно к выходу высоковольтного источника.

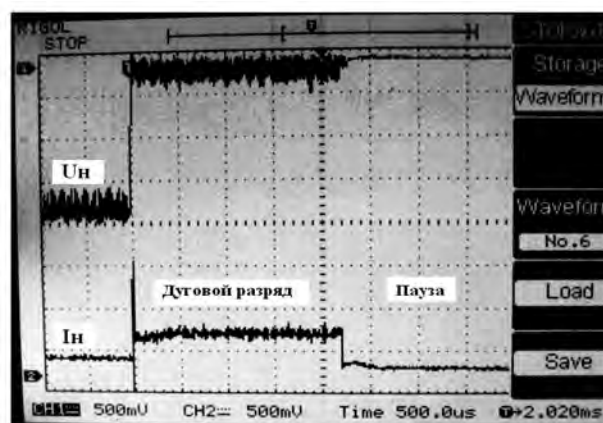
При имитации пробоев в нагрузке высоковольтного источника расстояние между электродами разрядника D устанавливали так, чтобы пробой произошел при заданном выходном напряжении «ДЖЕН 30-15». Измеряемые токи и напряжения регистрировали цифровым запоминающим осциллографом типа GDS-806S. Характер динамических процессов на выходе высоковольтного источника питания в двух реализациях высоковольтного пробоя по схеме рис. 1 представлен на рис. 2.

На рис. 2, *a* показаны переходные процессы на выходе источника U_n (верхняя кривая) и тока I_n через разрядник D в режиме холостого хода источника ($Rload = \infty$). В начальный момент времени $t = 0$ выходное напряжение U_n плавно нарастает до установленного значения, затем начинается коронный разряд (появляются характерные всплески на вершине кривой U_n), который в момент времени $t = 220$ мкс переходит в дуговой разряд, и в разряднике D наступает пробой.

Выходное напряжение падает до нуля. Короткий импульс тока разряда I_n на этой начальной стадии пробоя (рис. 2, *a*) обусловлен разрядом паразитных емкостей высоковольтных цепей источника, высоковольтного дросселя Ldr и схемы испытаний.



a



б

Рис. 2. Пробои в схеме рис. 1 при работе источника в режиме холостого хода (*a*) и в режиме рабочих токов нагрузки (*б*)



Напряжение на выходе остается равным нулю, а ток разряда I_n плавно нарастает до заранее выбранного тока ограничения, а затем быстро падает при включении паузы. Всплески амплитуды тока разряда на этом интервале связаны с частотой коммутации транзисторов инверторов. Процесс пробоя заканчивается, ток разряда I_n падает до нуля, выходное напряжение увеличивается, источник продолжает работу.

На рис. 2, б представлены переходные процессы при работе источника в режиме рабочих токов. В исходном состоянии, на интервале времени от нуля до 1 мс, источник работает в режиме стабилизации выходного напряжения U_n (верхняя кривая), а выходной ток I_n (нижняя кривая в инверсной полярности) равен току через резистор R_{load} . В момент времени $t = 1$ мс начинается пробой, сопротивление нагрузки R_{load} шунтируется цепью короткозамкнутого разрядника D и соединенного с ним балластного резистора R_b . При этом ток I_n равен сумме токов через резисторы R_{load} и R_b . Напряжение U_n падает, а в выходном токе появляется короткий импульс тока разряда паразитных емкостей, по окончании которого в источнике начинается этап стабилизации тока в дуговом промежутке разрядника и последующий выход на бестоковую паузу.

Таким образом, при пробоях в нагрузке система управления источника «ДЖЕН 30-15» переходит в режим автоматического повторного включения, при котором принудительно ограничивается выходной ток, исключая тем самым условия для перехода искрового разряда в дуговой. По истечении определенного времени система управления выключает источ-

ник питания, удерживает заданную временную паузу для полного прекращения дугового разряда, после чего выполняется автоматическое повторное включение источника питания. Такой режим повторяется циклически.

Проведенные испытания показали, что система управления вместе с модульным инвертором обеспечивает регулирование и стабилизацию выходного напряжения с плавным выходом на установившиеся значения. Экспериментально подтверждено, что реализованные в источнике питания «ДЖЕН 30-15» способы высокочастотного преобразования электроэнергии и активного ограничения токов нагрузки во время пробоев обеспечивают эффективное прекращение дуговых разрядов, способствуют повышению производительности и качества технологического процесса.

1. Пат. 29547 Украина, МПК В 23 К 15/00, Н02М 7/515. Устройство электропитания электронно-лучевой установки / В. В. Мартынов, Н. С. Комаров. — Опубл. 15.11.2000; Бюл. № 6.
2. Дослідження та розробка напівпровідниково-трансформаторних перетворювачів для живлення електротехнологічного обладнання / К. О. Липківський, В. В. Мартинов, Ю. В. Руденко та ін. // Інститут електродинаміки НАН України: Зб. наук. праць. — Київ: ІЕД НАНУ. — 2009. — Вип. 23. — С. 72–82.
3. Шидловская Н. А., Мартынов В. В. Согласование высоковольтного источника питания с электронно-лучевой установкой // Технічна електродинаміка. — 2010. — №1. — С. 73–79.

Інститут електродинаміки НАН України, Київ
МК «Антарес», Київ
Поступила 13.05.2010

Международная конференция «Ti-2010 В СНГ»

16–19 мая 2010 г. в г. Екатеринбурге (Россия) состоялась организованная межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная международная конференция «Титан в СНГ». В конференции приняли участие более 230 участников из России, Украины, Казахстана, Таджикистана, Китая, Германии, Франции, Италии, Японии, Люксембурга, Польши и других промышленно развитых стран. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России и Украины (ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет — УПИ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, Института проблем сверхпластичности метал-

лов РАН, Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ФГУП «Гиредмет», ОАО «Уралредмет», ООО «ОКБ Сухого», ОАО «Электромеханика», ОАО «Калужский турбинный завод», Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина НАН Украины, Государственного научно-исследовательского и проектного Института титана, ГП «Антонов» и др.). Всего представлено более 90 докладов на секциях «Сырье. Металлургия» и «Материаловедение и технологии титановых сплавов». Кроме того, проведены заседания дискуссионного клуба «Современные особенности мирового рынка титана» и тематического семинара «Плавка титана».



Пленарное заседание конференции проводили в г. Верхняя Салда (Свердловская обл.). Затем участники конференции посетили производственные цеха ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», являющегося одним из ведущих мировых производителей всего спектра титановых полуфабрикатов ответственного назначения (штамповки, трубы, прутки, листы и др.), который обеспечивает 100%-ю потребность в титановых деталях для оборонных и авиационных предприятий России и Украины и около половины потребляемых титановых полуфабрикатов зарубежных изготовителей гражданских самолетов.

Генеральный директор ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА» М. В. Воеводин в своем выступлении отметил, что программа модернизации предприятия, несмотря на мировой экономический кризис, продолжается в направлении увеличения объемов выпуска титана и повышения доли продукции высоких степеней передела. Так, например, в 2010 г. начали сотрудничать совместные предприятия с фирмой «Боинг» в области механической обработки штамповок из титановых сплавов для дисков газотурбинных двигателей и шасси авиалайнеров. Производственные мощности по выпуску губчатого титана должны составить 44 тыс. т в год.

Большое количество докладов на конференции представили специалисты ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» — одного из ведущих мировых центров в области создания титановых сплавов, а также разработки технологий их сварки, плавки, термической и деформационной обработки. Из всего разнообразия сварочных технологий на конференции наибольшее внимание уделили вопросам аргонодуговой и электронно-лучевой сварки толстостенных конструкций из титановых сплавов. Активно участвовали в работе конференции ученые из Уральского государственного технического университета — УПИ и МАТИ — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, в которых ведутся интенсивные исследования в области материаловедения титана и сплавов на его основе, в том числе с целью его применения в медицине. На конференции представлены научно-технические разработки институтов Национальной академии наук Украины, в том числе ИЭС им. Е. О. Патона, — доклады, посвященные аргонодуговой сварке титановых сплавов в узкий зазор и на вертикальной плоскости с магнитным управлением дугой, выплавке способом электронно-лучевой плавки крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана, электрошлаковыми технологиями плавки и сварки титана с управляемыми гидродинамическими процессами, а также исследованию процессов зонной перекристаллизации алюминидов титана.

Специалисты Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова рассмотрели физические, технологические и экономические аспекты изготовления деталей из титановых сплавов способами порошко-

вой металлургии. Сотрудники Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина представили свои разработки в области получения способами винтовой экструзии заготовок наноструктурного титана.

На заседании дискуссионного клуба «Современные особенности мирового рынка титана» выступили А. В. Александров (ЗАО «Межгосударственная ассоциация «Титан»), А. Н. Строшков (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА»), Тургын Рахман (Advanced Materials Japan Corp., Япония), Steven Hancock (TiRus International SA, Швейцария), T. Nishimura (NTC Corporation for titanium, Япония) и многие другие специалисты, работающие на рынке титана. Практически все докладчики отметили рост объемов заказов на титановую продукцию в 2010 г. как в гражданском и военном самолетостроении, так и в общегражданских секторах промышленности, хотя уровень производства 2008 г. еще не достигнут.

Новые технологические процессы получения чистого титана так и не вышли за рамки лабораторных исследований, поэтому основным способом получения титана остается достаточно затратный способ Кроля. Таким образом, ожидать существенного снижения себестоимости производства титана в настоящее время не приходится.

Подтверждением этому является тот факт, что в кризисном 2009 г. построенные в Китае новейшие заводы по производству губчатого титана так и не смогли снизить стоимость своей продукции ниже среднемирового уровня. Поэтому мировой рынок титана характеризуется высокой конкуренцией, в которой решающими факторами успеха являются высокое качество изделий и низкая себестоимость их производства, которые достигаются в том числе и за счет применения новых прогрессивных технологий.

Анализ различных технологий плавки титана на тематическом семинаре «Плавка титана» позволил сделать вывод о том, что основным способом производства слитков из сплавов на основе титана продолжает оставаться технология вакуумно-дугового переплава, тогда как при выплавке слитков и слэбов из нелегированного титана все большее применение находит технология электронно-лучевой плавки, что подтверждается фактом пуска в эксплуатацию за последние три года новых электронно-лучевых печей для плавки титана в США (фирма «ТИМЕТ»), Германии («ThyssenKrupp»), Китае («Baotou Ti Group»), Украине (ЗТМК) и строительства нескольких новых установок в этих же странах.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственная организация «Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин



Пятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»

25–28 мая 2008 г. в пос. Кацивели (Крым, Украина) на базе Дома творчества ученых НАНУ «Кацивели» состоялась Пятая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» – ММТWRP-2010.

Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ, Местный благотворительный фонд «Содружество сварщиков».

В работе конференции приняло участие более 60 специалистов из Украины, России, Германии и Австрии. Конференция организована в виде пленарных и стендовых сессий, рабочими языками конференции были русский и английский (обеспечен синхронный перевод докладов).

Во время работы пленарной сессии было заслушано

В докладе обсуждены также современные средства математического моделирования и возможности стандартных коммерческих пакетов.

В устных и стендовых докладах рассматривались математические модели и вычислительные алгоритмы процессов тепло-, массо- и электропереноса, протекающие при сварке и в процессах специальной электрометаллургии.

Тезисы докладов вместе с программой работы конференции опубликованы к началу проведения конференции. Сборник трудов конференции будет издан до конца 2010 г. Указанный сборник, а также сборники трудов Первой (2002 г.), Второй (2004 г.), Третьей (2006 г.) и Четвертой (2008 г.) международных конференций «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» можно заказать



32 доклада. Открыл конференцию академик НАНУ В. И. Махненко обзорным докладом «Перспективы развития математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах» (ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, г. Киев, Украина), в котором рассмотрены результаты математического моделирования применительно к следующим сварочным проблемам:

- кристаллизация жидкой ванны;
- теория двухфазной зоны;
- стабильность микроструктуры первичной кристаллизации;
- локализация критериев свариваемости современных сталей и сплавов;
- развитие критических технологий в сварке и родственных процессах;
- прогнозирование ресурса безопасной эксплуатации сварных узлов.

в редакции журнала «Современная электрометаллургия».

Программный и Организационный комитеты конференции выражают признательность академикам НАН Украины Игорю Константиновичу Походне и Владимиру Ивановичу Махненко за постоянное внимание к конференции и поддержку молодых ученых, подготовивших около половины всех представленных на конференции докладов.

Конференция проходила в творческой и дружеской атмосфере и завершилась поездкой участников конференции на вершину Ай-Петри с заездом на водопад Учан-Су и прогулкой по набережной в г. Ялте.

Следующая Шестая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» состоится в пос. Кацивели (Крым, Украина) на базе Дома творчества ученых НАНУ «Кацивели» в последней декаде мая 2012 г.

А. Т. Зельниченко



НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

А. Г. БОГАЧЕНКО — 70

В апреле 2010 г. исполнилось 70 лет Алексею Георгиевичу Богаченко — известному ученому в области металлургии металлов высокой чистоты и прецизионных сплавов, доктору технических наук.

Богаченко А. Г. родился в 1940 г. в Шортандинском районе Целиноградской области. В 1963 г. он окончил Киевский институт инженеров гражданской авиации, получив образование в области металловедения и эксплуатации двигателей и самолетов. Начал свою трудовую деятельность в этом же институте, где проработал два года.

В 1965 г. А. Г. Богаченко принимает неожиданное, но, как оказалось, судьбоносное для себя решение — переходит на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона в отдел № 9, занимающийся проблемами электрошлаковой технологии. С первых же дней его работа была связана с внедрением новых технологий и оборудования на заводах «Электросталь» и «Днепроспецсталь». Завидное трудолюбие и настойчивость в достижении поставленной цели позволили ему за короткий срок овладеть практически всем арсеналом секретов и приемов по технике и технологии ЭШП крупных промышленных слитков и стать одним из признанных в нашей стране и в мире специалистом в области ЭШП.

Алексей Георгиевич работал инженером, ведущим инженером, младшим научным сотрудником, старшим научным сотрудником, заведующим отраслевым отделом АН УССР и Минсудпрома СССР, а также руководителем отдела № 9 (с 1 декабря 1987 г. по 31 декабря 1995 г.). С января 1996 г. на базе ряда научных и конструкторско-технологических отделов Института электросварки был организован Научно-инженерный центр электрошлаковых технологий, ведущим научным сотрудником которого стал Алексей Георгиевич.

В 1971 г. А. Г. Богаченко защитил кандидатскую диссертацию, в 1984 г. — докторскую. Он является автором и соавтором более 400 научных трудов, авторских свидетельств и патентов на изобретения в области электрошлаковой технологии.

Основные его научные и технологические исследования, посвященные сложной проблеме получения крупнотоннажных (до 40 т) листовых слитков

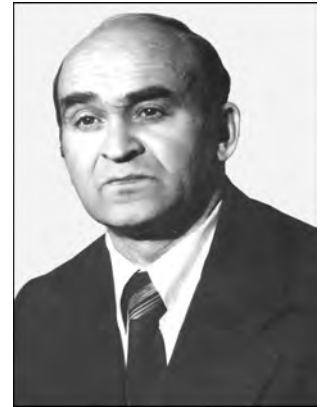
высокопрочных легированных сталей ЭШП, предназначенных для производства широкоформатного толстолистого проката для судостроительной и других отраслей промышленности, принесли А. Г. Богаченко заслуженный авторитет и известность среди специалистов и ученых как в нашей стране, так и за ее рубежом.

А. Г. Богаченко знают и уважают как высококлассного специалиста на многих металлургических и машиностроительных заводах нашей страны, где при его непосредственном участии осуществлялась реализация новых высокоэффективных разработок в области ЭШП и где его самоотверженный труд и высокий профессионализм помогали при решении многочисленных сложных научно-технических проблем, которые по плечу только «ЭШПистам» экстракласса, к которым А. Г. Богаченко по праву относится.

А. Г. Богаченко достойно представлял Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и нашу страну за рубежом (в Швеции, Франции, Японии, США и др.) при осуществлении совместных работ, на международных симпозиумах, в деловых поездках.

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

В последние годы А. Г. Богаченко успешно занимается разработкой новых экономнолегированных сталей для литых корпусов бурового инструмента.



Дирекция, коллектив сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона, редколлегия журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют Алексея Георгиевича с 70-летием и желают ему крепкого здоровья, счастья и всего самого доброго и хорошего.

**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 07.06.2010. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

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

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