

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), Л. Б. Медовар,
Б. А. Мовчан, А. С. Письменный,
А. И. Устинов, В. А. Шаповалов
(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),
М. И. Гасик (НМетАУ, Днепропетровск, Украина),
О. М. Ивасишин (Ин-т металлофизики, Киев),
П. И. Лобода (НТУУ «КПИ», Киев, Украина),
А. Н. Петрунько (ГП «ГНИП Институт титана», Запорожье,
Украина),
А. Д. Рябцев, А. А. Троянский (ДонНТУ, Украина)

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ

Д. Аблизер

(Ун-т Лотарингии, Нанси, Франция),

Г. М. Григоренко

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

К. В. Григорович

(МИСиС, Москва, РФ),

А. А. Ильин

(МАТИ-РГТУ, Москва, РФ),

Б. Короушич

(Ин-т металлов и технол., Любляна, Словения),

С. Ф. Медина

(Нац. центр металлург. исслед., Мадрид, Испания),

А. Митчелл

(Ун-т Британской Колумбии, Канада),

Б. Е. Патон

(ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина),

Ц. В. Рашев

(Ин-т металлург. и технол. металлов,
София, Болгария),

Ж. Фокт

(Науч.-технол. ун-т Лилля, Франция),

Цоуха Джанг

Северо-Восточный ун-т, Шеньян, Китай

Учредители

Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Международная ассоциация «Сварка» (издатель)

Адрес редакции

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

Редактор

В. И. Котляр

Электронная верстка

Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство

о государственной регистрации

КВ 6185 от 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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

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

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

К 145-летию Е. О. Патона	3
Журналу «Современная электрометаллургия» — 30 лет!	7
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Протоковиллов И. В., Порохонько В. Б. Физическое моделирование процесса плавления расходоуемого электрода при ЭШП в условиях внешнего электромагнитного воздействия	8
Гнатушенко А. В. Изучение поведения легирующих элементов при электрошлаковой плавке отходов бронзы КН 1-3	13
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ	
Северин А. Ю., Березос В. А., Пикулин А. Н. Деформационная обработка сплава Ti-Ni с эффектом памяти формы, полученного способом электронно-лучевой плавки	18
ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Ботвинко Д. В. Влияние технологических параметров на размеры жидкой металлической ванны при плазменно-дуговой наплавке медных плит кристаллизаторов МНЛЗ	21
ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Шаповалов В. А., Григоренко Г. М. Подавление ликвационных процессов в крупных слитках	26
Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Федотов Д. А. Термическая долговечность теплозащитного покрытия на монокристаллической лопатке после восстановления торца пера наплавкой TIG	31
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ	
Григоренко Г. М., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Полещук М. А., Зеленин В. И., Зеленин Е. В. Восстановительный ремонт слябовых медных кристаллизаторов МНЛЗ. Структура и свойства металла в зоне соединения	44
Ботвинко Д. В., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Кожемякин В. Г. Особенности переработки высоколегированных легковесных металлических отходов	50
НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Карпец М. В., Горбань В. Ф., Мысливченко А. Н., Марченко С. В., Крапивка Н. А. Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтропийного сплава VCrMnFeCoNi _x	56
ИНФОРМАЦИЯ	
Торжественное собрание в ИЭС им. Е. О. Патона	61
Наши поздравления!	62
В. Н. Костякову — 80	63
Памяти Б. Б. Федоровского	64
Календарь конференций и выставок на 2015 г.	65

*Журнал переиздается в полном объеме на английском языке под названием
«Advances in Electrometallurgy» (ISSN 1810-0384)
издательством «Cambridge International Science Publishing», Великобритания
www.cisp-publishing.com*

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

S.V. Akhonor, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), L. B. Medovar,

B. A. Movchan, A. S. Pismenny,

A. I. Ustinov, V. A. Shapovalov

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

M. I. Gasik (NMetAU, Dnipropetrovsk),

O. M. Ivasishin

(Institute of Metal Physics, Kyiv, Ukraine),

P. I. Loboda (NTUU «KPI», Kyiv, Ukraine),

A. N. Petrunko

(Institute of the Titan, Zaporozhye, Ukraine),

A. D. Ryabtsev, A. A. Troyansky

(DonNTU, Donetsk, Ukraine)

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL**

D. Ablitzer

(Universite de Lorraine, Nancy, France),

G. M. Grigorenko

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

K. V. Grigorovich

(MISIS, Moscow, Russia),

A. A. Iljin

(MATI, Moscow, Russia),

B. Koroushich

(IMT, Ljubljana, Slovenia),

S. F. Medina

(CENIM, Madrid, Spain),

A. Mitchell

(University of British Columbia, Canada),

B. E. Paton

(PWI of the NASU, Kyiv, Ukraine),

Ts. V. Rashev

(Institute of Metals Science, Sofia, Bulgaria),

J. Foct

(Universite de Lille, France),

Zhouhua Jiang

North-Eastern University, Shenyang, China

Founders

The National Academy of Sciences of Ukraine

The E. O. Paton Electric Welding Institute

International Association «Welding» (Publisher)

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute, NASU,

11, Bozhenko Str., 03680, Kyiv, Ukraine

Tel./Fax: (38044) 200 82 77; 200 54 84

Tel.: (38044) 205 22 07

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Editor

V. I. Kotlyar

Electron galley

L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 0233-7681

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

Towards 145 th birthday anniversary of Paton E.O.	3
Journal «Advances in Electrometallurgy» is 30	7

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Protokovilov I.V., Porokhonko V.B. Physical modeling of process of consumable electrode melting in ESR under conditions of external electro-magnetic effect	8
--	---

Gnatushenko A.V. Study of behavior of alloying elements in electroslag melting of bronze KN1-3 wastes	13
--	----

ELECTRON BEAM PROCESSES

Severin A.Yu., Berezos V.A., Pikulin A.N. Deformational treatment of shape memory alloy Ti–Ni, produced by electron beam melting method	18
--	----

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Kozhemyakin V.G., Shapovalov V.A., Burnashev V.R., Botvinko D.V. Effect of technological parameters on sizes of molten metal pool in plasma-arc surfacing of copper plates of MCCB moulds	21
--	----

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Shapovalov V.A., Grigorenko G.M. Suppression of liquation processes in large ingots	26
--	----

Belyavin A.F., Kurenkova V.V., Fedotov D.A. Thermal fatigue life of heat-protective coating on single-crystal blade after airfoil edge restoration by TIG surfacing	31
--	----

ENERGY AND RESOURCES SAVING

Grigorenko G.M., Adeeva L.I., Tunik A.Yu., Poleshchuk M.A., Zelenin V.I., Zelenin E.V. Restoration repair of slab copper moulds of MCCB. Structure and properties of metal in the joint zone	44
---	----

Botvinko D.V., Shapovalov V.A., Burnashev V.R., Zhirov D.M., Kozhemyakin V.G. Peculiarities of recycling of high-alloy light-weight metal wastes	50
---	----

NEW MATERIALS

Karpets M.V., Gorban V.F., Myslivchenko A.N., Marchenko S.V., Krapivka N.A. Effect of nickel content on wear resistance of cast high-entropic alloy VCrMnFeCoNi _x	56
---	----

INFORMATION

Grand Meeting at the E.O. Paton Electric Welding Institute	61
--	----

Our congratulations!	62
----------------------------	----

V.N. Kostyakov is 80	63
----------------------------	----

In memory of B.B. Fedorovsky	64
------------------------------------	----

Calendar of conferences and exhibitions for 2015	65
--	----

«Sovremennaya Elektrometallurgiya» journal (Electrometallurgy Today)
is published in English under the title of «Advances in Electrometallurgy»
by Cambridge International Science Publishing, United Kingdom
www.cisp-publishing.com

Евгений Оскарович Патон — ВЫДАЮЩИЙСЯ УЧЕНЫЙ В ОБЛАСТИ СВАРКИ И МОСТОСТРОЕНИЯ (к 145-летию со дня рождения)



Академик Е.О. Патон

Евгений Оскарович Патон вошел в историю науки и техники как ученый, инженер, организатор производства, общественный деятель, основатель научных школ мостостроения и сварки. Его труды легли в основу многих научных направлений, которые сохранили актуальность до сих пор. Его жизнь и деятельность описаны в «Воспоминаниях», в статьях и повестях соратников, сотрудников, литераторов, историков.

Деятельность, поступки, принимаемые Евгением Оскаровичем решения, высказываемые размышления часто не совпадали с существовавшими шаблонами и складывающимися обстоятельствами, вследствие чего не всегда сразу воспринимались даже коллегам.

Ему пришлось жить и работать в сложнейшие смутные периоды истории, пережить смену государственного строя и две мировые войны, подвергаться опасности и бороться за свою работу, отстаивать идеи и утверждать справедливость. Однако он всегда, не задумываясь, руководствовался такими принципами, как любовь к родине, труду, честность во всем, требовательность к себе и к ученикам, сотрудникам, внимательное отношение к людям, спокойное отношение к наградам. К счастью, его работы в области мостостроения и сварочного производства решали масштабные проблемы на пути научно-технического прогресса, вносили важный вклад в государственные программы индустриализации, производства вооружений, послевоенного восстановления экономики. Педагогическая, организационная и общественная деятельность Е.О. Патона была высоко оценена руководством страны и признана за рубежом.

Евгений Оскарович Патон родился 20 февраля (4 марта) 1870 г. в семье русского дипломата, бывшего военного инженера Оскара Петровича Патона. В 1884 г. он окончил инженерно-строительный факультет Королевской Саксонской технологической высшей школы в Дрездене. Но для того, чтобы работать в России Е.О. Патону пришлось сдавать экзамены и защищать проекты в Петербургском институте инженеров путей сообщения. В 1896 г. он получает диплом инженера, проектирует мосты, преподает в Петербурге и

Москве, в 1901 г. защищает диссертацию. В 1904 г. профессора Е.О. Патона приглашают заведовать кафедрой мостов в Киевском политехническом институте. Он успешно совмещает педагогическую и научную работу с проектированием и руководством строительством мостов. Им внесен большой вклад в создание научных основ расчета пролетных строений, мостов, технологию их строительства и методов испытания. По проектам Евгения Оскаровича было сооружено более 40 мостов оригинальных конструкций, среди которых Мухранский мост через р. Куру в Тбилиси, мосты в Киеве через р. Днепр и Петровскую аллею, путепроводы в Москве, перекрытия залов Киевского политехнического института и гостиницы «Метрополь». С началом Первой мировой войны Е.О. Патон разработал конструкцию разборных мостов, победив на международном конкурсе французского инженера Ж. Эйфеля.

В 1929 г. Е.О. Патон был избран академиком Всеукраинской академии наук (ВУАН, теперь — НАН Украины) и этот год стал началом нового этапа в его творческой деятельности.

Е.О. Патон проникся идеей применить при строительстве мостов вместо клепки сварку. Интуиция ученого и опыт инженера подсказали ему, что дальнейшее развитие мостостроения и многих других отраслей производства на основе клепки невозможно. 2 мая 1929 г. по предложению Е.О. Патона Президиум ВУАН принимает решение о создании Электросварочной лаборатории, Правительство УССР выделяет средства на ее развитие. Ученый разворачивает исследования работоспособ-



Мухранский мост через р. Куру, соединивший в 1911 г. две части Тбилиси. Е.О. Патон вместо заказанной трехпролетной конструкции выполнил мост арочным однопролетным



В 1927 г. мост им. Евгении Бош соединил Киев с рабочими поселками и всей Левобережной частью Украины. Е.О. Патону пришлось решить уникальные проблемы — повторить контуры взорванного в войну Николаевского цепного моста, нравившегося киевлянам, и «привязать» балки его же разборных мостов военного периода к сохранившимся опорам цепного моста

ности сварных конструкций, работы по созданию покрытых электродов и исследованию процесса плавления металла при сварке, разрабатывает рациональные типы сварных конструкций, оказывает помощь в проектировании и внедрении сварки на предприятиях. В 1931 г. Е.О. Патон поставил перед собой еще одну задачу — автоматизировать процесс дуговой сварки. Объем плановых научно-исследовательских и производственных заказных работ быстро расширялся.

Следует отметить, что в этот период отдельными проблемами сварочного производства занимались в лабораториях фирм и в вузах разных стран. В 1932 г. впервые в мире Е.О. Патон выдвинул идею комплексного подхода к решению проблем сварки, лежащих в металлургической, электротехнической и многих других областях знаний, и создания учреждения, в котором можно самостоятель-



В 1909 г. Е.О. Патон, участвуя в конкурсе по благоустройству Киева, предложил проложить аллею в Царском саду и установить арочный мост. В соответствии с его проектом мост строили на земле, и по мере готовности подрывали землю, конструкция опускалась и стала на подготовленные опоры. Мост стал украшением Киева

но решать все задачи, возникающие на пути развития новых технологий. Он разрабатывает структуру организации, куда входят научно-исследовательские подразделения, конструкторское бюро, мастерские, экспериментальные и внедренческие группы. В 1933 г. создание института было утверждено Президиумом ВУАН. 3 января 1934 г. первая в мире специализированная научно-исследовательско-конструкторская организация в области сварочного производства правительственным постановлением получила официальный статус — «Институт электросварки». Директором и научным руководителем института Е.О. Патон был до последних дней жизни. В 1935 г. в Киевском политехническом институте ученый организовал кафедру сварки, которой руководил до 1939 г.

В конце 1930-х годов коллектив Института электросварки создает под руководством ученого отечественный способ дуговой автоматической сварки под флюсом. Придавая большое значение новой прогрессивной технологии, руководство страны в декабре 1940 г. приняло специальное постановление о внедрении автоматической сварки под флюсом на 20 крупных предприятиях страны.

Е.О. Патон был назначен Советником правительства по машиностроению. В марте 1941 г. за разработку способа и аппаратуры



В 1947 г. для ускорения и удешевления строительства газопровода Дашава–Киев–Брянск–Москва Е.О. Патон предложил создать полевые базы, на которых отдельные трубы соединялись в плети автоматической сваркой под флюсом



Е.О. Патон с сыновьями Б.Е. Патоном и В.Е. Патоном с моделью танка Т-34

для скоростной сварки под флюсом Е.О. Патон был удостоен Государственной премии первой степени.

В начале Великой Отечественной войны по предложению директора Института электросварки был эвакуирован на Урал, в Нижний Тагил. Сюда, на территорию «Уралвагонзавода», были эвакуированы из Харькова завод и КБ — создатели Т-34 — лучшего среднего танка Второй мировой войны. Впервые в мире под руководством Е.О. Патона была решена проблема автоматической сварки броневых сталей, были разработаны технология и оборудование для сварки корпусов танков, артиллерийского вооружения, боеприпасов, был налажен массовый выпуск танков. Производительность автоматической сварки бронекорпусов была в 10 раз выше, чем ручной, полезный объем продукции с единицы производственной площади увеличился в несколько раз. В начале 1945 г. сварка под флюсом широко использовалась на 52 заводах страны. 2 марта 1943 г. Е.О. Патону, первому из украинских академиков, было присвоено звание Героя Социалистического Труда.

В апреле 1944 г. институт возвратился в Киев. В первые послевоенные годы Е.О. Патон сосредотачивает усилия сотрудников на решении проблем восстановления и развития народного хозяйства страны. Под его руководством и при непосредственном участии начинается планомерное внедрение сварки под флюсом в промышленности, строительстве и на транспорте, создаются технология и аппаратура для автоматической и полуавтоматической сварки под флюсом, разрабатываются поточные линии.

Впервые в мире удалось решить проблему автоматической сварки под флюсом вертикальных швов. Институт вносит большой вклад в создание новых промышленных способов производства труб, судов, железнодорожных вагонов, шахтных вагонеток, строительство магистральных трубопроводов,



Монтаж крупногабаритного резервуара (1948 г.)

негабаритных резервуаров, доменных конструкций и других объектов. Применение новых технологий сборочно-сварочных работ способствовало полному восстановлению топливно-энергетического комплекса и горно-металлургической промышленности Приднепровья, Донбасса и других регионов. Изобретение в ИЭС нового вида соединений — электрошлаковой сварки — решило проблему производства конструкций из заготовок практически неограниченной толщины.

В то же время Е.О. Патон взялся за расширение научно-исследовательских работ. Институт рос, для успешной работы лабораторий создавалось и приобреталось новое современное оборудование, для работы в нем привлекались молодые высококвалифицированные специалисты. В этот период формируются ведущие научные направления в области сварки. Разрабатываются физико-металлургические и тепловые основы сварки, научные основы механизации и автоматизации сварочных процессов, создается теория прочности сварных конструкций и соединений. При участии Е.О. Патона и под его руководством издаются капитальные труды по различным аспектам сварочной науки и техники. Перу Е.О. Патона принадлежит более 300 печатных работ.



Е.О. Патон с сотрудниками



Мост им. Е.О. Патона через р. Днепр в Киеве

Занимаясь проблемами неразъемного соединения металлов, Е.О. Патон продолжал работать в области мостостроения. В 1953 г. в Киеве открыто движение по наибольшему в Европе цельносварному автодорожному мосту через Днепр, протяженностью более полутора километров, которому присвоено имя Е.О. Патона.

Евгений Оскарович не дожил менее трех месяцев до торжественного открытия этого моста — он умер 12 августа 1953 г. Американское сварочное общество признало мост выдающейся сварной конструкцией XX века. Сейчас мост эксплуатируется с нагрузкой, в 10 раз превышающей расчетную. В проекте своего последнего моста Е.О. Патон полностью использовал возможности созданных под его руководством технологий и обошелся без арочных, решетчатых или подвесных конструкций.

Политический деятель, писатель В.В. Шульгин отмечает: «Мост Патона является большим достижением в деле мостостроения. Красота его в том, что как будто бы моста совсем и нет. Как будто бы одна из улиц Киева каким-то волшебным образом перебрасывается с правого на левый берег». Автодорожный мост через р. Днепр в Киеве длиной более 1500 м впервые в мире полностью построен с применением автоматической (до 90 %) и полуавтоматической сварки.

Отличительной чертой всей деятельности Е.О. Патона было постоянное стремление всемерно укреплять связь науки с производством, широко внедрять научные достижения в народное хозяйство. Он блестяще

соединил в себе талант выдающегося ученого и инженера.

Евгений Оскарович принимал активное участие в общественной жизни страны. В 1953 г. он был избран депутатом Киевского городского совета депутатов трудящихся, а в 1946 и 1950 гг. — депутатом Верховного Совета СССР. За выдающуюся научную, педагогическую и общественную деятельность Е.О. Патон был удостоен звания Заслуженного деятеля науки и техники, награжден орденами и медалями. В 1935 г. Е.О. Патон был избран членом Президиума АН УССР, а позднее председателем Бюро Отделения технических наук. Его дважды избирали вице-президентом Академии наук УССР.

На этих постах он внес большой личный вклад в укрепление связей институтов Академии наук УССР с производством, в расширение не только фундаментальных, но и прикладных исследований, имеющих важное значение для решения актуальных проблем становления и развития народного хозяйства. Е.О. Патон был основателем и главным редактором журнала «Автоматическая сварка».

Созданный Е.О. Патоновым Институт электросварки и сегодня является мощным научно-техническим комплексом, крупнейшим центром в области сварки, защитных и упрочняющих покрытий и спецэлектрометаллургии, в состав которого, кроме научных и конструкторских подразделений, входят опытные заводы, инженерные и учебные центры.

А. Н. Корниенко, д-р ист. наук

ЖУРНАЛУ «СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ» — 30 ЛЕТ!

Исполнилось 30 лет со дня выхода в свет первого номера журнала «Современная электрометаллургия». За прошедшие 30 лет вышло 120 выпусков, где опубликовано свыше 2000 научно-технических статей, обзоров, информационных и рекламных материалов.

У журнала были два предшественника. В 1968 г. появился сборник «Специальная электрометаллургия», который был необходим для освещения новейших достижений Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в области разработки и совершенствования способов получения новых металлических материалов. Сборник издавался на протяжении 25 лет (70 выпусков), но был доступен узкому кругу специалистов.

Поэтому с 1975 г. стали издавать республиканский межведомственный сборник научных трудов «Проблемы специальной электрометаллургии» (21 выпуск за период 1975–1984 гг.), впоследствии преобразованный в международный научно-теоретический и производственный журнал под тем же названием (1985–2002 гг.).

С целью более широкого освещения достижений в области металлургических процессов и расширения тематики журнала редакционная коллегия приняла решение с 2003 г. издавать журнал «Проблемы специальной электрометаллургии» под названием «Современная электрометаллургия» и ввести новые разделы. Это позволило сделать каждый выпуск тематически разнообразным. Повысилось полиграфическое качество издания, получено разрешение на публикацию рекламных материалов. Эти изменения позволили значительно поднять уровень журнала, сделать его более интересным и поистине международным изданием.

Популярность издания достаточно высока, о чем свидетельствует его издание на английском языке издательством «Cambridge International Science Publishing» (Великобритания) под названием «Advances in Special Electrometallurgy» (1985–2001 гг.), «Advances in Electrometallurgy» (с 2002 г.)

Все эти годы бессменным главным редактором журнала является его основатель адемик Борис Евгеньевич Патон.

На протяжении всех лет выпуска журнала в центре внимания всегда было освещение научных и производственных достижений в области специальной электрометаллургии стали, сплавов различного назначения и цветных металлов, разработки и новаций, связанных с применением и развитием электрошлакового, электронно-лучевого и плазменно-дугового переплава.

Из года в год редколлегия старается расширить круг освещаемых вопросов и проблем путем публикации материалов, касающихся появления новых перспективных процессов и технологий электроплавки, новых металлических материалов и их служебных характеристик. Так, в 1980-е гг. появились публикации по индукционной плавке в холодном тигле и секционном кристаллизаторе, плазменно-индукционному выращиванию монокристаллов тугоплавких металлов. Несколько позже возросло количество публикаций материаловедческого характера, что обусловлено появлением самостоятельного класса металлических материалов, которые получают путем испарения металлов в вакууме с последующей конденсацией, а также возможностью влиять на качественные характеристики металлов и сплавов на ранее недоступном довольно тонком уровне (наноматериалы).

Традиционные направления в специальной электрометаллургии, ее процессы, технологии, получаемые материалы и их применение были и остаются приоритетными в нашей работе. Мы вправе ожидать дальнейших успехов и прорывов в освоении новых видов металлопродукции на основе интерметаллидных материалов, жаропрочных суперсплавов для двигателей авиационной и ракетной техники, радиационноустойчивых сплавов для нужд атомной энергетики и новых видов брони, необходимой украинской армии.

Коллектив Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины поздравляет редколлегия, редакцию, читателей и авторов журнала «Современная электрометаллургия» с юбилеем!



УДК 669.187.56.002.2

ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПЛАВЛЕНИЯ РАСХОДУЕМОГО ЭЛЕКТРОДА ПРИ ЭШП В УСЛОВИЯХ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

И. В. Протокилов, В. Б. Порохонько

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработана физическая модель для исследования особенностей плавления расходуемого электрода при электрошлаковом переплаве в условиях действия внешнего магнитного поля. Модель представляет собой оптически прозрачную цилиндрическую емкость, заполненную электролитом на основе раствора $ZnCl_2$, имитирующим шлаковую ванну, в который погружен электрод из сплава Вуда. Плавление электрода происходит за счет тепла, выделяющегося в электролите при пропускании электрического тока. Внешнее магнитное поле создается системой из двух соленоидов, охватывающих емкость и электрод. Для исследования особенностей плавления электрода используется метод видеосъемки с частотой записи 240 кадров в секунду. Установлено, что наложение внешнего продольного магнитного поля индукцией 0,2 Тл способствует увеличению скорости плавления электрода на 8...12 %. При этом частота отрыва капель электродного металла увеличивается на 18...22 %, а средняя масса капли снижается на 8...10 %. Указанные эффекты достигаются благодаря интенсификации гидродинамических течений возле оплаиваемой поверхности электрода и активизации процессов теплообмена на границе двух фаз. Вызванное наложением продольного поля горизонтальное вращение расплава также способствует рассредоточению места падения капель на дно емкости. Библиогр. 13, табл. 1, ил. 3.

Ключевые слова: электрошлаковый переплав; магнитное поле; физическое моделирование; расходуемый электрод; плавление; электродная капля; гидродинамика

Электрошлаковый переплав (ЭШП) характеризуется капельным переносом переплавляемого материала в металлическую ванну. Размер и форма капля, частота их отрыва и траектории движения в шлаковой ванне определяют площадь поверхности и время реагирования металла с рафинирующей средой, и тем самым — степень удаления примесей из переплавляемых металлов и сплавов. От особенностей процесса плавления расходуемого электрода, особенно в случае использования электродов, спресованных из разнородной некомпактной шихты, зависит химическая однородность выплавляемых слитков.

Значительная часть тепла, поступающего в металлическую ванну, передается с каплями электродного металла. Поэтому место очагов образования капель на торце расходуемого электрода существенно влияет на форму металлической ванны и условия кристаллизации слитка.

Таким образом, особенности плавления расходуемого электрода и капельного переноса металла при ЭШП оказывают непосредственное влияние на качество выплавляемых слитков.

Исследованию закономерностей капельного переноса при ЭШП посвящены работы [1–7]. Установлено влияние основных технологических параметров процесса (тока, напряжения, скорости плавления, рода и полярности тока, диаметра электрода и др.) на размер и время образования капель. Изучено влияние на капельный перенос механических воздействий и ультразвуковых колебаний [8, 9].

В работах [10–11] показано положительное влияние внешних электромагнитных воздействий на структуру и свойства выплавляемых электрошлаковых слитков. Отмечается, что механизм воздействия магнитных полей заключается в создании в жидкометаллической ванне под действием объемных электромагнитных сил электровихревых течений и вибраций расплава, которые способствуют



ют гомогенизации и измельчению структуры литого металла.

Очевидно, что изменение гидродинамической обстановки в шлаковой ванне под действием внешнего магнитного поля влияет на особенности плавления расходуемого электрода и капельный перенос металла. Поэтому исследование данных процессов представляет научный и практический интерес.

Высокие материало- и энергоемкость ЭШП в сочетании с высокими температурами и химической агрессивностью шлаковой и металлической ванн осложняют натурные исследования процессов плавления расходуемого электрода и каплеобразования. Поэтому естественным представляется путь физического моделирования этих процессов на «холодных» моделях.

Цель данной работы заключалась в разработке физической модели плавления расходуемого электрода при ЭШП в условиях воздействия внешнего магнитного поля и изучении влияния продольного магнитного поля на плавление и каплеобразование электродного металла.

При разработке физической модели необходимо прежде всего обеспечить идентичность физической природы натурального процесса и модели. При ЭШП — это плавление расходуемого электрода под действием джоулева тепла, выделяющегося в жидкой среде при прохождении в ней электрического тока. Также необходимо обеспечить геометрическое подобие натурального и модельного объектов и привести в соответствие критерии подобия, характеризующие основные процессы при реальном ЭШП и в модели [1, 10, 12]. При соблюдении этих условий результатом физического моделирования могут быть как качественные, так и количественные данные о натурном процессе.

Анализ возможности физического моделирования ЭШП показывает, что нельзя добиться соответственного равенства всех чисел подобия модели и натурального процесса (числа Эйлера Eu , Грасгофа G_r , параметра электровихревого течения S и др.) [10, 13]. Тем не менее, физические модели позволяют оценить качественные характеристики процесса и в ряде случаев полученные экспериментальные данные можно экстраполировать до значения натуральных параметров.

В качестве рабочих жидкостей для моделирования движения расплавов шлаковой и металлической ванн используют ртуть, галлий, легкоплавкую эвтектику $67Ga-20,5In-12,5Sn$ и др., которые наиболее близко удовлетворяют критериям подобия [10, 12]. Однако для исследования процессов каплеобразования важно, чтобы модельная жидкость была оптически прозрачной.

Существующие модели плавления расходуемого электрода при ЭШП основаны преимущественно на использовании электрода, изготовленного из сплава Вуда, который плавится в электролите на основе солевого раствора [1–4].

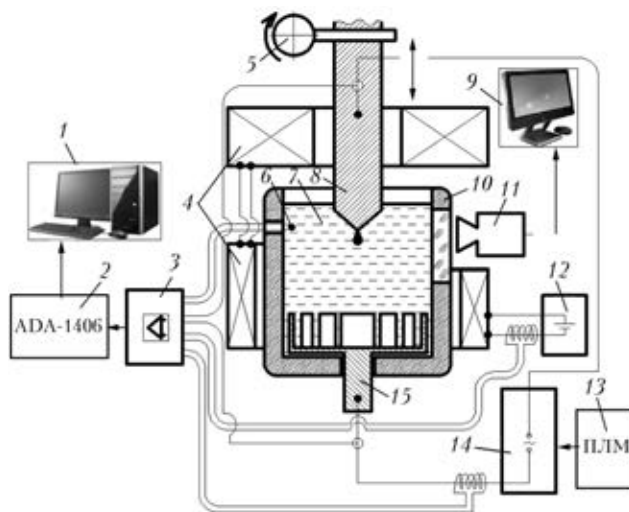


Рис. 1. Схема экспериментальной установки для моделирования плавления расходуемого электрода при ЭШП: 1 — компьютер; 2 — аналого-цифровой преобразователь; 3 — преобразователь с гальванической изоляцией; 4 — электромагнитная система; 5 — механизм подачи электрода; 6 — термопара; 7 — электрод; 8 — электрод; 9 — монитор; 10 — емкость из оптически прозрачного материала; 11 — видеокамера; 12 — источник питания электромагнитной системы; 13 — программируемый логический модуль; 14 — источник питания модели; 15 — донный токоподвод

Для выбора состава электролита исследовали насыщенные водные растворы $CaCl_2$, $NaCl$, $ZnCl_2$, $NaOH$, которые нагревали путем пропускания переменного электрического тока при помощи погруженных в них электродов. Оценивали электрические параметры процесса, температуру раствора и визуальное состояние жидкости.

Эксперименты показали, что для моделирования процесса плавления электрода при ЭШП больше подходит насыщенный раствор $ZnCl_2$, который имеет высокую температуру кипения (около $130^\circ C$) и длительное время сохраняет оптическую прозрачность.

Разработанная физическая модель плавления расходуемого электрода при ЭШП представляет собой цилиндрическую емкость, выполненную из прозрачного материала, на дне которой расположен чашеобразный токоподвод из листового титана (рис. 1). Емкость заполняется электролитом на основе водного раствора $ZnCl_2$, имитирующим расплав шлаковой ванны. Электродом служит стержень диаметром 32 мм из сплава Вуда ($12,5Sn-25Pb-50Bi-12,5Cd$, $T_{пл} = 68,5^\circ C$), который погружается в раствор по центру ванны.

Вертикальное перемещение электрода осуществляется электроприводом, позволяющим плавно изменять скорость подачи и регулировать глубину погружения электрода в раствор $ZnCl_2$. Температура раствора контролируется с помощью термопары хромель–алюмель (ТХА).

Электропитание модели осуществляется с использованием лабораторного трансформатора с рабочим током до 40 А. Внешнее магнитное поле создается системой из двух последовательно соединенных соленоидов, которые питаются от источника постоянного тока (до 200 А). Данная система поз-

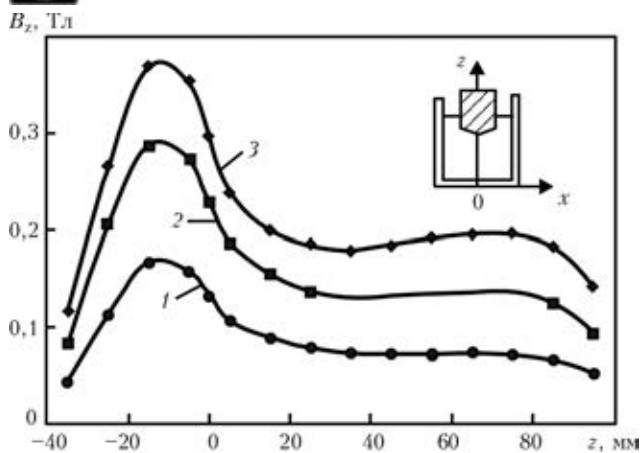


Рис. 2. Распределение индукции внешнего магнитного поля по оси модельной емкости ($x = 0$) при разных значениях тока в обмотке соленоида, А: 1 – 100; 2 – 150; 3 – 200

воляет создавать в рабочей зоне ($z = 20...70$ мм) однородное магнитное поле индукцией до 0,2 Тл (рис. 2).

Плавление электрода из сплава Вуда происходит за счет джоулева тепла, выделяющегося в растворе $ZnCl_2$ при прохождении в нем электрического тока, т. е. аналогично процессу ЭШП. Размеры модели подобраны с учетом критерия геометрического подобия. Форма донного токоподвода обеспечивает наличие в жидкой ванне осевой и радиальной составляющих электрического тока и тем самым наиболее адекватно воспроизводит его распределение в расплаве.

Для исследования особенностей плавления расходимого электрода, образования на его торце капель металла и их отрыва использовали методы видеонаблюдения с частотой записи 240 кадров в секунду и осциллографирования. Основные параметры процесса регистрировали с помощью преобразователя с гальванической изоляцией, аналого-цифрового преобразователя и компьютерной техники с программными продуктами LabView и PowerGraph.

При помощи созданной модели исследовали характер каплеобразования в условиях отсутствия и действия внешнего магнитного поля индукцией 0,2 Тл. В процессе экспериментов поддерживали на заданном постоянном уровне ток в модели (12 А) и глубину погружения электрода в электролит (10 мм). Начальная температура электролита составляла 60 °С. Под действием проходящего электрического тока электролит нагревался до 125...128 °С, затем температура стабилизировалась и устанавливался квазистационарный процесс плавления электрода.

На рис. 3 приведены основные фазы развития капли при отсутствии и наличии внешнего магнитного поля.

Результаты экспериментов показали, что внешнее магнитное поле изменяет структуру течений электролита, что в свою очередь влияет на особенности плавления электрода. При отсутствии внешнего магнитного поля жидкость в ванне движется преимущественно в вертикальной плоскости (вниз

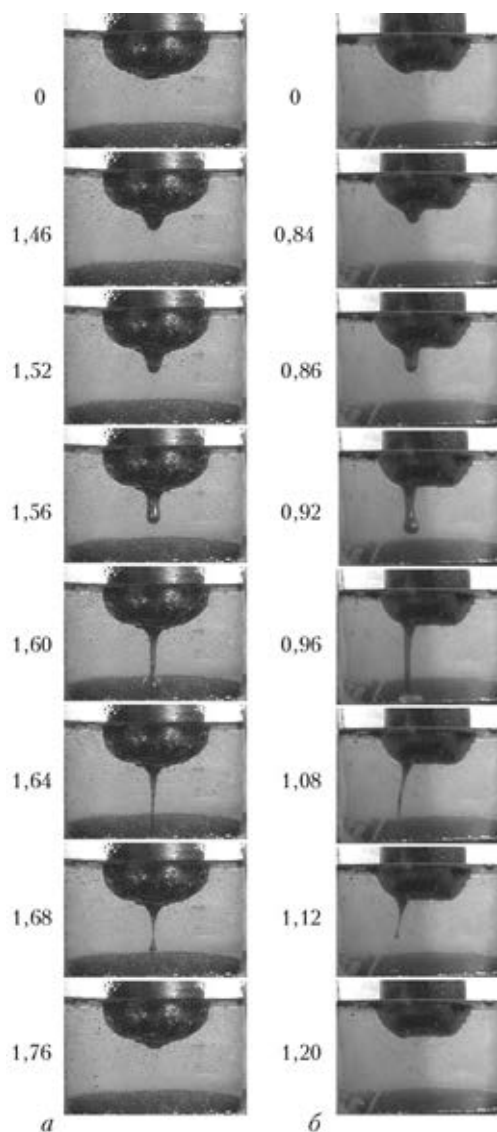


Рис. 3. Динамика процесса каплеобразования: а – без внешнего магнитного поля; б – с наложением внешнего поля индукцией 0,2 Тл (цифрами указано время от начала формирования капли, с)

по оси ванны и вверх у стенок емкости). Максимальная скорость этих течений составляет $v_{max} \approx 20$ мм/с. При наложении внешнего продольного поля к этому движению добавляется горизонтальное вращение вокруг оси ванны, в результате чего образуются объемные течения раствора, интенсивность которых значительно выше ($v_{max} \approx 80$ мм/с), чем при отсутствии поля.

Следует отметить, что взаимодействие переменного тока в электролите с внешним постоянным магнитным полем создает вибрацию модельной жидкости с частотой 50 Гц. Появление горизонтальной закрутки жидкости, вероятно, связано с нарушением строгой осевой симметрии процесса (за счет смещения электрода от оси ванны и действия магнитного поля от горизонтальных участков токоподводов) и частичным выпрямлением рабочего тока вследствие электролитических процессов.

При отсутствии внешнего магнитного поля зарождение капли происходит преимущественно у вер-



Данные капельного переноса, полученные при физическом моделировании и натурном эксперименте*

Характеристики	Моделирование		Натурный эксперимент	
	без внешнего магнитного поля	с полем	без внешнего магнитного поля	с полем
Частота отрыва капель, Гц	0,62	0,75	2,64	4,45
Масса капли, г	1,40	1,28	1,53	0,96
Диаметр капли, мм	6,50	6,30	8,60	7,40
Скорость плавления, г/с	0,87	0,96	4,04	4,27

*Приведены средние значения.

шины конуса оплавления по оси электрода. По мере роста капли между ней и электродом образуется перемычка, которая постепенно вытягивается и затем разрушается в нижней части. Часть металла, образующего перемычку, задерживается на электроде и вновь растягивается на оплавляемой поверхности за счет сил поверхностного натяжения. В большинстве случаев в момент разрушения перемычки образуется одна или несколько дополнительных малых капель диаметром менее 1 мм. В жидкости капли движутся преимущественно вертикально вниз по оси ванны. Средняя частота отрыва капель составляет 0,62 Гц при средних значениях массы 1,4 г и диаметра 6,5 мм (таблица).

В случае наложения внешнего магнитного поля зарождение капли также происходит преимущественно по оси электрода. Однако по мере роста капли под действием горизонтального вращения электролита она постепенно начинает перемещаться по оплавляемой поверхности электрода и смещаться от его оси. В результате отрыв капель происходит в разных участках на торце электрода и место их падения на дно емкости становится более рассредоточенным. После отрыва капли перемычка, оставшаяся на электроде, закручивается за счет вращения жидкости и затем разрушается с образованием дополнительных малых капель, количество которых обычно больше, чем в случае отсутствия внешнего поля. Частота отрыва капель в экспериментах с наложением внешнего магнитного поля индукцией 0,2 Тл составила в среднем 0,75 Гц при их массе 1,28 г (таблица).

Таким образом, использование магнитного поля привело к увеличению на 18...22 % частоты отрыва капель электродного металла при уменьшении их средней массы на 8...10 %. При этом скорость плавления электрода повысилась на 8...12 %.

Увеличение частоты отрыва капель металла, очевидно, связано с увеличением силы вязкого трения, действующей на каплю в результате движения модельной жидкости. При этом интенсификация гидродинамических течений возле оплавляемой поверхности электрода также способствует активизации процессов теплообмена на границе двух фаз, что приводит к увеличению скорости плавления электрода.

Необходимо отметить, что при ЭШП плотность тока в ванне значительно превосходит используемую при моделировании. В натурном процессе перегрев электродного металла (разница между температурой шлака и температурой плавления металла) также значительно выше и соответственно более высокая скорость плавки. Поэтому в реальном процессе эффекты от воздействия магнитного поля могут проявляться в большей степени.

Для оценки адекватности результатов моделирования проводили их сравнение с результатами натурных экспериментов. Капельный перенос в условиях реального ЭШП изучали с помощью метода осциллографирования, основанном на изменении тока плавки при образовании и отрыве капли [6]. Исследования проводили при выплавке слитков диаметром 65 мм с использованием электродов из технического титана диаметром 35 мм. Результаты экспериментов приведены в таблице.

Полученные данные показывают, что частота отрыва капель (2,64...4,45 Гц) и скорость плавления металла (4,04...4,27 г/с) в натурном процессе существенно выше значений, полученных при моделировании (соответственно 0,62...0,75 Гц и 0,87...0,96 г/с). Однако тенденции увеличения частоты отрыва капель электродного металла, снижения их массы и повышения скорости плавления при наложении внешнего магнитного поля, полученные на модели, сохранились и при натурных экспериментах.

Это свидетельствует об адекватности разработанной физической модели и правомерности качественной оценки влияния внешнего магнитного поля на капельный перенос металла при ЭШП. При визуальном наблюдении за процессом выясняется, что физическое моделирование позволяет получать дополнительную информацию о месте и особенностях формирования капли на торце электрода, особенностях разрушения перемычки при отрыве капли, траекториях перемещения капель в жидкости и других параметрах, которые сложно получить путем натурных экспериментов. Эти данные позволят оптимизировать режимы электромагнитного воздействия на электрошлаковый процесс с целью повышения его эффективности и качества выплавляемого металла.



В последующих работах планируется исследовать влияние импульсных магнитных полей, их частотных и амплитудных характеристик и рода тока на капельный перенос металла.

Выводы

1. Разработана физическая модель для исследования процессов плавления расходоуемого электрода при ЭШП в условиях действия внешнего магнитного поля.

2. Показано, что внешнее магнитное поле изменяет структуру гидродинамических течений модельной жидкости, что в свою очередь влияет на особенности плавления электрода. Наложение магнитного поля приводит к рассредоточению мест отрыва капель на торце электрода и мест их падения на дно емкости.

3. Использование продольного магнитного поля индукцией 0,2 Тл привело к увеличению на 18...22 % частоты отрыва капель электродного металла, уменьшению на 8...10 % их массы при повышении на 8...12 % скорости плавления электрода.

1. Медовар Б. И., Бойко Г. А., Сердюкова В. П. Физическое моделирование процесса ЭШП расходоуемых электродов // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1978. — № 9. — С. 38–48.
2. Исследование модели плавления расходоуемого электрода при ЭШП / Ю. Кожима, М. Като, Т. Тойода, М. Иноце // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1975. — Вып. 3. — С. 54–62.
3. Гаммаль Т., Хаген И., Мюлленберг Р. Влияние электрического тока на каплеобразование при ЭШП // Там же. — С. 62–69.

4. Исследование на модели характера оплавления расходоуемых электродов при выплавке горизонтальных слитков ЭШП / Б. И. Медовар, А. А. Троянский, А. Н. Казимиров и др. // Спец. электрометаллургия. — 1977. — Вып. 33. — С. 28–32.
5. Особенности процессов массообмена в пленочной стадии процесса ЭШП / А. А. Троянский, А. Х. Дымнич, Л. Б. Медовар, А. Д. Рябцев // Современ. электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 6–9.
6. Клюев М. М., Каблуковский А. Ф. Металлургия электрошлакового переплава. — М.: Металлургия, 1969. — 256 с.
7. Металлургия электрошлакового процесса / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, В. Л. Шевцов и др.; Под ред. Патона Б. Е. — Киев: Наук. думка, 1986. — 248 с.
8. Воздействие ультразвуковых колебаний на капельный перенос металла при электрошлаковом переплаве / В. П. Куделькин, М. М. Клюев, С. И. Филиппов и др. // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1969. — № 3. — С. 54–59.
9. Чуманов И. В. Повышение тепловой эффективности электрошлакового переплава и качества металла путем воздействия на процессы плавления, транспортировки и кристаллизации вращением расходоуемого электрода: Автореф. дис. ... д-р. техн. наук. — Челябинск, 2002. — 40 с.
10. Коман Я. Ю., Щербинин Э. В. Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами. — М.: Машиностроение, 1989. — 272 с.
11. Коман Я. Ю., Назарчук А. Т., Протокопилов И. В. К вопросу интенсификации электромагнитного воздействия при магнитоуправляемой электрошлаковой плавке титановых сплавов // Современ. электрометаллургия. — 2007. — № 4. — С. 3–7.
12. Магнитогидродинамические явления при ЭШП и кристаллизация электрошлаковых слитков / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1984. — Вып. 20. — С. 11–15.
13. Правомерность физического моделирования процесса ЭШП / В. К. Лебедев, Н. Ф. Медведенко, Б. И. Медовар и др. // Рафинирующие переплавы. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 21–31.

Physical model has been developed for investigation of peculiar features of consumable electrode melting in electroslag remelting under conditions of the external magnetic field. The model represents an optically transparent cylindrical vessel, filled with an electrolyte on base of solution $ZnCl_2$, simulating a slag pool, into which an electrode of Wood's alloy was immersed. Electrode melting occurs due to heat, generating in electrolyte during the electric current passing. The external magnetic field is created by a system of two solenoids, embracing the vessel and electrode. To investigate the peculiarities of electrode melting, the method of video filming is used at the frequency of 240 frames per a second. It was found that superposition of external longitudinal magnetic field of 0.2 T induction contributes to increase in electrode melting speed by 8...12 %. Here, the frequency of electrode metal drop detachment is increased by 18...22 %, and the average mass of drop is reduced by 8...10 %. The mentioned effects are attained due to intensification of hydrodynamic flows near the electrode surface being melted and activation of the heat and mass exchange processes at the interface of two phases. The horizontal rotation of melt, caused by superposition of the longitudinal field also contributes to relocation of place of drops falling onto the vessel bottom. 13 Ref., 1 Table, 3 Figures.

Key words: *electroslag remelting; magnetic field; physical modeling; consumable electrode; melting; electrode drop; hydrodynamics*

Поступила 19.11.2014



УДК 669.117.56

ИЗУЧЕНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКЕ ОТХОДОВ БРОНЗЫ КН 1-3

А. В. Гнатушенко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
03680, Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Показано, что при электрошлаковой плавке некомпактных отходов бронзы марки КН1-3 возможно изменение химического состава сплава вследствие протекания окислительно-восстановительных реакций с участием легирующих элементов (никеля, кремния и марганца) и перераспределения их между металлической и шлаковой фазами. Для детального изучения поведения легирующих элементов и принятия мер с целью сохранения их концентрации в нормируемых пределах проведены соответствующие эксперименты. На первом этапе исследовали изменение содержания никеля, кремния и марганца в зависимости от применяемых шлаков (стандартные шлаки АНФ-5, АНФ-7, АНФ-24, АНФ-28). Установлено, что значительное снижение концентрации марганца происходит независимо от вида применяемого шлака. В металле, выплавленном с использованием шлаков АНФ-5, АНФ-7 и АНФ-24, также уменьшается содержание кремния. Концентрация никеля во всех случаях была в пределах нормы. Таким образом, при электрошлаковой плавке бронзы КН1-3 для сохранения кремния в нормируемых пределах необходимо использовать шлаки, содержащие оксид кремния, а для предотвращения угара марганца — вводить в шлак марганецсодержащие компоненты. Поэтому дальнейшие эксперименты проводили на шлаке АНФ-28, а в качестве марганецсодержащей добавки использовали флюс АН-348-А примерно с 35 мас. % MnO. Экспериментально установлено, что содержание марганца в бронзе КН1-3 электрошлаковой плавки находится в пределах нормы при концентрации оксида марганца в шлаке на уровне 2,8...5,0 %. Библиогр. 9, табл. 2, ил. 2.

Ключевые слова: электрошлаковая плавка; некомпактные отходы; бронза; легирующие элементы; химический состав; кремний; марганец; шлаки; перераспределение элементов; активность элементов

В Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины разработана и реализована технология электрошлаковой плавки некомпактных отходов (преимущественно в виде стружки) кремниевоникелевой бронзы марки КН1-3 с получением литых заготовок прямоугольного и круглого сечений, предназначенных в основном для дальнейшего изготовления из них ответственных деталей различных аппаратов контактно-стыковой сварки [1, 2].

В процессе эксплуатации такие изделия подвергаются значительным механическим и электротермическим нагрузкам, поэтому к материалу, из которого они изготавливаются, предъявляются особые требования по твердости, прочности и электропроводности [3, 4]. Значения этих параметров напрямую зависят от химического состава сплава.

В этой связи при электрошлаковой переработке отходов бронзы КН1-3 с целью получения заготовок надлежащего качества основной задачей является исключение или минимизация безвозвратных потерь легирующих элементов. Ее решение во многом зависит от правильности выбора состава шлака, температурных условий плавки и других параметров, определяемых металлургическими и технологическими

закономерностями, а также особенностями электрошлаковой переработки данной бронзы.

Легирующими элементами бронзы КН1-3 являются никель, кремний и марганец. Содержание этих элементов в сплаве согласно ГОСТ 18175-78 следующее, %: 2,4...3,4 Ni; 0,6...1,1 Si; 0,1...0,4 Mn. Последние два элемента являются наиболее химически активными, поэтому при электрошлаковой плавке отходов их содержание может изменяться, что в свою очередь негативно влияет на механические и физические свойства материала. Угар кремния и марганца происходит вследствие взаимодействия с кислородом, содержащимся в шлаковой ванне и вносимым влажной шихтой. Также эти элементы могут участвовать в восстановлении меди из оксидов, зачастую содержащихся на поверхности стружки. Причем чем мельче и влажнее стружка, тем больше оксидов содержится на ее поверхности.

Взаимодействие их с оксидами меди происходит по следующим реакциям:

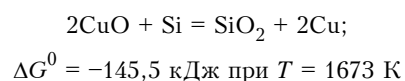
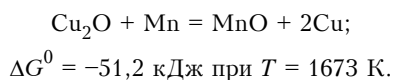
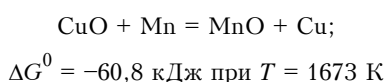
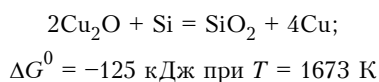




Таблица 1. Химический состав шлаков, применяемых при плавке отходов бронзы КН1-3, мас. %

Марка шлака	CaF ₂	CaO	SiO ₂
АНФ-5	75...78	–	–
АНФ-7	70...80	18...25	≤2,0
АНФ-24	67...88	2...5	≤5,0
АНФ-28	40...55	25...35	20...25

Примечание. В шлак марки АНФ-24, кроме того, входят 2...6 MgO и 8...17 мас. % MgF₂, а в шлак марки АНФ-5 – 17... 25 мас. % NaF₂.



Изменения энергий Гиббса данных реакций при температурных условиях электрошлаковой плавки отходов бронзы КН1-3 (температура шлаковой ванны 1673...1723 К) имеют отрицательные значения (данные для расчета взяты из работы [5]), что подтверждает возможность их протекания. Кроме того, снижение содержания кремния может происходить вследствие перераспределения элементов между контактирующими фазами, в данном случае – между металлом и шлаком [6, 7].

Для изучения характера поведения легирующих элементов при электрошлаковой плавке отходов бронзы КН1-3 и принятия мер с целью сохранения их концентрации в нормируемых пределах проведены соответствующие эксперименты. На первом этапе исследовали изменение содержания никеля, кремния и марганца в зависимости от применяемых шлаков. В качестве последних выбрали стандартные шлаки АНФ-5, АНФ-7, АНФ-24, АНФ-28 (табл. 1) [8], которые ввиду относительно невысокой температуры плавления обычно применяются при электрошлаковом переплаве меди и ее сплавов. Использовали бронзовую стружку одной партии (образованную в результате механической обра-

ботки одной конкретной заготовки), предварительно очищенную от смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ), механических примесей других металлов (железа, алюминия, латуни) и органики. Ее химический состав ее приведен в табл. 2.

Опытные плавки проводили в переносном тигельковше с графитированной футеровкой. Объем такой плавильной емкости составлял около 2 дм³. Бронзовую стружку (2 кг на каждую плавку) расплавляли в шлаковой ванне, наведенной из представленных в табл. 1 шлаков. После полного расплавления металл выдерживали в течение 10 мин, поддерживая при этом постоянную температуру шлаковой ванны. Затем расплав сливали в изложницу.

Результаты химического анализа, характеризующие изменение концентрации легирующих элементов и примесей в полученном металле в сравнении с исходным, представлены на рис. 1, из которого следует, что при электрошлаковой плавке стружки бронзы КН1-3 резко снижается концентрация марганца (более чем в 3,5 раза) – меньше нижнего допустимого предела (табл. 2). Это подтверждает предположение об участии его в окислительно-восстановительных реакциях и перераспределении между металлической и шлаковой фазами, о чем свидетельствует состав конечных шлаков, в которых в отличие от исходных содержится до 0,7 % оксида марганца.

При плавке стружки бронзы КН1-3, кроме марганца, снижается содержание кремния до нижнего предельного значения (под шлаком АНФ-7) и несколько меньше под шлаками АНФ-5 и АНФ-24 из-за участия кремния как высокоактивного металла в окислительно-восстановительных реакциях и его перераспределении между контактирующими фазами. Об этом свидетельствует повышенное на 30...35 % содержание SiO₂ в конечных шлаках по сравнению с исходными.

Что касается третьего легирующего элемента, то угар никеля здесь незначителен, во всех случаях массовая доля этого элемента остается в пределах нормы.

Обращает на себя внимание то, что в выплавленной бронзе содержание железа, являющегося вредной примесью, несколько больше, чем в исходном металле, хотя и не превышает допустимого предела (рис. 1). Основной причиной его увеличения являются визуально невидимые железная пыль или очень мелкая стружка, которые могут попадать в бронзовые отходы при сборе. Поэтому требуется тщательная под-

Таблица 2. Химический состав бронзовой стружки, мас. %

Материал	Легирующие элементы			Примеси				
	Ni	Si	Mn	Al	Zn	Pb	Sn	Fe
Стружка КН1-3	2,9	1,0	0,35	0,01	0,07	0,1	0,1	0,05
КН1-3 ГОСТ 18175-78	2,4...3,4	0,6...1,1	0,1...0,4	≤0,02	≤0,1	≤0,15	≤0,1	≤0,1

Примечание. Здесь медь – основа.

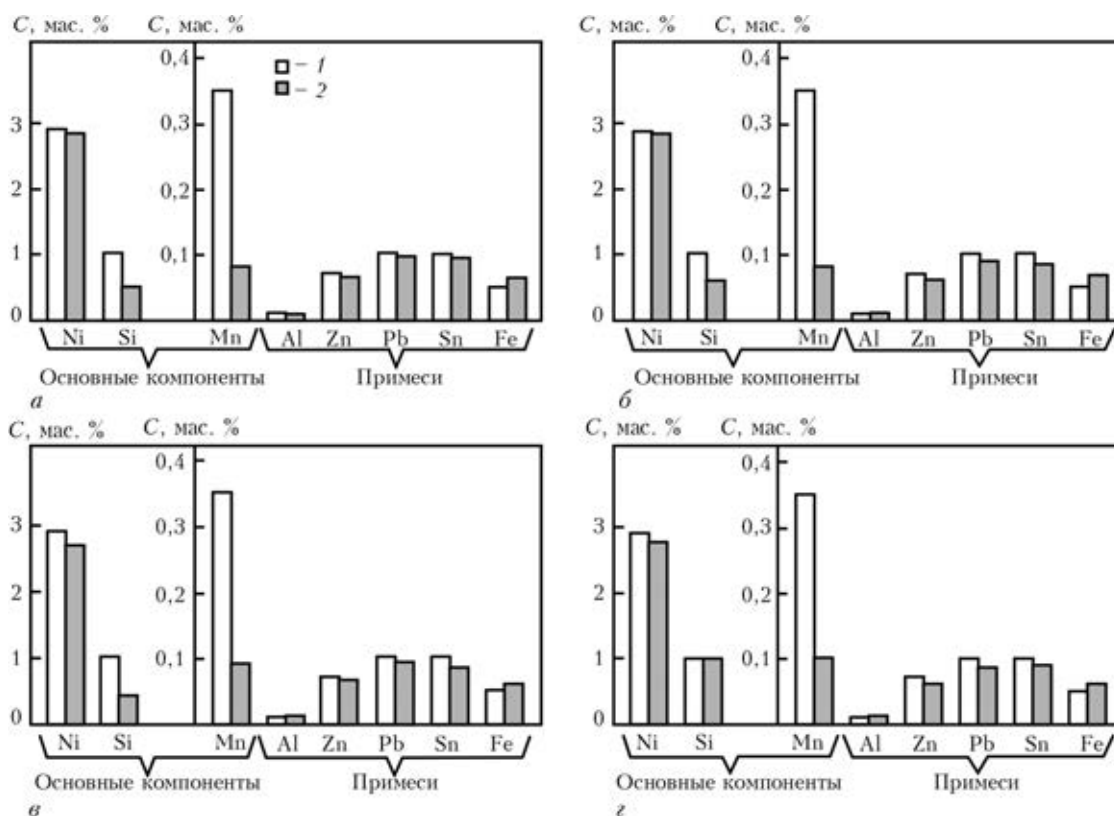


Рис. 1. Содержание легирующих элементов и примесей в бронзе КН1-3, выплавленной под разными шлаками: а – АНФ-5; б – АНФ-7; в – АНФ-24; г – АНФ-28; 1 – исходная бронза; 2 – бронза, выплавленная из стружки под указанными шлаками

готовка стружки перед плавкой. Содержание всех остальных вредных примесей (алюминий, цинк, олово и свинец) изменяется незначительно и не превышает регламентированных пределов.

Таким образом, из полученных результатов следует, что для электрошлаковой плавки стружки бронзы КН1-3 наиболее приемлемым является оксидно-солевой шлак, содержащий оксид кремния, в данном случае стандартный шлак АНФ-28. Однако при его использовании в процессе плавки отходов бронзы происходит значительный угар марганца, что в свою очередь может негативно сказываться на механических, антифрикционных свойствах и коррозионной стойкости получаемого металла. Поэтому необходимым условием была разработка технологических приемов, обеспечивающих сохранность данного элемента при электрошлаковой плавке.

При взаимодействии шлакового и металлического расплава происходит перераспределение элементов до установления термодинамического равновесия. Наиболее часто оно выражается коэффициентом распределения, представляющим отношение активностей (в более простом варианте концентраций) элементов в шлаке и металле [3, 4]. Значения данного коэффициента зависят от ряда факторов, главным образом от состава шлака и металла, а также температуры, которые и определяют активность элемента в контактирующих фазах. Ввиду отсутствия достоверных данных об активности компонентов оксидно-фторидных шлаков затруднительно расчетным путем оценить коэффициент распределения марганца. Поэтому следующим этапом было экспериментальное исследование влияния повыше-

ния активности марганца в исходном шлаке в результате ввода в него марганецсодержащих добавок на степень угара марганца в бронзе КН1-3.

Самым простым вариантом такой добавки является оксид марганца MnO. Однако это соединение в чистом виде встречается крайне редко и является довольно дорогим. Поэтому подбирали материал, в котором оксид марганца являлся бы одним из составляющих, не содержал вредных примесей (например, оксидов железа) и был менее дефицитным и дорогим. В этой связи наиболее подходящим выбран флюс АН-348-А, химический состав которого следующий, мас. % [9]:

MnO	SiO ₂	CaF ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃
34...38	41...44	4,0...5,5	6,5	5,0...7,5	4,5	2,0
34,8	42,8	4,47	6,3	5,36	4,4	1,87

Примечание. В числителе приведено допустимое содержание компонента в шлаке; в знаменателе – используемое в опытном шлаке.

Количество флюса АН-348-А на разных плавках составляло 5, 8, 10, 15 и 18 мас. %.

В ходе определения вязкости и электропроводности шлака АНФ-28 с добавками флюса АН-348-А в диапазоне 5...18 мас. % установлено незначительное повышение вязкости и снижение электропроводности исследуемых шлаков по сравнению с исходным (АНФ-28). Как показали последующие эксперименты, это не влияет на протекание электрошлакового процесса.

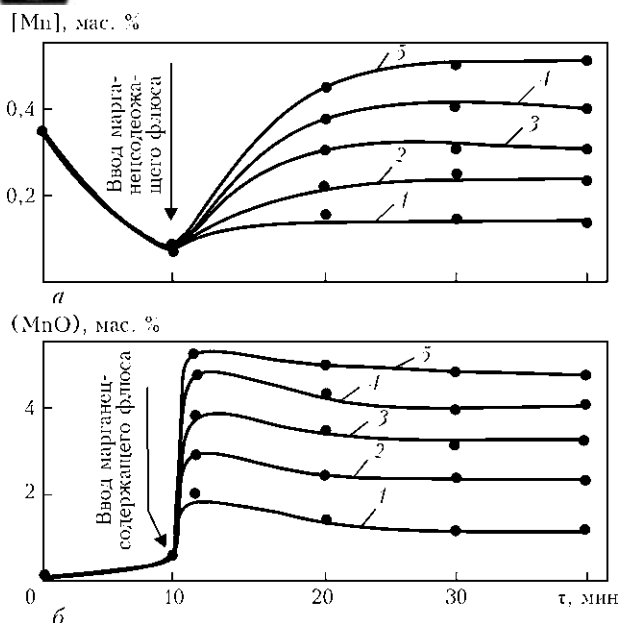


Рис. 2. Изменение содержания марганца в бронзе (а) и MnO в шлаке (б) при добавках флюса АН-348-А в исходный шлак, мас. %: 1 – 5; 2 – 8; 3 – 10; 4 – 15; 5 – 18

Эксперименты проводили в плавильной емкости по следующей схеме. Вначале разводили шлаковую ванну. Использовали шлак АНФ-28 как наиболее хорошо зарекомендовавший себя в предыдущих плавках. Количество шлака составляло 1,2 кг. Затем подавали стружку общей массой 2 кг. По окончанию засыпки расплав выдерживали в течение 10 мин. Далее отбирали пробу металла и шлака и добавляли в расплавленный шлак 5 % флюса АН-348-А (на первой плавке) от первоначальной массы шлака (в пересчете на MnO это составляет примерно 1,7 %). Затем продолжали выдерживать расплав с отбором проб металла и шлака через каждые 10 мин от момента ввода марганецсодержащего флюса. Следующие плавки проводили по той же схеме, только количество флюса АН-348-А увеличивали до 8, 10, 15 и 18 % (содержание оксида марганца в этих случаях составляло соответственно 2,8, 3,48, 5,2 и 6,26 %). В процессе экспериментов температуру шлаковой ванны поддерживали примерно на одном уровне (1623...1673 К). Полученные результаты представлены на рис. 2.

Как следует из графиков, в начальный период выдержки металла под шлаком АНФ-28 (первые 10 мин) происходит резкое снижение содержания марганца в бронзе КН1-3 до отметки примерно 0,08 % (рис. 2, а). А это ниже минимально допустимого предела для этого сплава. При введении в шлаковый расплав флюса АН-348-А увеличивается содержание марганца в металле, причем чем больше концентрация марганецсодержащего компонента в исходном шлаке, тем интенсивнее марганец переходит в металл.

В шлаке в первые 10 мин появляется оксид марганца и происходит постепенное повышение его содержания (рис. 2, б). При введении марганецсодержащего флюса резко увеличивается количество

MnO в шлаке, а затем (по завершению времени выдержки) происходит его плавное снижение. Это является подтверждением происходящего массообмена в системе шлак–металл. При этом отношение концентраций оксида марганца в шлаке к концентрации марганца в металле составляло 8,8...9,2. Небольшое колебание значений коэффициента распределения марганца $(MnO)/[Mn]$ в различных экспериментах объясняется погрешностями химического анализа и измерения температуры.

При добавлении флюса АН-348-А свыше 15 % содержание марганца в бронзе превышает регламентируемое значение (0,4 %), а при введении 5 % этого флюса концентрация марганца составляет примерно 0,1 % (рис. 2).

Что касается кремния, то массовая доля этого довольно химически активного элемента в бронзе оставалась в пределах нормы, что объясняется высокой активностью оксида кремния в шлаке в результате его сравнительно большого содержания (около 20 %). Практически неизменной оставалась концентрация и другого легирующего элемента – никеля. Причина этого заключается в более низком средстве никеля к кислороду, по сравнению с другими легирующими элементами бронзы КН1-3, и легком восстановлении его из оксидов, если таковые имеются или образуются, марганцем и кремнием, а также углеродом графитированного электрода.

Таким образом, экспериментально установлено, что плавку отходов бронзы КН1-3 следует проводить под шлаками системы $CaF_2-CaO-SiO_2$, например АНФ-28. При этом для сохранения марганца на уровне, регламентируемом ГОСТ 18175–78, можно рекомендовать для введения в шлак в качестве компонента, содержащего марганец, 10...15 % сварочного флюса АН-348-А. Концентрация оксида марганца в шлаке сохранится на уровне 2,8...5,0 %.

1. *Электрошлаковый* переплав стружки бронзы Бр.КН1-3 / В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров, А. В. Гнатушенко, А. П. Игнатов // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Тематичний збірник наукових праць. – Краматорськ, 2005. – С. 524–526.
2. *Качество* кремниво-никелевой бронзы КН1-3 электрошлаковой выплавки из некомпактных отходов / А. В. Гнатушенко, Ф. К. Биктагиров, А. П. Игнатов, Т. И. Грищенко // Современ. электрометаллургия. – 2009. – № 4. – С. 13–16.
3. *Николаев А. К., Розенберг В. М.* Сплавы для электродов контактной сварки. – М.: Металлургия, 1978. – 96 с.
4. *Смирягин А. П., Смирягина Н. А., Белова А. В.* Промышленные цветные металлы и сплавы. 3-е изд. – М.: Металлургия, 1974. – 488 с.
5. *Уикс К. Е., Блок Ф. Е.* Термодинамические свойства 65 элементов и их оксидов, галогенидов, карбидов и нитридов. – М.: Металлургия, 1965. – 240 с.
6. *Шварцман В. А., Жуковицкий А. А.* Начала физической химии для металлургов. – М.: Металлургия, 1974. – 352 с.
7. *Григорян В. А., Беляничков Л. Н., Стомахин А. Я.* Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1979. – 256 с.
8. *Электрошлаковая* тигельная плавка и разливка металла / Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. – Киев: Наук. думка, 1988. – 216 с.
9. *Подгаецкий В. В., Кузьменко В. Г.* Сварочные шлаки. – Киев: Наук. думка, 1988. – 256 с.



It was shown, that in electroslag melting of non-compact wastes of bronze of the KN1-3 grade the change in chemical composition of alloy due to proceeding of redox reactions with participation of alloying elements (nickel, silicon and manganese) and their redistribution between the metal and slag phases is possible. The proper experiments were carried out to study in detail the behavior of alloying elements and taking the measures to retain their concentrations within the standardized limits. At the first stage the change in content of nickel, silicon and manganese was investigated depending on applied slags (standard slags ANF-5, ANF-7, ANF-24, ANF-28). It was found that the significant reduction in concentration of manganese is occurred independently of the slag type. In metal, melted with use of slags ANF-5, ANF-7 and ANF-24, the silicon content is also decreased. The nickel concentration in all the cases was within the standard. Thus, in electroslag melting of bronze KN1-3 it is necessary to apply slags, containing the silicon oxide, to retain silicon within the standards, and it is necessary to add the manganese-containing components into slag to prevent the manganese fumes. Therefore, the further experiments were carried out on slag ANF-28 and as a manganese-containing addition the flux AN-348-A was used, approximately with 35 % MnO. It was established experimentally, that manganese content in bronze KN1-3 of electroslag melting is within the limits of standard at manganese oxide concentration in slag at the level of 2.8...5.0 %. 9 Ref, 2 Tables, 2 Figures.

Key words: *electroslag melting; non-compact wastes; bronze; alloying elements; chemical composition; silicon, manganese; slags; redistribution of elements, activity of elements*

Поступила 11.12.2014

КРУПНЕЙШИЕ МИРОВЫЕ ПРОИЗВОДИТЕЛИ СТАЛИ В 2014 году



Согласно последним статистическим данным, опубликованным Всемирной ассоциацией производителей стали, выход мировой сталелитейной промышленности 65 стран, представивших данные ассоциации, составил 1,636960 млрд. т в течение всего 2014 года. На долю этих 65 стран приходится приблизительно 98 % общего объема мирового производства сырой стали.

Рейтинговый список 15 стран, лидирующих в мире по общему объему производства нерафинированной стали в течение 2014 года, тыс. т:

1. Китай – 822700	2. Япония – 110665	3. США – 88347
4. Индия – 83208	5. Южная Корея – 71036	6. Россия – 70651
7. Германия – 42946	8. Турция – 34035	9. Бразилия – 33912
10. Украина – 27170	11. Италия – 23735	12. Тайвань – 23250
13. Мексика – 18977	14. Иран – 16331	15. Франция – 16143

<http://www.azovpromstal.com/news>



УДК 669.187.826

ДЕФОРМАЦИОННАЯ ОБРАБОТКА СПЛАВА Ti–Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ПЛАВКИ

А. Ю. Северин, В. А. Березос, А. Н. Пикулин

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведены экспериментальные работы по исследованию пластических свойств полученного на электронно-лучевой установке УЭ-208М слитка никелида титана 46 % Ti–54 % Ni диаметром 165 мм. Деформационную обработку проводили в две стадии. На первой деформировали на гидравлическом прессе при температуре 1050 °С заключенный в оболочку из низкоуглеродистой стали образец 20×20×150 мм. Благодаря тому, что после первой стадии обработки повышается технологическая пластичность материала, на второй стадии деформационная обработка может осуществляться уже при более низких температурах (600...900 °С) и по более «жестким» схемам. Посредством прокатки на второй стадии заготовки получили полуфабрикат необходимой геометрии. Деформированный полуфабрикат свидетельствует о перспективности использования электронно-лучевой технологии выплавки слитков сплавов на основе никелида титана, а сам факт получения полуфабриката — о высоком качестве литого слитка ЭЛП. Библиогр. 15, ил. 4.

Ключевые слова: эффект памяти формы; интерметаллид; никелид титана; электронно-лучевая плавка; слиток; оболочка; деформационная обработка; пластичность

Сплавы на основе интерметаллидов по своим физико-механическим свойствам существенно отличаются от сплавов на основе их компонентов, что позволяет создавать новые материалы с особыми механическими и функциональными характеристиками. Так, соединения титана и алюминия отличаются высокими значениями жаропрочных свойств, а эквивалентный интерметаллид титана и никеля (никелид титана) — эффектом памяти формы (ЭПФ) [1]. Сплавы на основе никелида титана разработали в 1965 г. в США. Они получили название нитинол. В этих сплавах ярко выражен эффект памяти формы, причем диапазон его температур можно регулировать с высокой степенью точности, вводя в сплав различные легирующие элементы. Сплавы отличаются хорошими характеристиками формозапоминания, имеют высокую прочность при более низком модуле упругости, чем у нержавеющей стали, а также высокую демпфирующую способность и коррозионную стойкость. Эти сплавы нашли применение в авиа- и судостроении (термомеханические соединения трубопроводов), космической технике (самораскрывающиеся антенны и солнечные батареи) и особенно в медицине (имплантаты и инструменты) [2–7]. Исследования показали, что

© А. Ю. СЕВЕРИН, В. А. БЕРЕЗОС, А. Н. ПИКУЛИН, 2015

они не токсичны, не имеют канцерогенного воздействия на окружающие ткани, характеризуются высокими значениями коррозионной стойкости и биологической совместимости в тканях живого организма [8].

Однако широкому применению сплавов на основе никелида титана препятствует их высокая стоимость, связанная со сложностью технологии производства и обеспечения требуемого уровня характеристик ЭПФ. Разработанная в середине 1990-х гг. технология получения полуфабрикатов из этих сплавов, включающая комбинированный способ плавки (гарнисажная плавка и последующий вакуумно-дуговой переплав), позволяла получать довольно большие слитки (до 700 кг) [9, 10]. Существенным недостатком таких литых сплавов была зональная и дендритная виды ликвации, из-за чего никелид титана становился горячеломким при обработке давлением. По этой причине температура, степень и скорость деформирования существенно снижались [11]. Все это существенно повышает себестоимость изготовления заготовок деталей и увеличивает затраты на доводочные работы. Таким образом, среди основных проблем, тормозящих широкое внедрение сплавов на основе никелида титана, от-



Рис. 1. Слиток никелида титана 46 % Ti–54 % Ni диаметром 165 мм, полученный способом ЭЛП

метим металлургические сложности получения однородных по химическому составу и структуре слитков данных сплавов; трудности деформации слитков для преобразования хрупкой литой структуры слитков сплавов на основе никелида титана.

Первую проблему удалось решить благодаря накопленному в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины большому опыту в области выплавки слитков интерметаллидов титана способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП) [12, 13]. На электронно-лучевой установке УЭ-208М проведены опытные плавки слитков интерметаллидного сплава 46 % Ti–54 % Ni диаметром 165 мм [14] (рис. 1).

Настоящее исследование является продолжением ранее выполненных работ и показывает результаты деформационной обработки полученного способом ЭЛП сплава на основе никелида титана.

Согласно диаграмме титан–никель (рис. 2) сплав относится к однофазным. Соединение TiNi кристаллизуется из расплава при температуре 1310 °С и имеет область гомогенности 53...62 % Ni. Нагрев заготовки такого сплава для повышения пластических свойств можно проводить при температурах более 1000 °С, не опасаясь образования

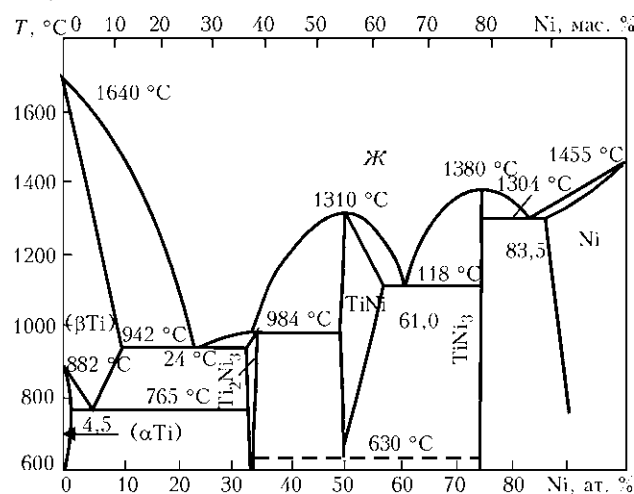


Рис. 2. Диаграмма состояния системы титан–никель

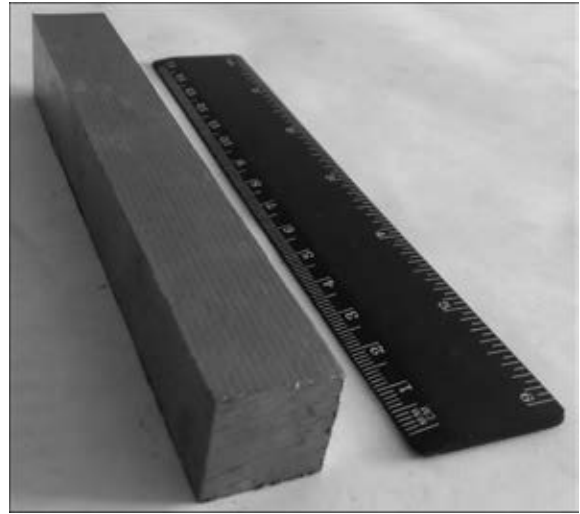


Рис. 3. Заготовка никелида титана размером 20×20×150 мм

жидкой фазы, в отличие от двухфазного сплава $Ti_2Ni + TiNi$.

Основной проблемой обработки давлением интерметаллидных титановых сплавов является их низкая технологическая пластичность, приводящая к возникновению высоких напряжений при деформации и полному разрушению материала.

Согласно ранее накопленному опыту [15] наилучшие результаты обеспечивает двухстадийная деформационная обработка интерметаллидных сплавов на основе титана. Поэтому на первом этапе обработки никелида титана основной целью является преобразование грубой структуры слитка и активация процессов пластификации для устранения по-

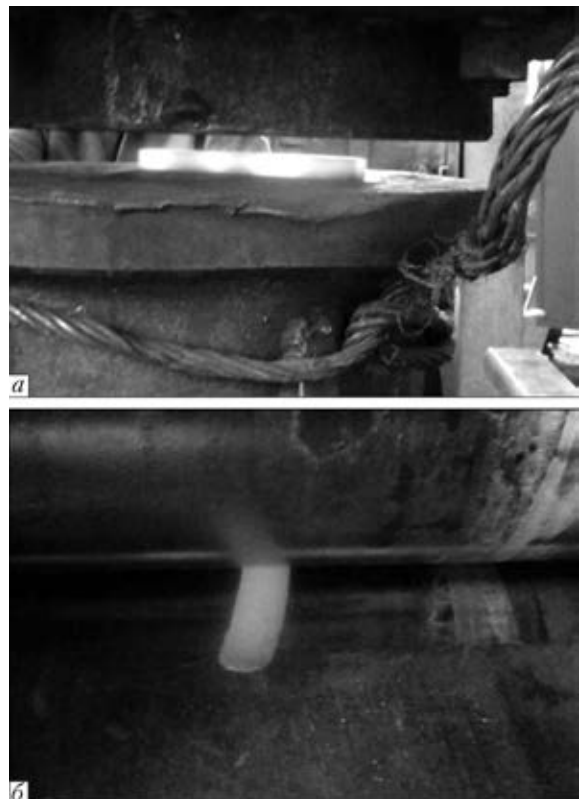


Рис. 4. Двухстадийная деформационная обработка никелида титана, полученного способом ЭЛП



вышенной хрупкости и увеличения технологической пластичности материала. Эта стадия обработки должна проводиться при довольно высоких для этих сплавов значениях температуры (1000...1050 °С) по «мягким» схемам. На второй стадии посредством прокатки заготовки получают полуфабрикат необходимой геометрии с максимально однородной структурой. Здесь деформационная обработка может осуществляться при более низких температурах (600...900 °С) и по более «жестким» схемам.

Вырезанную из слитка ЭЛП никелида титана заготовку размером (рис. 3) для предотвращения растрескивания и окисления поверхностного слоя поместили в оболочку из низкоуглеродистой стали толщиной 1,5 мм.

На первой стадии заготовку нагревали в электропечи сопротивления до 1050 °С и выдерживали 0,5 ч. Затем нагретую заготовку помещали между подвижным и неподвижным пуансонами гидравлического пресса и проводили опрессовку в двух взаимно перпендикулярных плоскостях со степенью деформации около 30 % (рис. 4, а).

Поскольку в процессе первой стадии деформации устранили повышенную хрупкость материала, на последующих этапах получения полуфабриката температуру деформации снизили до 900 °С. Заготовку прокатывали на реверсивном двухвалковом стане с общей степенью деформации около 80 % (рис. 4, б). Конечная толщина полученного полуфабриката составила 2,5 мм. После прокатки для снятия внутренних остаточных напряжений полученный полуфабрикат подвергали промежуточному отжигу (нагрев до 500 °С, выдержка 0,2 ч).

Таким образом, исследование новых способов получения и обработки полуфабрикатов из прецизионных функциональных материалов является актуальным, имеющим важное практическое значение. Изготовленный в ходе работы деформированный полуфабрикат свидетельствует о перспективности использования электронно-лучевой технологии выплавки слитков сплавов на основе никелида титана, а сам факт получения полуфабриката — о высоком качестве литого слитка ЭЛП.

The experimental works were carried out for investigation of ductile properties of 165 mm diameter ingot of titanium nickelide 46 % Ti–54 % Ni using the electron beam unit UE-208M. The deformational treatment was performed in two stages. At the first one the 20×20×150 mm specimen of low-carbon steel, enclosed into shell, was deformed in the hydraulic press. Due to the fact that after the first stage of treatment the technological ductility of material is increased, at the second stage the deformational treatment may be realized at the lower temperatures (600...900 °C) and using the more «severe» schemes. Using rolling of billet at the second stage, a semi-product of a required geometry was produced. The deformed semi-product proves the challenging application of electron beam technology of melting of ingots on titanium nickelide base, and the fact itself of producing the semi-product confirms the high quality of a cast ingot. 15 Ref., 4 Figure.

Key words: shape memory effect; intermetallic, titanium nickelide; electron beam melting; ingot; shell; deformational treatment; ductility

Поступила 04.11.2014

1. *Ordered Intermetallics — physical metallurgy and mechanical behaviors.* — Kluwer Academic Publishers, 1992. — 701 p.
2. Зеленов Б. А., Крылов Б. С., Лихачев В. А. Сплавы с управляемыми функциональными свойствами — прототип интеллектуальных материалов. В 3 ч. // *Материалы с эффектом памяти формы: Сб. I Рос.-амер. семинара и XXXI семинара «Новые физические и математические принципы в компьютерном конструировании материалов с эффектом памяти формы. Свойства материалов и их применение»* (13–17 ноября 1995). — СПб, 1995. — Ч. III. — С. 55–58.
3. Ионайтис Р. Р., Котов В. В., Туктэров М. А. Использование сплавов с памятью формы в ядерной энергетике // *Там же.* — Ч. II. — С. 133–134.
4. Рыклина Е. П., Морозова Т. В., Прокошкин С. Д. Биомедицинская инженерия в создании и применении нитиноловых эндопротезов с эффектом памяти формы // *Там же.* — Ч. II. — С. 51–54.
5. *Перспективы применения сплавов с эффектом памяти формы в робототехнике* / В. А. Лихачев, В. А. Лопота, Ю. К. Степанов, В. И. Юдин // *Там же.* — Ч. III. — С. 59–61.
6. Воронков А. В., Лихачев В. А. Исследование никелида титана в качестве рабочего тела управляемых демпферов // *Там же.* — Ч. I. — С. 83.
7. *The use of shape memory alloys in space building* / Yu. D. Kravchenko, V. A. Lichachev, A. I. Razov et al. // *Там же.* — Ч. I. — С. 58–61.
8. *Никелид титана. Медицинский материал нового поколения* / В. Э. Гюнтер, В. Н. Ходоренко, Ю. Ф. Ясенчук и др. — Томск: МИЦ, 2006. — 296 с.
9. Красовский П. Дослідження капілярних характеристик та плавка сплаву нікель-титан (NiTiNOL) з ефектом пам'яті форми // *Адгезія расплавов и пайка материалов.* — 2009. — Вып. 42. — С. 95–102.
10. *Влияние способа и технологии плавки на структуру и свойства слитков сплавов на основе никелида титана* / М. Ю. Коллеров, А. В. Александров, С. Ю. Кузнецов и др. // *Титан.* — 2011. — № 2. — С. 22–28.
11. *Формирование структуры сплава TiNi при деформации и термической обработке* / М. Ю. Коллеров, Д. Е. Гусев, А. А. Шаронов и др. // *Там же.* — 2010. — № 3. — С. 4–10.
12. Жук Г. В., Тригуб Н. П., Замков В. Н. Получение слитков γ -алюминиды титана способом ЭЛП // *Современ. электрометаллургия.* — 2003. — № 4. — С. 20–22.
13. *Получение сплавов интерметаллида системы TiAl с добавками бора и лантана способом ЭЛП* / Н. П. Тригуб, Е. А. Аснис, В. А. Березос и др. // *Там же.* — 2011. — № 3. — С. 10–12.
14. Березос В. А., Тригуб Н. П. Получение сплавов с эффектом памяти формы на основе титана способом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью // *Там же.* — 2011. — № 4. — С. 6–8.
15. *Влияние пластической деформации и термической обработки на структуру легированного двухфазного алюминиды титана, полученного способом ЭЛП, дополнительно легированного бором и лантаном* / Г. М. Григоренко, А. Ю. Северин, В. А. Березос и др. // *Титан.* — 2013. — № 3. — С. 4–8.



УДК 669.187.2: 533.9:62-41.002

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НА РАЗМЕРЫ ЖИДКОЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВАННЫ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ НАПЛАВКЕ МЕДНЫХ ПЛИТ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ

В. Г. Кожемякин, В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Д. В. Ботвинко

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние технологических режимов на глубину проплавления поверхностного слоя модели медной плиты кристаллизатора МНЛЗ. В процессе экспериментов изменяли ток, скорость перемещения заготовки, частоту колебаний плазмотронов, амплитуду колебаний плазмотронов, расход и состав плазмообразующего газа, расстояние от среза сопла до изделия. Определены наименьшее значение тока плазменной дуги при наплавке с перемещением заготовки и колебательным движением плазмотрона; скорость наплавки, при которой образуется качественный наплавленный слой; состав и расход плазмообразующего газа; влияние длины плазменной дуги на глубину проплавления поверхностного слоя модели медной плиты кристаллизатора МНЛЗ. Показано, что плазменно-дуговая технология позволяет восстанавливать изношенный поверхностный слой заготовок. Технология плазменно-дугового рафинирования поверхности с применением легирующих и модифицирующих присадок позволяет вводить в поверхностный слой медной плиты кристаллизатора МНЛЗ более износостойкий материал. Приведены технологические режимы экспериментов и результаты металлографических исследований. Библиогр. 9, ил. 8.

Ключевые слова: кристаллизатор; плазменно-дуговая наплавка; машина непрерывного литья заготовок; восстановление; упрочнение; легирование поверхностного слоя; технологические режимы; плазменно-дуговое рафинирование поверхности; глубина проплавления

В настоящее время непрерывная разливка стали освоена более чем в 90 странах мира. Успешно действует примерно две тысячи машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) различной конструкции и назначения. По объемам разливаемой непрерывным способом стали в 2009 г. украинская металлургия занимает двенадцатую позицию в мире и четвертую в Европе после России, Германии и Италии [1].

При непрерывной разливке стали формирование слитков происходит в кристаллизаторах МНЛЗ, изготовленных из медных панелей, которые эксплуатируются в напряженных температурных условиях и подвергаются механическому абразивному износу. Вследствие этого медные стенки кристаллизатора довольно быстро выходят из строя.

Недостатком медных кристаллизаторов являются их низкие прочностные свойства при рабочих температурах ~400 °С. Процесс рекристаллизации, т. е. укрупнения зерен меди происходит уже при значениях температуры 150...200 °С. Крупные зер-

на имеют низкую твердость, вследствие чего металл разупрочняется [2].

Эффективным способом повышения износостойкости является упрочнение металла. Материал стенок кристаллизаторов должен быть достаточно теплопроводным и жаропрочным, химически неактивным по отношению к расплаву, твердым, выдерживать дополнительное термоциклирование в диапазоне рабочих температур разливки и отличаться стабильностью свойств [3].

В работе [4] проанализированы способы восстановления и упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Наиболее подходящим выбран плазменно-дуговой способ.

Плазменно-дуговая наплавка (ПДН) основана на ранее разработанном способе плазменно-дугового рафинирования поверхности (ПДРП) с применением легирующих и модифицирующих присадок (лигатур) [5, 6]. При ПДН плоских заготовок на их поверхности путем расплавления поверхностно-

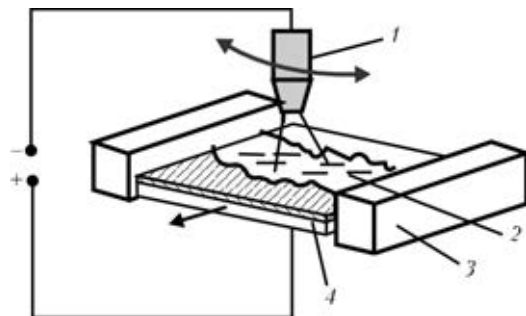


Рис. 1. Схема работы плазменно-дуговой установки ОБ-1957: 1 — плазмотрон; 2 — ванна жидкого металла; 3 — кристаллизатор; 4 — обрабатываемая заготовка

го слоя (основы) заготовки и присадочного материала наводится жидкая металлическая ванна.

Эксперименты проводили на установке ОБ-1957 в контролируемой инертной атмосфере, представляющей герметичную охлаждаемую цилиндрическую камеру, внутри которой под вертикально расположенным плазмотроном в горизонтальной плоскости перемещается заготовка (модель медной плиты кристаллизатора), окруженная медными охлаждаемыми пластинами (кристаллизаторами). Плазмотрону сообщалось колебательное движение в плоскости, перпендикулярной направлению перемещения заготовки. Установка оснащена плазмотроном ПД-110 с диаметрами катода и соплового канала 10 и 12 мм соответственно. В качестве плазмообразующего газа использовали аргон чистый (ГОСТ 10157-79) и аргоно-гелиевую смесь.

При движении заготовки относительно плазмотрона перемещался фронт наплавки и кристаллизации металла, последовательно наплавлялась вся поверхность медной плиты кристаллизатора. На рис. 1 показана схема установки для плазменно-дугового переплава ОБ-1957. Управление установкой происходило с пульта. Электрическое питание плазмотронов осуществлялось источниками переменного тока типа А-1458. Установка снабжена форвакуумным насосом ВН-6Г, с помощью которого камера вакуумировалась. Уровень остаточного давления контролировали вакууметром типа ВТ-3. Далее камера заполнялась защитным газом — аргоном с избыточным давлением 0,13 МПа.

Эксперименты по восстановлению и упрочнению поверхностного слоя проводились на медных моделях плит кристаллизаторов МНЛЗ.

Модели кристаллизатора изготавливались согласно всем требованиям, предъявляемым к кристаллизаторам МНЛЗ. Форму и размеры модели определяли исходя из литературных данных, патентов, полезных моделей и кристаллизаторов фирмы «Уралмаш» [7]. Были получены несколько различных моделей кристаллизаторов размерами 135×120×70. Каналы для прохождения охлаждающей воды расположили по оси симметрии толщины стенок. Кристаллизаторы имели 2 или 3 канала охлаждения диаметрами 20, 22 и 30 мм, а также рабочей толщиной (расстояние от каналов охлаждения до поверхности кристаллизатора) 20 и 30 мм (рис. 2).

Перед процессом наплавки на поверхность заготовки закладывался присадочный материал. В случае восстановления поверхностного слоя кристаллизатора использовали чистую медь в виде лома общей массой 0,5...1,0 кг в зависимости от толщины восстанавливаемого слоя, при упрочнении поверхностного слоя — лигатуру из медного сплава общей массой 0,3 кг.

Для упрочнения поверхностного слоя модели кристаллизатора МНЛЗ были выбраны сплавы на основе меди с высокими значениями теплопроводности, температуры разупрочнения и стойкости: CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CuTi, CuAg, CuCr, CuCrZr [4].

Способ ПДН имеет ряд преимуществ перед другими способами восстановления и упрочнения поверхностного слоя плоских заготовок [4, 8]. Процесс плазменной наплавки обеспечивается большим количеством регулируемых параметров [9].

Для определения приемлемых режимов плазменно-дугового восстановления и упрочнения поверхностного слоя моделей медных плит кристаллизаторов проведена серия экспериментов, в процессе которых изменяли технологические параметры (ток, скорость перемещения заготовки, частоту колебаний плазмотронов, амплитуду колебаний плазмотронов, расход и состав плазмообразующего газа, расстояние от среза сопла до изделия) [5, 6].

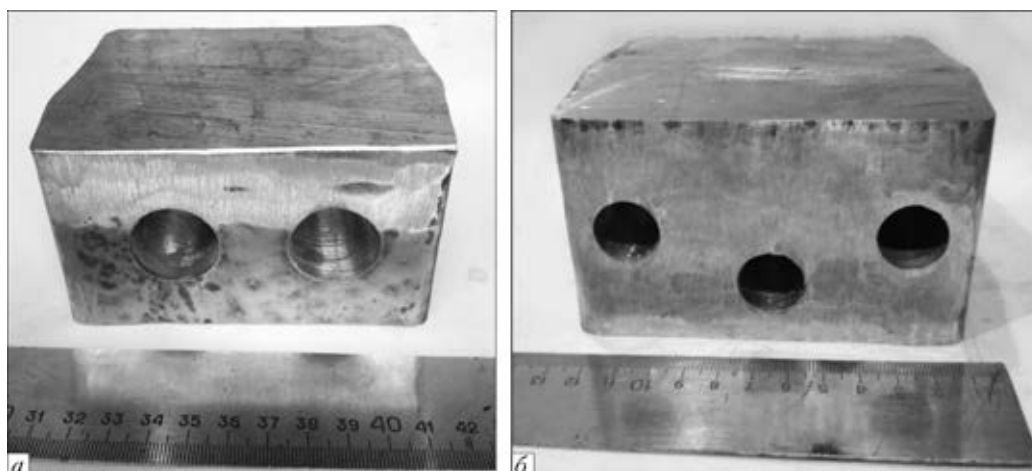


Рис. 2. Модели кристаллизаторов с двумя (а) и тремя (б) каналами охлаждения

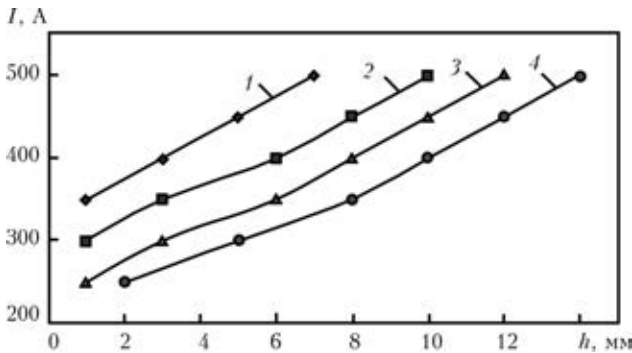


Рис. 3. Зависимость глубины h проплавления поверхностного слоя модели медного кристаллизатора МНЛЗ от тока и времени нагрева, мин: 1 – 8; 2 – 10; 3 – 12; 4 – 15

Основные технологические характеристики процесса ПДН

Ток плазменной дуги, А	250...500
Напряжение на плазматронах, В	40...70
Скорость перемещения заготовки, мм/мин	0...25
Частота колебаний плазматронов, 1/мин	5...10
Амплитуда колебаний плазматронов, мм	0...60
Длина плазменных дуг, мм	20...50
Мощность дуги, кВт	17,5...28,0
Расход плазмообразующего газа (контролировали по показаниям ротаметров РС-3 и РС-3А), л/мин	5...7
Давление газа в рабочей камере, Па	1,2...1,4·10 ⁵

Перед процессом наплавки заготовку предварительно нагревали до температуры, равной 0,3...0,6 температуры плавления. Процесс подгрева проводили с перемещением и без плазменной дугой с колебаниями плазматрона по всей ширине заготовки. Скорость перемещения составляла 25 мм/мин, время разогрева достигало 10 мин.

Ток плазменной дуги I изменяли в пределах 250...500 А, мощность дуги – в интервале 18...25 кВт. При значении тока до 250 А происходит расплавление лигатуры, поверхность основы не расплавляется вследствие интенсивного теплоотвода от зоны нагрева. При токах выше 250 А происходит проплавление поверхности основы и образуется ванна жидкого металла. На рис. 3 показана зависимость тока плазменной дуги от глубины проплавления поверхности основы.

Дальнейшее увеличение тока (свыше 500 А) и времени нагрева (более 15 мин) становится нецелесообразным, поскольку глубина проплавления увеличивается и при этом может произойти проплавление каналов для прохождения охлаждающей воды в медной плите кристаллизатора МНЛЗ.

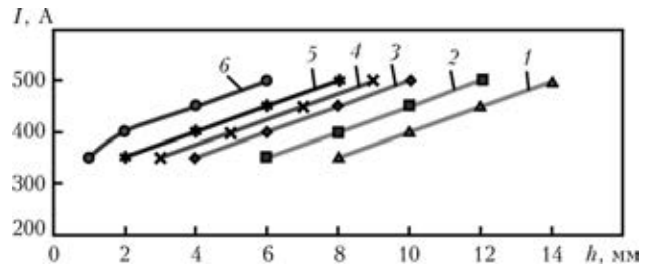


Рис. 4. Зависимость глубины проплавления поверхностного слоя модели медного кристаллизатора МНЛЗ от тока и скорости перемещения заготовки, мм/мин: 1 – 0; 2 – 5; 3 – 10; 4 – 15; 5 – 20; 6 – 25; плазмообразующий газ – аргон

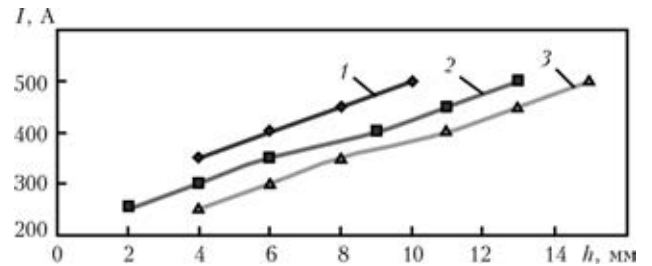


Рис. 5. Зависимость глубины проплавления поверхностного слоя модели медного кристаллизатора МНЛЗ от тока и состава плазмообразующего газа: 1 – Ar; 2 – Ar + He 30 %; 3 – Ar + He 50 %

На глубину проплавления металлической ванны влияет скорость перемещения заготовки v относительно плазматрона. Скорость регулировали в пределах 0...25 мм/мин. При увеличении скорости движения заготовки глубина проплавления уменьшается (рис. 4). При скорости 5 мм/мин и токе плазменной дуги 500 А глубина проплавления поверхностного слоя может достигать 12 мм, а при скорости 25 мм/мин и том же токе – 6 мм.

Для наплавки по всей ширине медной плиты (120 мм) производили колебательные движения плазматрона с амплитудой 60 мм и частотой 2 мин⁻¹. С применением колебаний с амплитудой 60 мм минимальное значение тока, при котором возможно

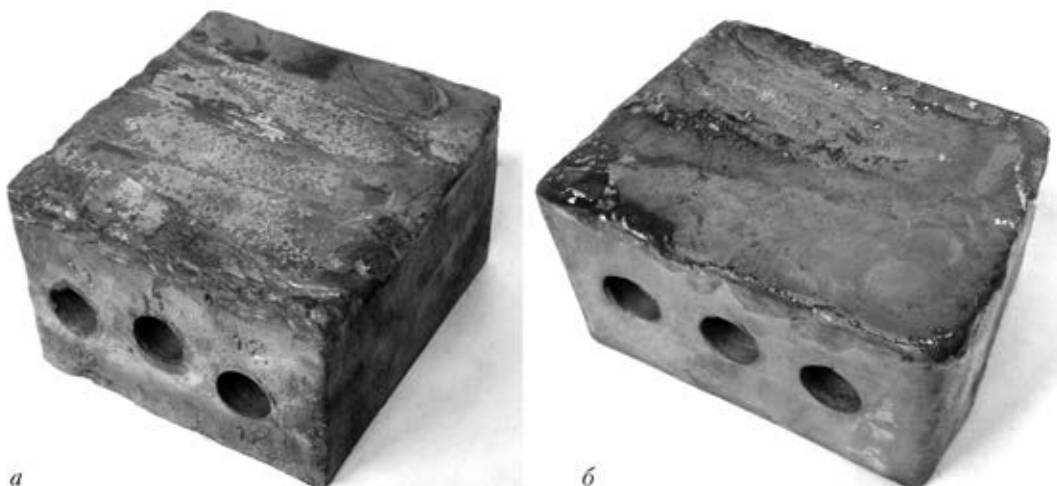


Рис. 6. Внешний вид восстановленного (а) и упрочненного (б) поверхностного слоя модели медного кристаллизатора МНЛЗ

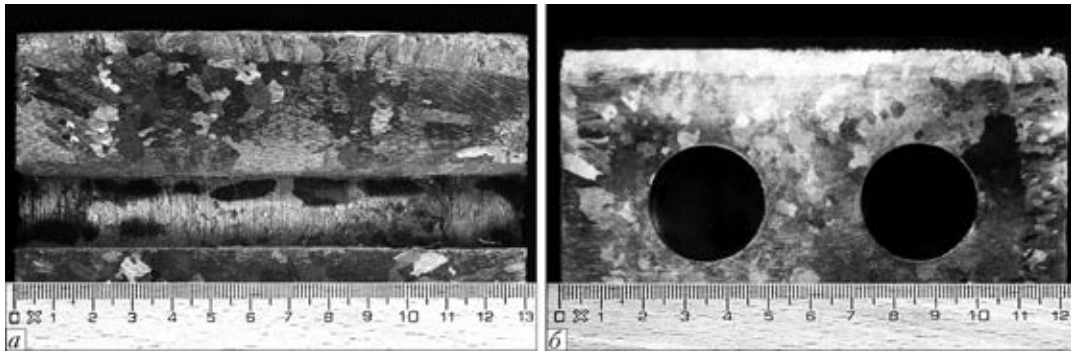


Рис. 7. Макрошлиф восстановленного (а) и упрочненного (б) поверхностного слоя модели медного кристаллизатора МНЛЗ

расплавление основы без перемещения заготовки (медной плиты), увеличивается от 250 до 300 А. Это происходит вследствие рассредоточения теплового потока от плазменной дуги и интенсивного теплообмена. Минимальное значение тока, при котором используются перемещение и колебательное движение, увеличивается до 350 А.

Выбор плазмообразующего газа определяется его физико-химическими свойствами, особенно такими, как теплопроводность, теплоемкость. В качестве плазмообразующего газа при наплавке применяется аргон и аргоно-гелиевая смесь, способствующие достижению наиболее высокой температуры плазмы при наименьших значениях напряжения дуги, энергии, подводимой к дуге, и коэффициента использования ее на нагрев газов.

Применение аргоно-гелиевой смеси в качестве плазмообразующего газа является более эффективным по сравнению с чистым аргоном, т. к. теплоемкость гелия при 1200 °С составляет 63, а аргона — 11,6 кДж/г.

Глубина проплавления существенно увеличивается при использовании аргоно-гелиевой смеси (30 % He) от 10 до 13 мм при значении тока 500 А и скорости движения 10 мм/мин. В случае использования аргоно-гелиевой смеси с содержанием гелия 50 % при тех же режимах глубина проплавления возрастает до 15 мм (рис. 5).

Таким образом, возрастание расхода гелия в аргоно-гелиевой смеси значительно повышает эффективность процесса наплавки. Изменение от 1 до $2,5 \cdot 10^{-4}$ м³/с позволяет увеличить глубину про-

плавления, а следовательно, и скорость наплавки в 1,5 раза.

Приемлемый расход аргоно-гелиевой смеси составляет $(2...5) \cdot 10^{-4}$ м³/с. При расходе аргоно-гелиевой смеси выше $5 \cdot 10^{-4}$ м³/с глубина проплавления изменяется незначительно.

Увеличение длины плазменной дуги приводит к повышению ее мощности в результате роста напряжения при постоянном токе. Однако плотность теплового потока уменьшается вследствие расширения плазменной дуги по мере увеличения расстояния от среза сопла плазмотрона.

Уменьшение длины плазменной дуги от 5 до $2,5 \cdot 10^{-2}$ м приводит к увеличению глубины проплавления, но количество расплавленного металла при этом уменьшается, что можно объяснить уменьшением площади пятна нагрева.

В результате проведенных экспериментов были восстановлены и упрочнены поверхности моделей медных плит кристаллизаторов (рис. 6), из которых вырезаны продольные и поперечные темплеты. На указанных образцах проведены металлографические исследования.

Из вырезанных темплетов изготовили макрошлифы (рис. 7). На поперечных темплетах видно, что в зоне сплавления металл плотный, трещин, пор и других дефектов не обнаружено.

Геометрические размеры жидкой ванны (глубину проплавления) определяли на макрошлифах, изготовленных из темплетов. С учетом размеров жидкой ванны рассчитывали массу расплавленного металла, параметры наплавленного слоя, удельный расход электрической энергии.

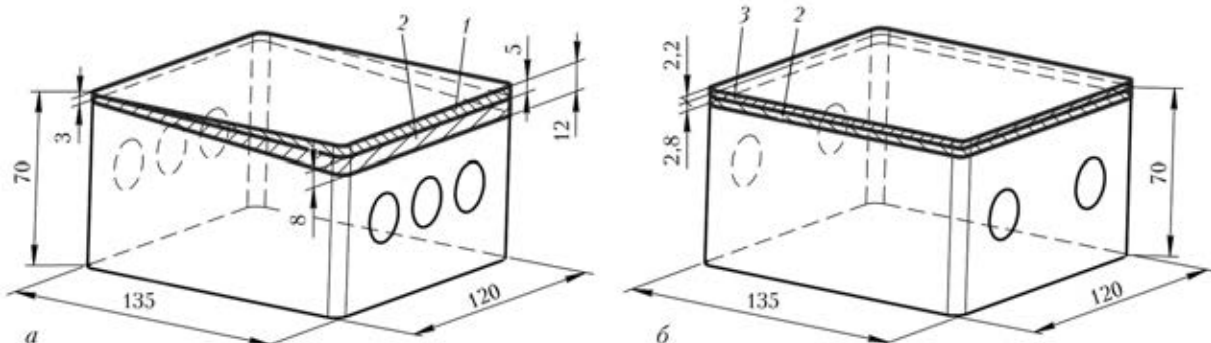


Рис. 8. Схема восстановленного (а) и упрочненного (б) поверхностного слоя медных моделей кристаллизаторов МНЛЗ: 1 — восстановленный слой; 2 — глубина проплавления; 3 — наплавленный слой



На рис. 8, а показан восстановленный поверхностный слой кристаллизатора на рабочей поверхности которого был смоделирован износ, составляющий в нижней части и в углах до 5 мм.

В результате экспериментов по восстановлению поверхностного слоя восстановлен слой до 5 мм с различной глубиной проплавления (от 3 до 8 мм), которая зависела от технологических параметров процесса наплавки и геометрических размеров детали, включая износ на поверхности.

На рис. 8, б показана схема наплавки упрочненного различными лигатурами (CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CuTi, CuAg, CuCr, CuCrZr) поверхностного слоя. Высота наплавленного слоя 2,2 мм с глубиной проплавления 2,8 мм, что позволило получить 5 мм упрочненного слоя. Таким образом, толщина кристаллизатора увеличилась от 70,0 до 72,2 мм.

Выводы

1. Определены минимальное значение тока I , при котором происходит проплавление поверхности основы и образуется ванна жидкого металла, включая скорость перемещения заготовки и колебательные движения (350 А), приемлемая скорость наплавки (10 мм/мин), вид плазмообразующего газа (аргоно-гелиевая смесь с содержанием гелия 30...50 %) и приемлемый расход аргоно-гелиевой смеси $(2...5) \cdot 10^{-4} \text{ м}^3/\text{с}$.

2. Устаеновлено, что уменьшение длины плазменной дуги от 5 до $2,5 \cdot 10^{-2}$ м приводит к увели-

чению глубины проплавления, но количество расплавленного металла при этом уменьшается.

3. Изменяя технологические параметры процесса наплавки можно управлять размерами жидкой металлической ванны.

1. Смирнов А. Н. 50 лет непрерывной разливке стали в Украине // Металл и литье Украины. — Донецк, 2010. — С. 3–8.
2. Пат. 2333087 РФ, МПК В 23 Р 006/00, В 23 Н 009/00, В 22 D0 11/059. Способ восстановления рабочих стенок кристаллизатора из меди или ее сплавов / А. А. Киричков, Ю. А. Данилин, Е. М. Файншмидт и др. — Опубл. 10.09.2008; Бюл. № 25.
3. Производство медных стенок кристаллизаторов для МНЛЗ // <http://mlu.com.ua/pub/32-proizvodstvo-mednyx-stenok-kristalizatorov-dlya.html>.
4. Причины разрушения и способы упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ / В.Г. Кожемякин, В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев и др. // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 4. — С 37–45.
5. Особенности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя заготовок из металлов с высокой теплопроводностью / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, М. И. Таранов, А. А. Куранов // Спец. электрометаллургия. — 1984. — Вып. 55. — С. 80–85.
6. Некоторые закономерности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя плоских заготовок / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, В. К. Кедрин, М. И. Таранов // Там же. — 1981. — Вып. 47. — С. 101–106.
7. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Л. В. Буланов, Л. Г. Корзунин, Е. П. Парфенов и др. — Екатеринбург: УЦПРР «Марат», 2003. — 320 с.
8. Гладкий П. В., Переплетчиков Е. Ф., Рябцев И. А. Плазменная наплавка. — Киев: Экотехнология, 2007. — 292 с.
9. Соснин Н. А., Ермаков С. А., Тополянский П. А. Плазменные технологии. Сварка, нанесение покрытий, упрочнение. — М.: Машиностроение, 2008. — 406 с.

Investigated was the effect of technological conditions on depth of penetration of surface layer of model of copper plate of the machine for continuous casting of billets (MCCB). During experiments the current, speed of billet displacement, frequency of oscillation of plasmatrions, amplitude of oscillations of plasmatrions, consumption and composition of plasma-forming gas, distance from nozzle cut up to the product were changed. Determined were the least value of plasma arc current during melting with billet displacement and oscillating movement of plasmatron; surfacing speed at which the quality surfaced layer is formed; composition and consumption of plasma-forming gas; effect of length of plasma arc on depth of penetration of surface layer of model of the MCCB mould copper plate, It was shown that the plasma-arc technology allows restoring the worn-out surface layer of billets. Technology of plasma-arc refining of surface with application of alloying and modifying fillers makes it possible to add the more wear-resistant material into the surface layer of the MCCB mould copper plate. Technological conditions of experiments and results of metallographic examinations are given. 9 Ref., 8 Figures.

Key words: mould; plasma-arc surfacing; machine for continuous casting of billets; restoration; hardening; surface layer alloying; technological conditions; plasma-arc refining of surface; depth of penetration

Поступила 04.12.2014



XIII Всеукраинская научно-практическая конференция «СПЕЦИАЛЬНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: ВЧЕРА, СЕГОДНЯ, ЗАВТРА»

Киев, НТУУ «КПИ», 21 апреля 2015 г.

Михаленков Константин Викторович, тел.: (093) 478-19-61,
Рыбак Вячеслав Николаевич, тел.: (067) 918-64-76
E-mail: admin@fhotm.kpi.ua



ПОДАВЛЕНИЕ ЛИКВАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В КРУПНЫХ СЛИТКАХ

В. А. Шаповалов, Г. М. Григоренко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрена проблема зональной ликвации в крупных слитках. Показано, что технология выплавки крупных слитков постоянно совершенствуется. Используется целый арсенал способов и технологий для борьбы с ликвационными процессами: подогрев головной части слитка, ПЭШО, двухконтурная схема ЭШП, плазменно-дуговые и электронно-лучевые технологии. Тем не менее, кардинального решения проблемы пока нет. Показано, что ликвация возникает из-за различной концентрации компонентов сплава в твердой и жидкой фазах и описывается коэффициентом распределения. Проанализировано изменение коэффициента распределения в зависимости от скорости кристаллизации ванны или локального времени кристаллизации (ЛВК). Показано, что значение коэффициента распределения при определенных условиях может достигать единицы. Предложен новый подход к подавлению ликвационных процессов, заключающийся в регулировании ЛВК. На наплавляемой поверхности создаются одна или несколько локальных металлических ванн, которые перемещаются по поверхности с заданной скоростью. Регулирование скорости перемещения ванн позволяет эффективно изменять скорость кристаллизации и ЛВК. При такой технологии слиток формируется слой за слоем. Проверка способа в лабораторных условиях показала возможность реализации предлагаемого решения. Приведены результаты макро- и микроструктурных исследований образцов и результаты некоторых механических испытаний. Библиогр. 13, ил. 8.

Ключевые слова: ликвация; крупный слиток; локальное время кристаллизации; скорость кристаллизации; локальная металлическая ванна; процессы специальной электрометаллургии

В связи со все увеличивающимися габаритами изделий для традиционной и атомной энергетики, металлургического и нефтехимического машиностроения, а также военно-промышленного комплекса возрастают потребности в крупных и сверхкрупных высококачественных слитках и кузнечных заготовках.

В настоящее время масса кузнечной поковки, а также слитка, из которого она изготавливается, может составлять несколько сотен тонн. На мировом рынке отмечен спрос на крупнотоннажные поковки, произведенные из слитков массой 100...200 т, а также на уникальные поковки из слитков 300 и 400 т. Основные производители слитков Японии и Кореи уже осваивают производство сверхкрупных поковок из слитков массой до 650 т [1].

Существует много способов отливки слитков в изложницу (однократная и порционная отливка, различные виды подпитки), переплавных процессов: электронно-лучевой (ЭЛП), вакуумно-дуговой (ВДП), плазменно-дуговой (ПДП) и электрошлаковый (ЭШП), а также различные виды укрупнения слитка (ЭШС, ЭШН и др.). Каждому из этих способов присущи недостатки и ограничения.

Выбор того или иного способа зависит прежде всего от требований, предъявляемых к качеству слитка.

Качество слитка определяется наличием или отсутствием некоторого количества специфических дефектов. При этом оно находится в прямой зависимости от массы — с увеличением поперечного сечения и массы резко ухудшается. Растет осевая пористость и объем усадочной раковины. Существенно изменяется распределение эндогенных и экзогенных включений. Включения могут укрупняться и скапливаться в отдельных зонах слитка, что приводит к грубому изменению характеристик металла по сечению слитка. Неметаллические включения могут способствовать снижению предела текучести, в то время как сегрегация элементов может влиять на все физические свойства.

Для обеспечения соответствующих свойств и особенно равномерной структуры по всему поперечному сечению в последующих переделах приходится использовать только часть слитка, что снижает выход годного. Однако и эта пригодная часть с удовлетворительными свойствами в процентном отношении уменьшается с увеличением размера слитка. Поэтому все существующие и вновь разрабатываемые способы получения крупных (16 т и более) слитков



направлены на повышение химической и структурной однородности, увеличение выхода годного.

Основные сложности при получении крупных слитков вызваны процессами, протекающими при кристаллизации, и в первую очередь ликвационными, получающими все большее развитие при увеличении диаметра слитка, а следовательно, и объема металлической ванны. Ликвация — это неоднородность химического состава, возникающая при его кристаллизации.

Существуют дендритная и зональная виды ликвации.

Последствия дендритной ликвации для сплавов заключаются в уменьшении коррозионной стойкости; понижении пластичности; образовании строчечной структуры при обработке давлением; понижении температуры солидуса, опасности оплавления границ зерна при термообработке; нестабильности структуры и свойств металла во времени.

Зональная ликвация бывает прямая, обратная, карбидная, внеосевая (шнуровая), пятнистая, гравитационная и т.д.

Неоднородность возникает вследствие различной растворимости компонентов сплава и примесей в твердой и жидкой (остаточном растворе) фазах. Растворимость того или иного элемента характеризуется коэффициентом распределения K , определяемого в равновесном состоянии. В реальных условиях необходимо применять эффективный коэффициент распределения (рис. 1) [2, 3], который можно вычислить по формуле

$$K = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^{-f\delta/D}}$$

где f — скорость кристаллизации, см/с; δ — толщина диффузионного слоя, прилегающего к фронту кристаллизации и обогащенного (обедненного) примесью, см; D — коэффициент диффузии примеси, см²/с.

Как видно из формулы, одним из основных параметров, влияющих на значение эффективного коэффициента распределения, является скорость кристаллизации, которая с увеличением массы слитка снижается.

В результате теоретических и экспериментальных исследований, проведенных различными авторами, определены также основные зависимости: времени полного затвердевания от радиуса слитка $\tau = 1,8 \cdot 10^{-3} R^2$; толщины закристаллизованного слоя от времени $s = kt^{1/2}$ (где $k = 0,25 \dots 0,4$ см/с^{1/2}); скорости затвердевания от времени — $f = 1/2kt^{-1/2}$ см/с [4]. Вначале толщина закристаллизованного слоя растет достаточно быстро, а затем рост существенно замедляется (рис. 2). Причиной снижения скорости затвердевания является возрастание теплового сопротивления слоя затвердевшего металла, в то время как при приращении каждого нового слоя необходимо не только отводить теплоту, связанную с перегревом жидкого металла над точкой солидуса, но и скрытую теплоту кристаллизации. Теплота кристаллизации имеет очень большое абсолютное значение. Она эквивалентна количеству теплоты,

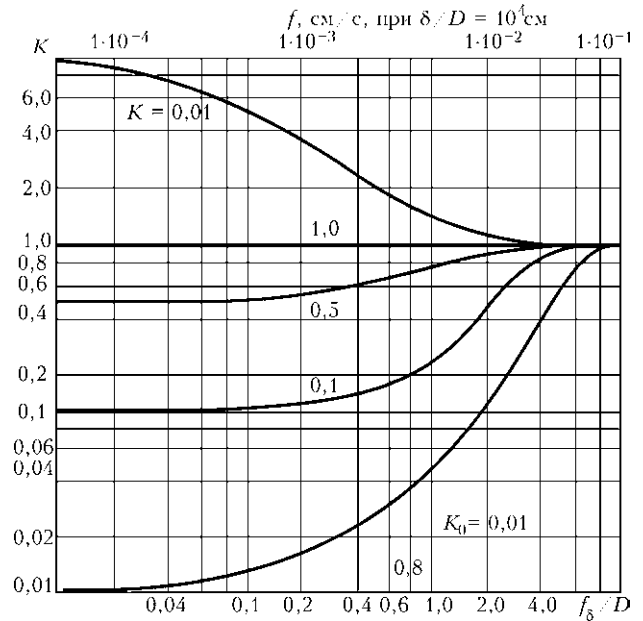


Рис. 1. Зависимость эффективного коэффициента распределения K от приведенной скорости v перемещения границы закристаллизованного металла

необходимой для перегрева металла выше температуры плавления примерно на 180 °С.

С течением времени наступает момент, когда металл, находящийся в центральной области слитка, пребывает чрезвычайно долго в жидком состоянии. Между жидкой и твердой фазами устанавливается состояние, которое можно характеризовать как квазиравновесное, что приводит к усилению ликвации [4].

Таким образом, основной причиной ликвации является ухудшение условий отвода тепла с увеличением толщины закристаллизованного слоя и развитие на границе твердое тело–жидкость диффузионных явлений переноса компонентов сплава и примесей.

С учетом неодинаковой скорости кристаллизации различных частей слитка в работе [5] предложено использовать специальный параметр, характеризующий процесс кристаллизации слитка — локальное время кристаллизации (ЛВК), которое, чем короче, тем меньше неоднородность того или иного участка слитка.

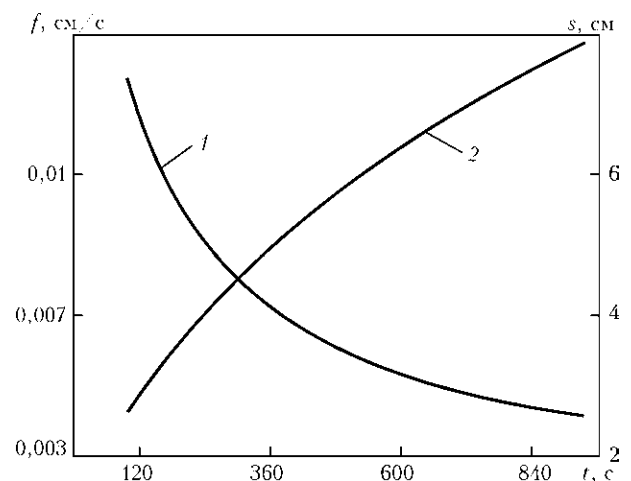


Рис. 2. Изменение скорости кристаллизации (1) и толщины s закристаллизованного слоя (2) во времени



Существуют различные технические решения частичного ослабления ликвации и устранения кристаллизационных дефектов в центральной и головной частях слитка. Принципиально они связаны с подогревом открытой поверхности ванны слитка и ее подпиткой. Для слитков, закристаллизовавшихся в изложнице, — это наведение покровного шлака, подогрев шлака термическими смесями или электроподогрев.

Большие надежды металлургов по уменьшению ликвации в крупных слитках были связаны с освоением вакуумно-дугового (ВДП), электрошлакового (ЭШП), плазменно-дугового (ПДП) и электронно-лучевого (ЭЛП) переплава. Эти способы демонстрировали хорошие результаты при выплавке слитков сравнительно небольшого диаметра. С увеличением развеса (диаметра) слитков эффективность переплавных процессов в классическом исполнении практически сводилась к нулю. С превышением радиуса слитка некоторого критического значения в слитке проявлялись ликвационные явления, характерные для крупных слитков обычной выплавки из-за ухудшения отвода тепла.

Одним из способов управления процессом кристаллизации металла можно считать разработанную в ИЭС им. Е. О. Патона порционную электрошлаковую отливку (ПЭШО) [6], основной отличительной особенностью которой является заливка металла в изложницу отдельными порциями. Каждая порция обрабатывается отдельно с помощью электрошлакового процесса. С учетом особенностей процесса кристаллизация происходит не одновременно во всем объеме изложницы, а частями — порциями. Однако с каждой новой порцией заливаемого металла снижается скорость его кристаллизации и увеличивается глубина ванны. Качество металла слитка, полученного способом ПЭШО, лучше, чем металла слитков, получаемых обычной разливкой, происходит снижение уровня зональной ликвации, но полностью при отливке крупных слитков она не устраняется.

Среди слитков, получаемых переплавными способами специальной электрометаллургии, отметим ЭЛП с изменяемой интенсивностью обогрева зеркала металлической ванны, также разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона [7]. Мощность источника нагрева (электронного луча), обеспечивающего обогрев ванны, циклически колеблется от минимального до номинального значения. Кроме того,

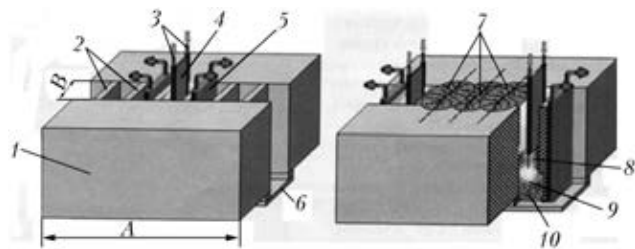


Рис. 3. Схема многопроходной электрошлаковой сварки: 1 — свариваемая деталь; 2 — формирующие вставки; 3 — электродные проволоки; 4 — плавящийся мунштук; 5 — водоохлаждаемое устройство; 6 — входной карман; 7 — сварные швы; 8 — шлаковая ванна; 9 — металлическая ванна; 10 — наплавленный металл; А — толщина свариваемого металла; В — сварочный зазор

распределение мощности, передаваемой металлу пучком электронов, неравномерно по площади поперечного сечения металлической ванны. У стенки кристаллизатора она выше. При снижении мощности обогрева в центре ванны металл в этой части слитка полностью затвердевает, а у стенок кристаллизатора остается в жидком состоянии. Площадь зеркала такой металлической ванны меньше площади поперечного сечения слитка. Процессы кристаллизации протекают в ней интенсивнее.

На следующем этапе мощность источника нагрева повышают и подогревают тонкий поверхностный слой затвердевшего в центральной части металла. После этого заливают очередную порцию жидкого металла из промежуточной емкости с образованием общей металлической ванны. Затем процесс модуляции мощности и заливки очередной порции повторяется. По сути, мы имеем дело с усовершенствованным способом порционной отливки, протекающим в водоохлаждаемом кристаллизаторе, — дифференциальным обогревом зеркала металлической ванны.

Для подавления ликвационных процессов в выплавляемом слитке необходимо, чтобы металл кристаллизовался с высокой скоростью из сравнительно небольших объемов жидкости. Требовалось поддерживать в металлической ванне высокий температурный градиент, который был тем выше, чем мельче ванна. Существуют технологические схемы, в которых площадь сечения сварного шва крупных изделий с большим поперечным сечением (рис. 3) и крупного слитка (рис. 4) разбивают на части [8–11], кристаллизующиеся последовательно одна за другой. И если многопроходная электрошлаковая сварка при соединении металла большой толщины используется как средство получения одинаковых значений прочности сварного соединения и прочности основного металла без проведения последующей высокотемпературной обработки, то многослойную кольцевую электрошлаковую наплавку можно применять для повышения однородности структуры крупного слитка. Существенными недостатками такой схемы получения крупных слитков способом

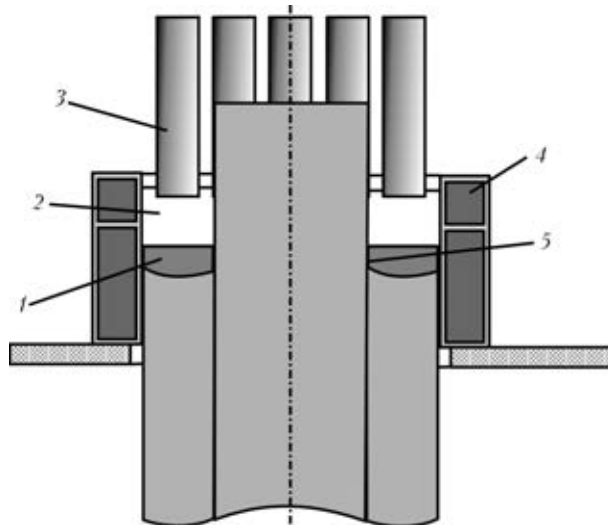


Рис. 4. Схема укрупнения слитков способом ЭШН в подвижном коротком кристаллизаторе: 1 — металлическая ванна; 2 — шлаковая ванна; 3 — расходные электроды; 4 — кристаллизатор; 5 — слиток

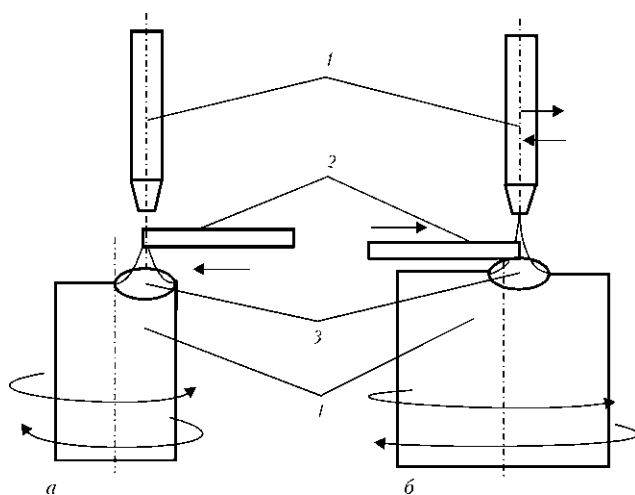


Рис. 5. Схема получения крупного монокристалла способом послойной кристаллизации: *а* – вращающийся монокристалл и неподвижный плазматрон; *б* – вращающийся монокристалл и сканирующий плазматрон; 1 – плазматрон; 2 – поликристаллический пруток; 3 – ванна; 4 – монокристалл

ЭШН являются малый диапазон изменения ЛВК и необходимость применения нескольких типоразмеров кристаллизаторов в соответствии с требуемым количеством слоев, многократной их сменой в процессе выплавки одного слитка. В промышленных условиях целесообразно иметь один агрегат, в котором сразу получают готовый крупный слиток.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан и успешно применяется способ получения крупных монокристаллов тугоплавких металлов, в котором металлическая ванна занимает лишь небольшую часть поперечного сечения слитка [12, 13]. При перемещении ванны с небольшой скоростью по наращиваемой поверхности слой за слоем формируются слиток – монокристалл необходимой формы (рис. 5). Такой подход следует использовать и для получения крупных слитков из стали и специальных сплавов. Мелкая локальная ванна, перемещаемая с большой скоростью по заданной программе в плоскости, позволит существенно подавить ликвационные процессы в крупном слитке.

Экспериментальная проверка предлагаемого способа формирования крупного слитка осуществлена в лабораторных условиях. На полученных образцах из низкоуглеродистой стали оценивали однородность структуры слитка и качество соединения слоев. На рис. 6 приведены макроструктура металла слитка и схема расположения слоев. При визуальном изучении шлифа можно сделать вывод о хорошем соединении слоев и практически однородной структуре.

Результаты микроструктурных исследований с различным увеличением показаны на рис. 7. Структура слитка однородная и мелкозернистая. Размер зерна оценивается на уровне баллов 9–10.

Металл слитка подвергали механическим испытаниям. Для этого вырезали образцы таким образом, чтобы наращиваемые слои располагались перпендикулярно оси образца. Характер разрушения свидетельствует об однородности металла по всей длине образцов (рис. 8).

Уровень пластической деформации соответствует стандартным требованиям для данного материала.

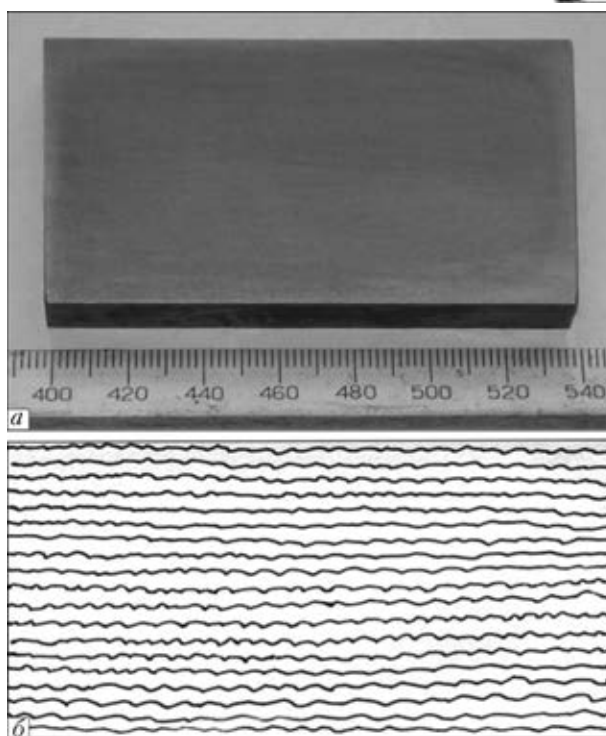


Рис. 6. Макроструктура слитка (*а*) и схема расположения слоев (*б*); скорость перемещения локальной металлической ванны составила 3 мм/с при толщине наплавляемых слоев 3 мм

Таким образом, исследование образцов, полученных путем послойного формирования из локальной металлической ванны со скоростью кристаллизации, в 5...10 раз превышающей скорость, харак-

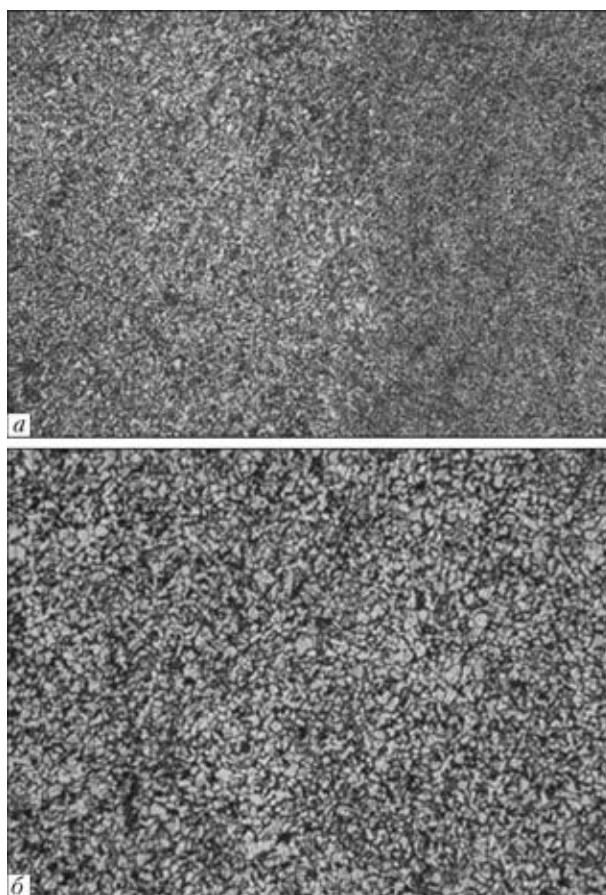


Рис. 7. Микроструктура образцов: *а* – $\times 100$; *б* – $\times 400$

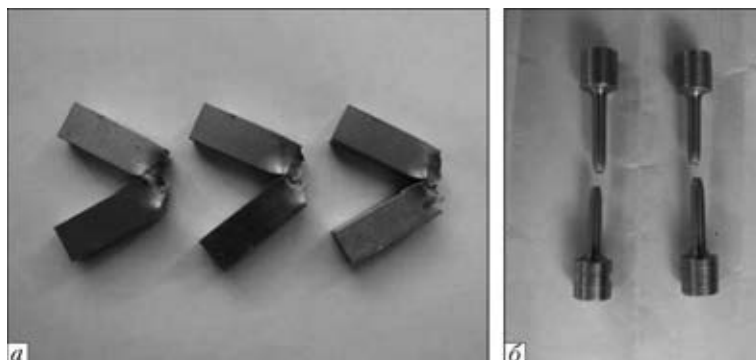


Рис. 8. Образцы после испытания на ударную вязкость (а) и на разрыв (б)

терную для переплавных процессов, подтвердили состоятельность выдвигаемой авторами идеи о формировании крупных слитков из локальной металлической ванны. Авторы продолжают работу в данном направлении и надеются, что предлагаемый подход при его реализации в промышленном масштабе позволит полностью подавить ликвационные процессы и исключить дефекты в головной части крупного слитка, получить слиток с однородной структурой, не зависящей от масштабного фактора в любом сечении.

Выводы

1. Проблема ликвации в крупных слитках частично решена с помощью ЭШТ, ЭЛТ и ПДТ.

2. Предложен новый подход к подавлению ликвационных процессов, который заключается в регулировании ЛВК путем организации на наплавляемой поверхности локальной металлической ванны и регулировании скорости ее перемещения. При этом слиток формируется слой за слоем.

3. Выполнена в лабораторных условиях экспериментальная проверка предлагаемого подхода. В результате механических испытаний образцов и макроструктурных исследований показано, что структура полученного металла является однородной, а размер зерна оценивается на уровне 9–10 балла.

1. *Отчет* о мировом форуме производителей крупных поковок (Сантандер, Испания, 3–7 нояб. 2008). – Сантандер, 2008. – С. 11–19.

2. *Технология* полупроводниковых материалов / Под ред. Г. Бриджерса, Дж. Скаффа, Дж. Шайва, Ф. Бионди. – М.: Оборонгиз, 1961. – 314 с.

3. *Флемингс М.* Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 424 с.

4. *Нехензи Ю. А.* Стальное литье. – М.: ГИИТЛ по черной и цветной металлургии, 1948. – 766 с.

5. *Митчел А., Бэлэнштайн А. С.* Факторы, влияющие на температуру и кристаллизацию слитков при ЭШП // *Электрошлаковый переплав.* – 1985. – Вып. 6. – С. 192–198.

6. *Медовар Б. И., Цыкуленко А. К., Медовар Л. Б.* Электрошлаковые процессы без расходуемых электродов // *Пробл. спец. электрометаллургии.* – 1997. – № 2. – С. 12–16.

7. *Электронно-лучевая* плавка титана / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, Г. В. Жук. – Киев: Наук. думка, 2006. – 248 с.

8. *Соединение* металла большой толщины многопроходной электрошлаковой сваркой / К. А. Ющенко, С. М. Козулин, И. И. Лычко, М. Г. Козулин // *Автомат. сварка.* – 2014. – № 9. – С. 32–35.

9. *Цыкуленко А. К., Лацман И. А., Медовар Л. Б.* Двухконтурная схема электрошлакового переплава // *Пробл. спец. электрометаллургии.* – 2000. – № 3. – С. 16–20.

10. *Новый* технологический процесс получения сверхкрупных стальных слитков способом ЭШН ЖМ / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко и др. // *Современ. электрометаллургия.* – 2007. – № 1. – С. 3–7.

11. *Электрошлаковая* технология получения крупных кузнечных слитков / Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. П. Стовпченко и др. // *Там же.* – 2010. – № 3. – С. 5–10.

12. *Крупные* плоские монокристаллы вольфрама и молибдена и способы их получения / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, В. В. Жолудь, С. Т. Боримская // *Сб. докл. 7-го междунар. симпозиума «Чистые металлы».* – Харьков, 2001. – С. 39–42.

13. *Ориентированные* монокристаллы вольфрама: получение, исследование и применение / В. А. Шаповалов, Ю. В. Латаш, С. Т. Боримская, В. В. Жолудь // *Металлы.* – 2001. – № 1. – С. 60–64.

The problem of zonal liquation in large ingots was considered. It is shown that the technology of melting of large ingots is continuously updated. A whole arsenal of methods and technologies is used for prevention of liquation processes: preheating of ingot head part; PEST, double-circuit scheme of ESR, plasma-arc and electron beam technologies. Nevertheless, there are no a cardinal solution of this problem. It was shown that liquation is occurred due to different concentration of alloy components in solid and liquid phases and described by a distribution coefficient. The change of the distribution coefficients was analyzed depending on the rate of pool solidification or a local time of solidification (LTS). It was shown that the value of distribution coefficient can reach a unity under certain conditions. A new approach has been suggested to suppress the liquation processes, consisting in LTS control. One or several local metal pools are created on the surface being melted, which are moved over the surface at a preset speed. The control of speed of pools movement can change effectively the rate of solidification and LTS. At such technology the ingot is layer-by-layer formed. The method testing under laboratory conditions showed the feasibility of realizing of the offered solution. The results of macro-and microstructural examinations of specimens and results of some mechanical tests are given. 13 Ref., 8 Figures.

Key words: liquation; large ingot; local time of solidification; solidification rate; local metal pool; processes of special electrometallurgy

Поступила 25.12.2014



УДК 621.791.92:526.001.4

ТЕРМИЧЕСКАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕПЛОЗАЩИТНОГО ПОКРЫТИЯ НА МОНОКРИСТАЛЬНОЙ ЛОПАТКЕ ПОСЛЕ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ТОРЦА ПЕРА НАПЛАВКОЙ TIG

А. Ф. Белявин, В. В. Куренкова, Д. А. Федотов

ООО «Патон Турбайн Технолоджис».
03028, г. Киев, ул. Ракетная, 26. E-mail: vkurenkova@patontt.com

Оценивали циклическую долговечность теплозащитного покрытия $ZrO_2-Y_2O_3$ на кобальтовом сплаве PWA 795, применяемом в качестве наплавляемого материала при восстановлении поврежденного торца пера рабочей лопатки наземной ГТД, изготовленной из монокристалльного сплава CMSX-4. Установлено, что после 300 термоциклов печных циклических испытаний теплозащитное покрытие, нанесенное на материал наплавки, имеет больший запас долговечности, чем покрытие на базовом сплаве. При длительном высокотемпературном воздействии происходит изменение химического состава связующего покрытия $NiCoCrAlY$ в сторону $CoNiCrAlY$, что вносит положительный эффект в повышение структурной стабильности системы, замедляя таким образом процесс высокотемпературного окисления и деградации теплозащитных покрытий, а скорость роста TGO снижается на 30 % по сравнению с базовым сплавом. Подтверждено положительное влияние микролегирования активным компонентом (гафнием) наплавляемого сплава на улучшение адгезионной прочности TGO и связующего слоя. Библиогр. 20, табл. 2, ил. 12.

Ключевые слова: монокристалльный сплав; наплавка; теплозащитное покрытие; TGO; зона обезлеги-рования; микролегирование; подавление волнистости; модифицирование; зернограничное упрочнение

Надежность и ресурс газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинной установки (ГТУ) определяются работоспособностью таких максимально нагруженных конструктивных элементов, как вращающиеся рабочие лопатки первой ступени турбин. Сегодня максимальная рабочая температура газового потока на входе в турбину составляет 1400... 1600 °С. Рабочие лопатки противостоят не только механическим нагрузкам, но одновременно и высокотемпературному окислительному воздействию газовой атмосферы.

В настоящее время эффективность работы евро-турбинной установки (250 МВт) составляет 38 %, а ГТУ (375 МВт) — 40 % в работающем открытом цикле (или ГТУ (570 МВт) — 60 % в комбинированном цикле) [1, 2].

Последние 20 лет основное развитие турбостроения направлено на увеличение эффективности работы газотурбинных установок и достижение КПД свыше 50 % в результате повышения температуры газа на входе в турбину. Для этого требуется улучшение качества базовых материалов и развитие более сложного внутреннего и внешнего охлаждения теплонагруженных компонентов ГТД. Одной из основных задач является увеличение долговечности работы компонентов турбин путем создания новых материалов и систем защитных покрытий, а также разработки технологий восстановительного ремонта

рабочих лопаток после выработанного ресурса ГТД и ГТУ.

Рабочие лопатки ГТУ, изготовленные из никелевых суперсплавов, в процессе эксплуатации подвергаются высокотемпературному коррозионно-эрозионному и термоусталостному воздействию. Для ремонта дорогостоящих изделий применяют различные технологии по устранению эксплуатационных дефектов и восстановлению структуры базового сплава [2]. Нанесение теплозащитных покрытий (ТЗП) является финишным этапом процесса восстановления лопаток после их эксплуатации.

Применение ТЗП на рабочих лопатках является одним из путей улучшения эксплуатационной долговечности теплонагруженных изделий и более эффективной работы газотурбинных установок. В комбинации с внутренним пленочным охлаждением ТЗП обеспечивают не только снижение температуры подложки, но и изолируют изделия от воздействия газовой среды и, следовательно, позволяют повысить температуру газа на входе в турбину, снизить массу охлаждающего воздушного потока.

В ООО «Патон Турбайн Технолоджис» успешно апробирована технология восстановления способом наплавки TIG торца пера рабочей лопатки [3]. На последнем этапе восстановительного ремонта на лопатку из монокристалльного сплава способом электронно-лучевого осаждения (EB PVD) нанесли ТЗП с металлическим связующим подслоем.

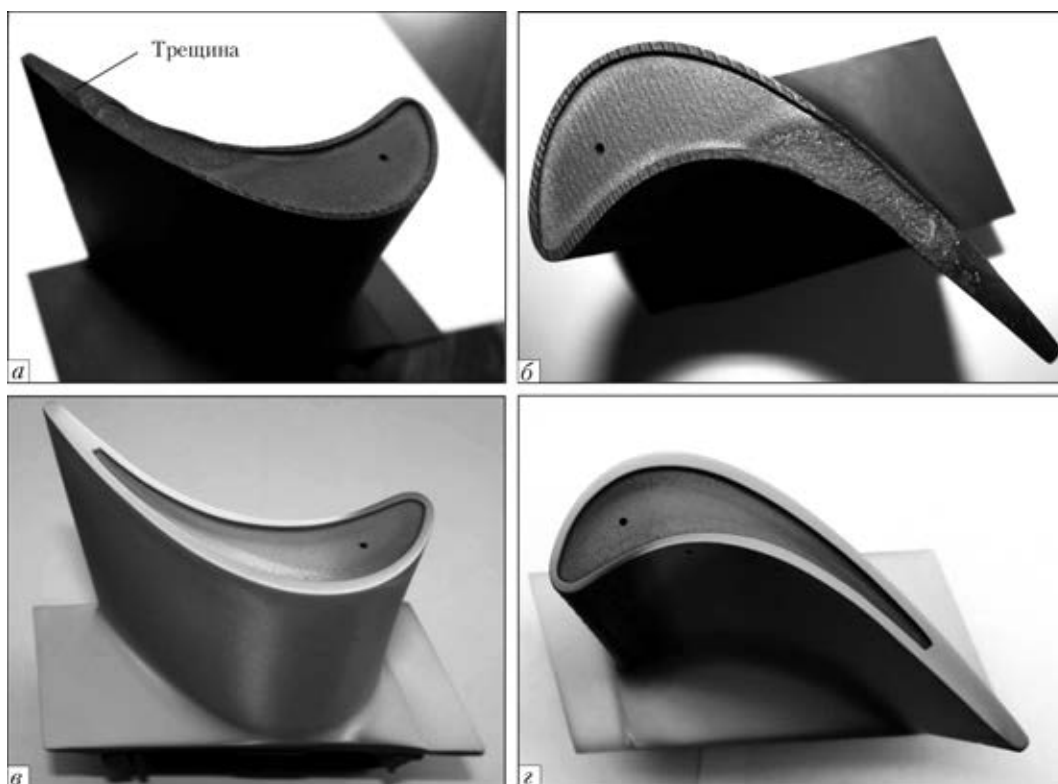


Рис. 1. Общий вид рабочей лопатки ТВД ГТД после эксплуатации (а, б) и комплексного восстановительного ремонта (в, з)

Окисление связующего слоя при высокой температуре является процессом, определяющим долговечность ТЗП современных газотурбинных установок. Долговечность ТЗП, полученных с использованием EB PVD с общепринятым подслоем MeCrAlY и сформированной защитной пленкой $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, определяется составом металлического подслоя, критической толщиной термически выращенного оксидного слоя — TGO, скоростью зарождения и распространения трещины на межфазной границе, микроскопическими повреждениями (отслоением) керамического слоя и т. д. Существенное влияние оказывает также скорость роста оксидной пленки и ее адгезия со связующим слоем ТЗП при теплосменах.

Основная задача исследований заключалась в определении работоспособности восстановленной рабочей лопатки с ТЗП и сравнительной оценке ее термоциклической долговечности на базовом монокристаллическом сплаве, а также на материале, наплавленном на торец лопатки.

Материалы и методы исследований. Исследования проводили на рабочих лопатках первой ступени наземного ГТД после неустановленного срока эксплуатации. Детали изготовлены из монокристаллического сплава CMSX-4, мас. %: Ni-9Co-6,5Cr-6,0W-0,6Mo-6,5Ta-5,6Al-1,0Ti-3,0Re-0,1Hf. Одна из лопаток имела существенные повреждения торцевой части пера — уменьшение высоты пера вследствие износа «пояска», формирующего углубление торца, деградацию материала и трещину на торце пера (рис. 1, а). Данные дефекты были вызваны коррозионно-эрозионным воздействием газового потока и касанием торца пера лопатки о лабиринтное уплотнение турбины.

В процессе ремонта лопатки с использованием плоскошлифовального станка «HARIG 612» сняли поврежденный «поясок» торцевой части пера. Остатки покрытия удалили при помощи ручной шлифовки и воздушно-абразивной обработки с последующим проведением капиллярного контроля.

Восстановительную наплавку торца пера выполняли способом TIG с использованием присадочной проволоки PWA795F диаметром 0,7 мм и сварочного аппарата «HOBART 120». Многопроходный процесс осуществляли в импульсном режиме, а перемещение электрода — перпендикулярно основному направлению роста монокристаллической лопатки $\langle 001 \rangle$.

Формирование внешних поверхностей торца пера проводили на станке СШО-1 и плоскошлифовальном станке «HARIG 612». Внутреннюю поверхность формировали на электроэрозионном станке «HANSVEDT» с помощью электрода, повторяющего контуры углубления новой лопатки. Углубление торца лопатки после обработки составило 1,25 мм.

После капиллярного контроля (для выявления возможных дефектов наплавленных швов) на лопатку способом электронно-лучевого осаждения в вакууме наносили металлический связующий подслоем NiCoCrAlY. После дробеструйной и термической обработки на него осаждали керамическое покрытие $\text{ZrO}_2\text{-Y}_2\text{O}_3$ (рис. 2, б).

На первом этапе исследовали восстановленный наплавкой торец пера с ТЗП. На микрошлифах продольного сечения выходной кромки изучали исходную структуру металла наплавленного шва на предмет сплошности и кристаллизационных дефектов, а также морфологию межфазных границ. Анализировали структуру и адгезию связующего слоя на ремонтном участке, а также состояние керамического покрытия. Параллельно изучали структуру ТЗП,



сформированного на базовом материале лопатки, т.е. на сплаве CMSX-4 другой рабочей лопатки ГТД того же типа. Керамическое покрытие наносили в одной садке на обе лопатки, металлический связующий подслои на обеих лопатках имел аналогичный химический состав.

Шлифы образцов, вырезанные из лопаток до и после испытаний, исследовали на сканирующем электронном микроскопе SamScan-4; химический состав оценивали с применением энергодисперсионного анализатора ENERGY 200 (с программным обеспечением INCA). Микротвердость основного материала, связующего слоя, материала наплавки и межфазных границ измеряли на приборе «Micro-Duromat 4000E» при нагрузке 0,1...0,2 Н.

Восстановленные лопатки с ТЗП испытывали на воздухе в установке CM FURNACES Bloomfield-1710BL (с) по часовому циклу. Применяли нагрев до 1100 °С (5 мин) + выдержка при максимальной температуре (45 мин) + охлаждение до 50 °С (10 мин). При этом скорость нагрева/охлаждения составляла более 100 °С/мин. Температура испытаний соответствовала условиям работы лопаток в реальном двигателе.

Ввиду того, что рабочие лопатки имели относительно большой размер и обеспечить равномерный нагрев изделия в малой лабораторной установке было сложно, их распускали на сегменты. Испытывали три сегмента пера лопаток – торец (20 % торца пера по высоте), центральную (50 %), и корневую часть пера (80 %), а также сегмент, вырезанный из платформы. Образцы имели высоту 20 мм с сохранением полного профиля пера исходной лопатки.

Долговечность лопаток оценивали визуально по состоянию ТЗП на образцах в процессе проведения термоциклических испытаний. Основным критерием служило надежное сцепление ТЗП со связующим покрытием, т.е. отсутствие сколов керамического слоя. Образцы снимали с испытаний после

обнаружения на них скалывания керамического слоя (примерно 20 % общей площади образцов). Лопатки испытывали в течение 300 термоциклов (режим испытаний рабочих лопаток наземных турбин (47 МВт) от производителя).

В процессе испытаний изучали кинетику окисления связующего слоя и адгезию керамического покрытия при различных материалах подложки: базовом сплаве и материале ремонтной наплавленной зоны. Оценивали интенсивность деградации ТЗП и диффузионные процессы, протекающие на межфазных границах.

Экспериментальные результаты. На рис. 1, а, б показано состояние торца рабочей лопатки после эксплуатации и полного цикла восстановления. В процессе комплексного ремонта не только отреставрировали поврежденный торец лопатки, но и нанесли ТЗП для увеличения долговечности теплонагруженного изделия. Нанесение ТЗП с жаростойким связующим подслоем NiCoCrAlY является финишным этапом ремонта рабочих лопаток.

На этапе разработки восстановительного ремонта рабочих монокристаллических лопаток наземной турбины (45 МВт) выбрали и апробировали присадочный материал (сплав PWA 795) – для аргодуговой импульсной наплавки торца пера. Данный материал обеспечил высокую жаростойкость швам, наплавленным способом TIG на монокристаллическом сплаве при высокотемпературных термоциклических испытаниях [3]. Его химический состав соответствует следующей композиции, мас. %: Co-20Cr-15Ni-4,4Al-0,2Ti-9W-3Ta-1,1Hf-(0,045...0,1)Y-0,35C. Применение присадочного материала на кобальтовой основе способствовало обеспечению минимальной скорости окисления наплавленных швов вследствие формирования прочной защитной оксидной пленки с высоким уровнем адгезионных характеристик.

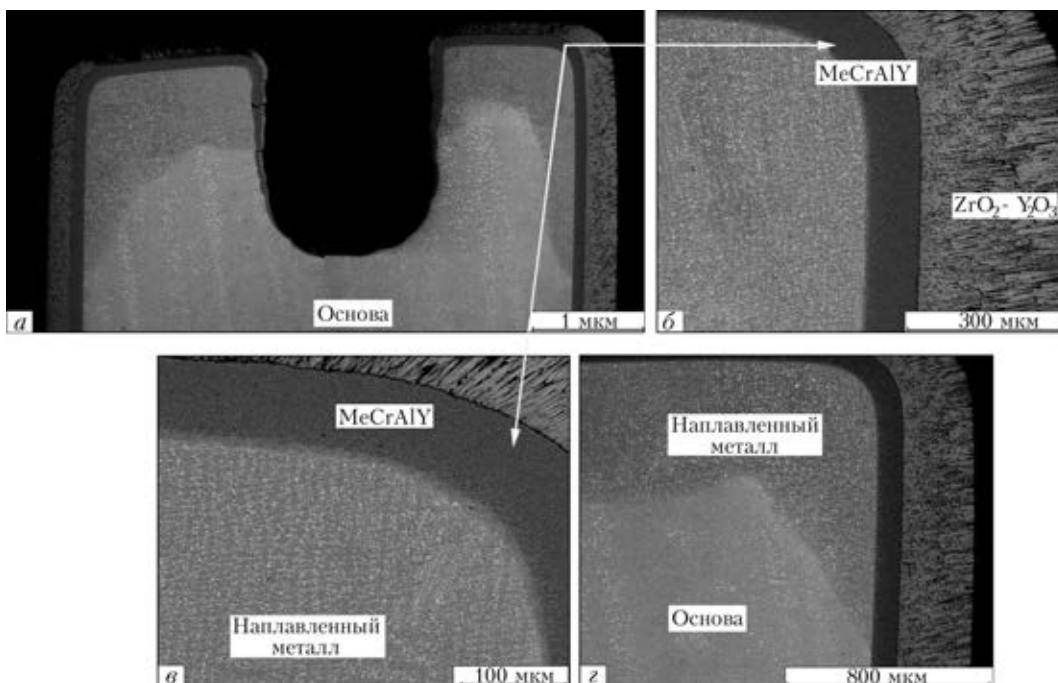


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения торца пера рабочей лопатки, сформированного способом наплавки TIG с жаростойким и теплозащитным покрытием: а – общий вид; б-г – фрагменты восстановленного торца пера

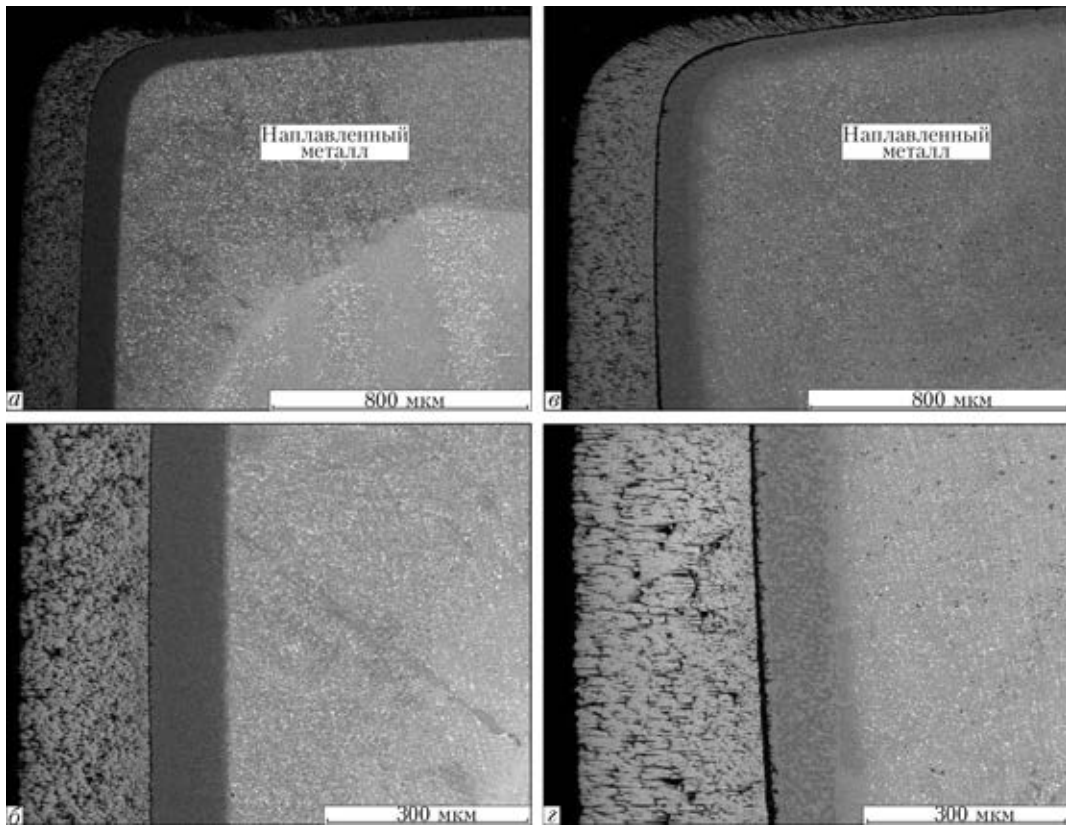


Рис. 3. Микроструктура ТЗП на торце рабочей лопатки, восстановленной способом наплавки TIG до (а, б) и после 300 ч термоциклических испытаний (в, г)

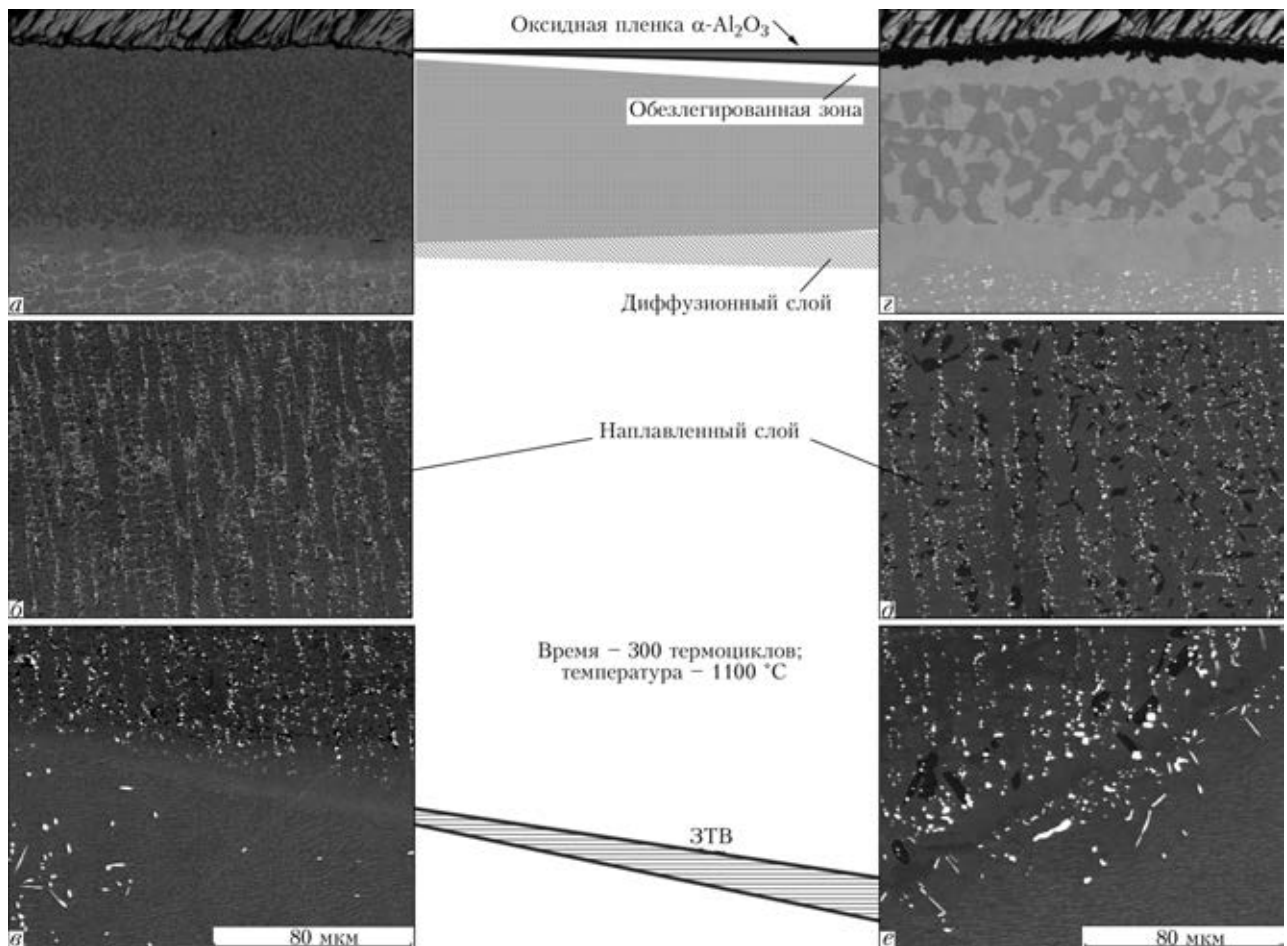


Рис. 4. Эволюция основных зон ТЗП (а-г) при термоциклических испытаниях



Исходную микроструктуру отреставрированного торца лопатки изучали в продольном сечении верхней части пера со стороны выходной кромки (рис. 2). Получен качественный наплавленный шов на сплаве CMSX-4 с минимальным развитием зоны термического влияния (отсутствие пор, непроваров или кристаллизационных трещин). Шов формировали на монокристалле при минимальных значениях скорости и вкладываемой мощности ведения процесса импульсной наплавки, благодаря чему получили плоский фронт кристаллизации, обеспечивающий создание условий направленной кристаллизации, позволяющих сохранить превалярующее направление роста монокристалла как минимум до половины высоты шва.

В областях криволинейности фронта кристаллизации (правая и левая части продольного сечения, соответствующие корыту и спинке лопатки) отмечены единичные зерна случайной ориентации (ЗСО) — рис. 3, а, б. В никелевых сплавах наличие таких дефектов может вызвать развитие кристаллизационных трещин при охлаждении или последующей термообработке. Однако швы, сформированные с применением кобальтовых присадочных материалов (сплава PWA-795), не подвержены возникновению трещин, вызванных дисперсионным твердением (в отличие от в никелевых сплавах) даже при наличии ЗСО, возникающих в процессе кристаллизации. Это показало, что наличие данных несовершенств ростовой структуры не вызывает возникновения трещин в металле швов или ЗТВ при использовании кобальтовой присадки для сварки/наплавки никелевых монокристаллов [3].

Связующий слой и керамическое ТЗП на ремонтном наплавленном участке имеют хорошую адгезионную прочность и характерную для электронно-лучевого осаждения структуру (рис. 2, 3). В условиях печных термоциклических испытаний при максимальной температуре 1100 °С конфигурация и целостность исследованной наплавленной зоны сохранялись. После 300 термоциклов, судя по структуре восстановленного торца пера, деградацию основы и наплавленного слоя не обнаружено (рис. 3). В ходе термоциклирования первое скалывание керамического слоя (примерно 10 %) лопаток ТВД ГТД зафиксировано после 126 термоциклов на сегменте лопатки без наплавленного слоя, т.е. с ТЗП на базовом сплаве. Все остальные образцы как с наплавленным швом, так и без такового простояли 300 термоциклов, показав удовлетворительную адгезию керамического покрытия с металлическим подслоем.

ТЗП рассматривают как комплексную систему, состоящую из подложки — базового суперсплава, алюминийсодержащего связующего слоя между подложкой и ТЗП, термически выращенного оксидного слоя (ТГО), а также собственно внешнего керамического покрытия [4–7]. Все составляющие находятся в тесной взаимосвязи между собой и при эксплуатации или термоциклических испытаниях подвергаются структурным изменениям, которые влияют на функциональные характеристики и долговечность ТЗП (рис. 4).

Оксидная защитная пленка Al_2O_3 толщиной 0,7...1,1 мкм, сформировавшаяся в процессе электронно-лучевого осаждения керамического слоя $ZrO_2-Y_2O_3$ на межфазной границе связующий

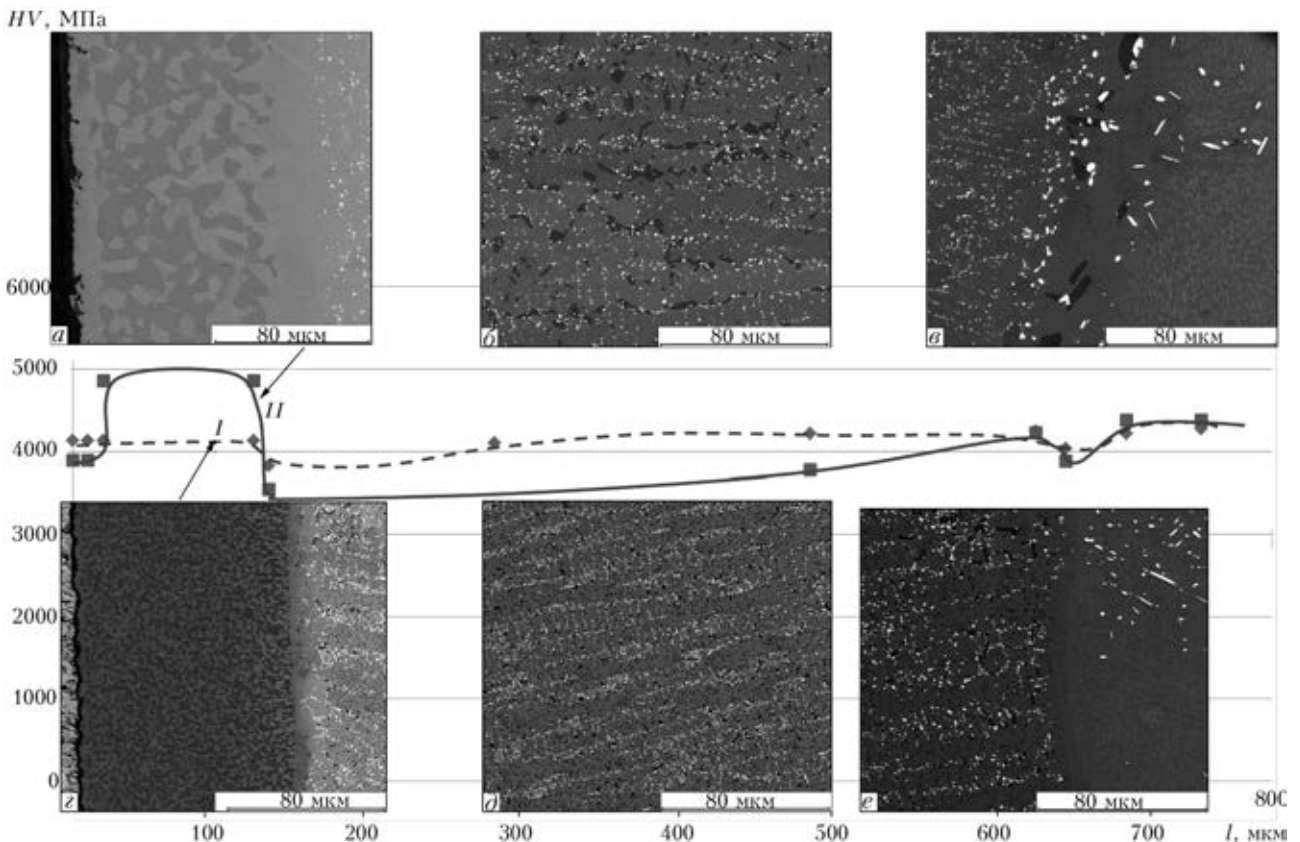


Рис. 5. Микротвердость основных зон ТЗП на наплавленном металле после 300 ч термоциклических испытаний (а–в, II) и до них (г–е, I)



слой/керамика, обеспечивает надежное сцепление металлического и керамического слоев, а также является протектором для ограничения процессов внутренней диффузии и окисления компонентов на поверхности связующего слоя (рис. 4, з). TGO представляет собой стабильный оксид алюминия α - Al_2O_3 , коэффициент диффузии кислорода через который является довольно низким.

В процессе высокотемпературного окисления на воздухе алюминий из связующего слоя расходуется на поддержание гомогенности защитной пленки, вследствие чего происходит как увеличение ее толщины, так и образование под пленкой зоны обезлегирования алюминием — однофазного γ -твердого раствора (рис. 4, з).

Связующий жаростойкий подслой является значимым компонентом системы ТЗП. Его химический состав, толщина, микроструктура и шероховатость поверхности влияют на долговечность ТЗП, гомогенность и целостность защитной оксидной пленки в процессе окисления. Применяемое в серийном производстве связующее покрытие NiCoCrAlY обеспечивает эффективную защиту жаропрочных

сплавов в условиях изотермического и циклического окисления, отличается высоким значением сопротивления термической усталости. В исходном состоянии связующий слой имеет равноосную двухфазную структуру, состоящую из матричного γ -твердого раствора и жаростойкой β -NiAl-фазы (рис. 4, а). При высокотемпературных испытаниях диффузионные процессы в связующем слое и на границах в течение 300 термоциклов приводят как к огрублению β -фазы, так и частичному ее растворению. Именно β -NiAl-фаза является основным источником алюминия для образования и поддержания защитной функции оксидной пленки Al_2O_3 на межфазной границе металл/керамика, ее доля влияет на долговечность покрытия при эксплуатации (рис. 4, а, в).

Наплавленный слой имеет дендритную направленную гетерофазную структуру и состоит из матричного твердого раствора на основе кобальта, сетки карбидных фаз типа MeC (на основе тантала, гафния) и дисперсной жаростойкой β -NiAl-фазы (рис. 4, б). Облагораживание структуры металла наплавки в ходе высокотемпературных испытаний отражается в снижении значений микротвердости (от 4200 до 3500 МПа) вследствие растворения карбидных фаз MeC штриховой морфологии и выделения их в виде дискретных равноосных частиц размером 0,5...1,5 мкм (рис. 5), β -фаза коагулирует и сохраняется в количестве, обеспечивающем жаростойкость ремонтной зоны после 300 термоциклов (рис. 4, д.)

Как показано в работе [3], при импульсной наплавке способом TIG глубина зоны термического влияния (ЗТВ) в монокристалльном сплаве составляла не более 30...50 мкм. Структурно это выражалось в частичном растворении упрочняющей γ' -фазы в материале основы на глубину 15...20 мкм без какого-либо выделения вторичных фаз, что вызывало незначительное снижение микротвердости металла приграничной зоны основы. Под воздействием высокой температуры и активизации диффузионных процессов в ходе испытаний на линии сплавления основа/наплавка, особенно в местах выхода на поверхность междендритных областей первого порядка монокристалла, происходило локальное выделение из твердого раствора дисперсных карбидных фаз на глубину около 20 мкм (рис. 4, е).

Увеличение концентрации легирующих элементов в жаростойком покрытии и сохранение после испытаний почти 80 об. % укрупненной жаростойкой β -фазы вызвало повышение микротвердости покрытия от 4100 до 4850 МПа (рис. 5). Это является позитивным для материала торца в случае, когда при эксплуатации происходит механическое воздействие на перо рабочей лопатки, его истирание.

В результате испытаний лопатки с ТЗП, нанесенным на базовый сплав CMSX-4, установлено, что объем жаростойкой интерметаллидной фазы за 300 термоциклов уменьшился вдвое, кроме того, ее часть при расходе алюминия на создание и развитие оксидной пленки трансформировалась в γ' -фазу. Ширина зоны обезлегирования под пленкой Al_2O_3 составила 22...25 мкм. Это отразилось в умень-

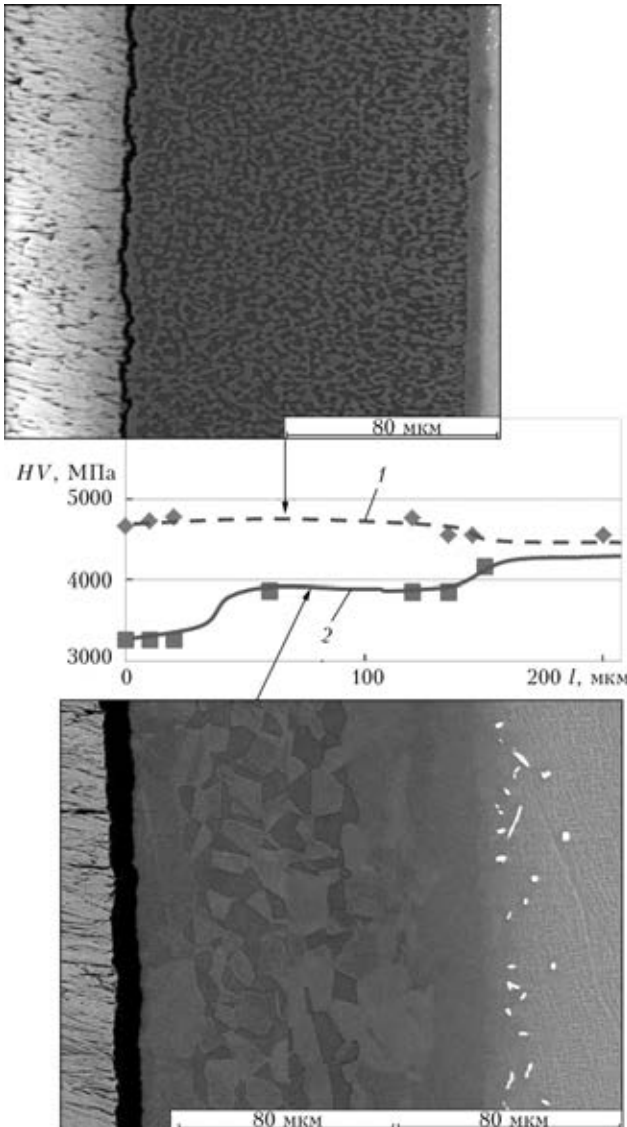


Рис. 6. Микротвердость основных зон ТЗП на основном металле (сплаве CMSX-4) до и после 300 ч термоциклов

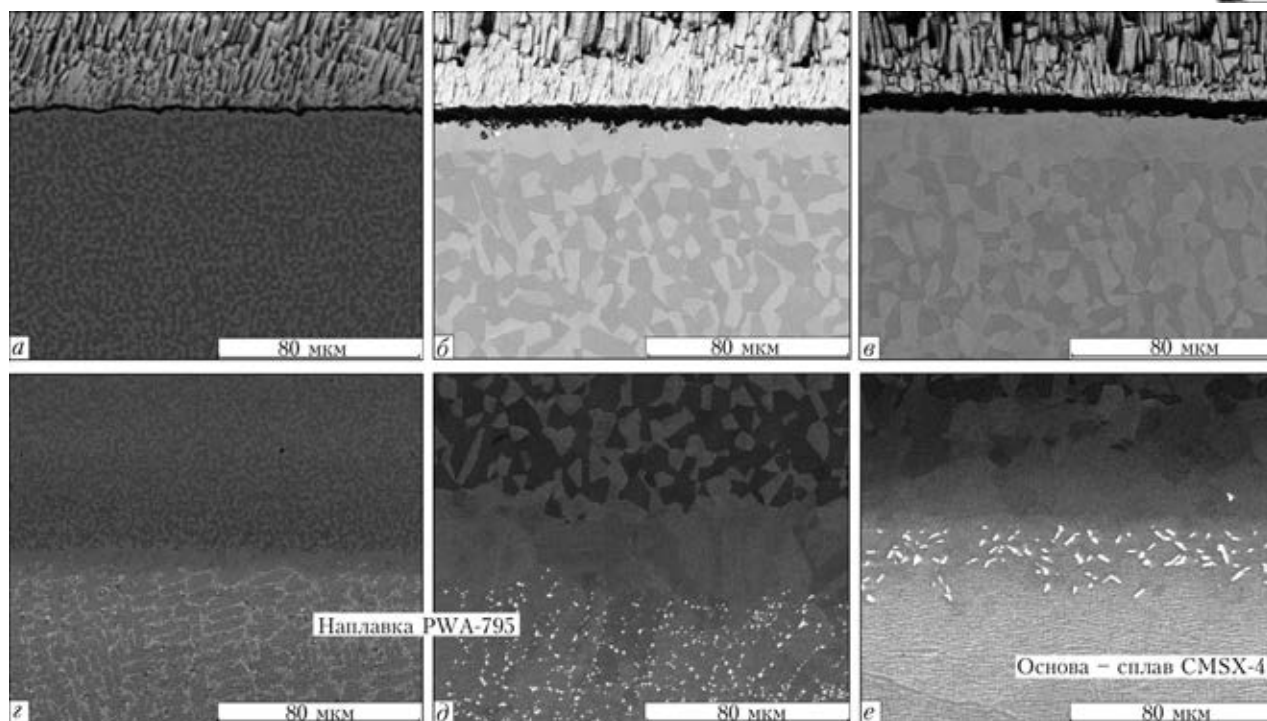


Рис. 7. Состояние межфазных границ связующий слой/керамика (а-в) и основа/связующий слой (г-е) до (а, г) и после (б, в, д, е) испытаний

шении микротвердости данной зоны до 3200...3500 МПа, по сравнению с 4100 МПа в начале испытаний (рис. 6).

Показана эволюция межфазных границ системы ТЗП до (рис. 7, а, г) и после (рис. 7, б, в, д, е) термоциклических испытаний. Отмечано различие в состоянии межфазной границы (ТГО) после высокотемпературного окисления связующего слоя: образование развитой (прорастающей) оксидной пленки с хорошей адгезией толщиной 3,0...4,5 мкм при ТЗП на материале наплавки (рис. 7, б, 8, д) и гомогенной пленки толщиной 6...7 мкм с удовлетворительной адгезией, когда основой выступает сплав CMSX-4 (рис. 7, в). Интенсивность процессов, протекающих на внутренней границе сплав/связующий слой косвенно связана с интенсивностью диффузионного взаимодействия на границе с керамикой. Так, на границе металлического подслоя с основой образуется диффузионная зона, представляющая собой трехфазную область γ' -твердого раствора с выделениями γ -фазы и топологически плотноупакованные Р-фазы на основе трения и вольфрама [8] (рис. 7, е). Межфазная граница покрытия с материалом наплавки развита незначительно и представляет собой твердый раствор без каких-либо включений (рис. 7, д).

Анализ состояния ТЗП $ZrO_2-Y_2O_3$ на различных подложках, т.е. на сплавах монокристалльном CMSX-4 и наплавленном PWA795, показал, что процессы окисления на межфазной границе со связующим слоем более интенсивно протекают в первом случае. Об этом свидетельствуют прежде всего толщина ТГО примерно 6...7 мкм (рис. 8, е) и ширина обезлегированной зоны шириной 22...25 мкм. Малая объемная доля грубой β -фазы и наличие выделений γ' -фазы в γ -твердом растворе указывают на исчерпание защитных свойств жаростойкого связующего слоя и снижение его сопротивления против

термоциклического окисления после 300 термоциклов (рис. 8). Оксидная пленка ТГО после испытаний в течение 300 термоциклов имеет недостаточную адгезию с металлическим подслоем и в процессе изготовления микрошлифов скалывается вместе с керамическим теплозащитным слоем (рис. 8, б, г).

В области ремонтной зоны при нанесении ТЗП и связующего слоя на материал наплавки пленка $\alpha-Al_2O_3$ надежно защищает связующий слой даже после подрыва керамики при порезке образцов (рис. 8, а, в). Она достаточно прочно сцеплена с материалом подслоя в результате прорастания в него, ее толщина составила меньше 4 мкм.

В процессе термоциклических испытаний в связующих слоях ТЗП происходят структурные изменения, вызванные активными диффузионными процессами, различающимися на основном сплаве и материале наплавки (рис. 9, табл. 1). После 300 термоциклов количество кобальта в связующем слое, диффундирующего из кобальтовой наплавки, увеличивается от 23 до 36...40, а хрома — до 20 мас. %, что не зафиксировано на основном сплаве. Таким образом, состав нанесенного на лопатку покрытия $NiCoCrAlY$ трансформируется в $CoNiCrAlY$.

Долговечность ТЗП, полученных способом электронно-лучевого осаждения, при циклическом высокотемпературном окислении определяется преимущественно составом связующего слоя и содержанием кобальта [7]. Введение кобальта в покрытия $MeCrAlY$ стабилизирует γ - и β -фазы внутри большого температурного интервала, таким образом подавляя образование $\gamma'-Ni_3Al$ -фазы, которая формируется из γ -твердого раствора при температуре ниже 1000 °С в тройной системе. Данная трансформация ассоциируется с увеличением температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР) связующего слоя [9] и может приводить к развитию высоких термических напряжений в плен-

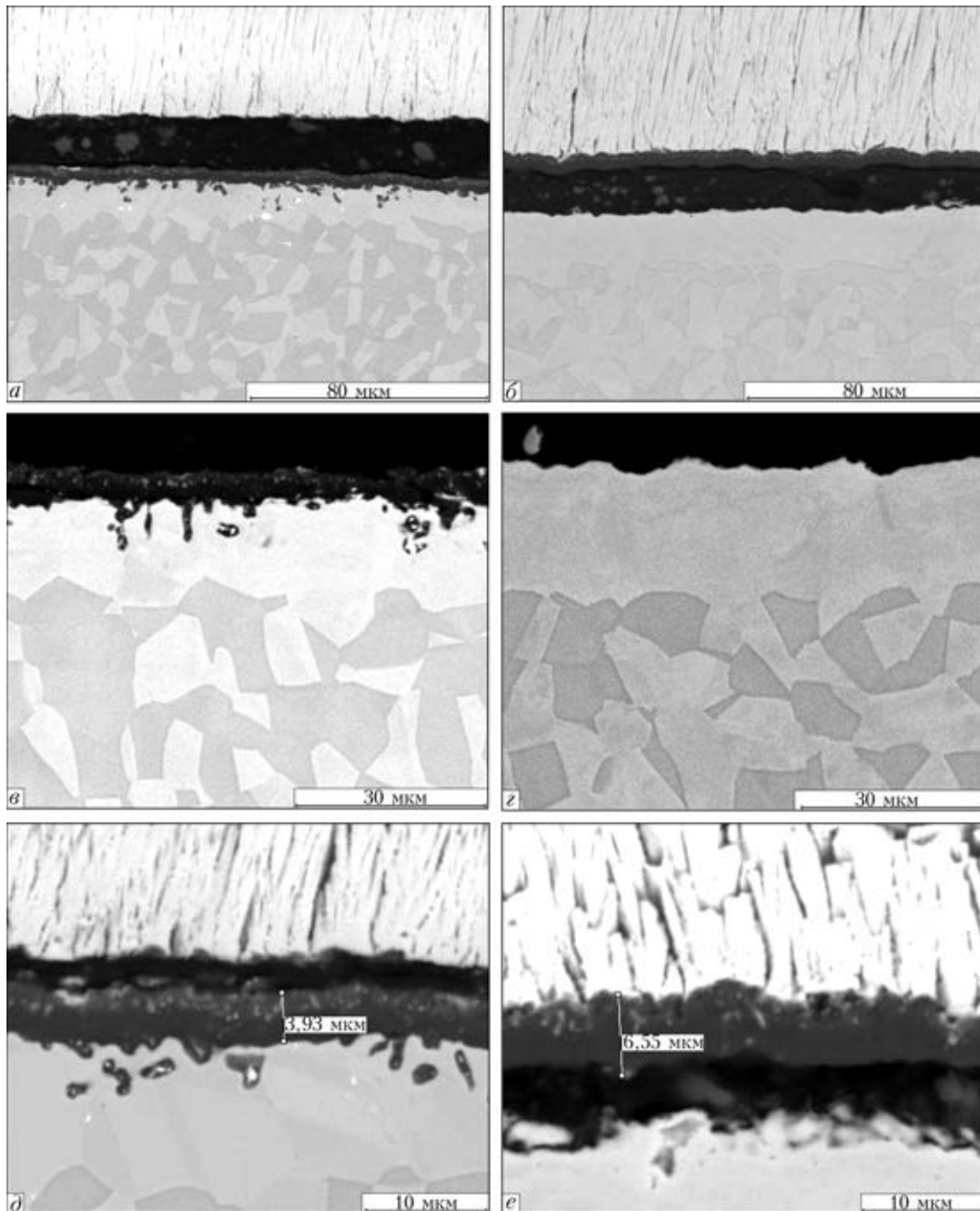


Рис. 8. Адгезия и структура TGO на металлическом подслое после 300 термоциклов испытаний на наплавленном материале (а, в, д) и материале основы (б, г, е)

ке при охлаждении. В покрытиях CoNiCrAlY достигается лучшая адгезия защитной пленки, чем в покрытиях NiCoCrAlY, что обусловлено фазовой стабильностью системы CoNiCrAlY в температурном интервале 800...1100 °C [10]. Повышение концентрации кобальта в покрытиях CoNiCrAlY способствует увеличению растворимости хрома в γ -Ni матрице, затрудняя формирование хрупкой γ -Cr-фазы, которая наряду с γ' -фазой снижает сопротивление ползучести покрытий и оказывает отрицательное воздействие на их механические свойства (преимущественно усталость).

В покрытиях CoNiCrAlY интерметаллидная итрийсодержащая фаза Ni(Co)Y имеет большую стабильность при температуре 1000 °C, чем фаза Ni(Y) в покрытиях на основе никеля [9]. В результате диффузия иттрия к поверхности в кобальтовых по-

крытиях во время высокотемпературной выдержки замедляется, что обеспечивает лучшую адгезию защитной пленки на CoNiCrAlY даже при более высоком содержании иттрия.

Долговечность покрытий CoNiCrAlY существенно выше, чем NiCoCrAlY. Это определяется их большей структурной стабильностью, следовательно, меньшим значением ТКЛР связующего слоя, а также снижением несоответствия ТКЛР системы ТЗП. В результате уровень напряжений, возникающих в оксидной пленке при охлаждении, снижается и увеличивается срок службы покрытий [7].

После испытаний в связующем слое обнаружались такие элементы, как тантал, вольфрам, гафрий, продиффундировавшие из материала кобальтовой наплавки или сплава (табл. 1, рис. 9). Тантал улучшает предел текучести и сопротивление окисле-

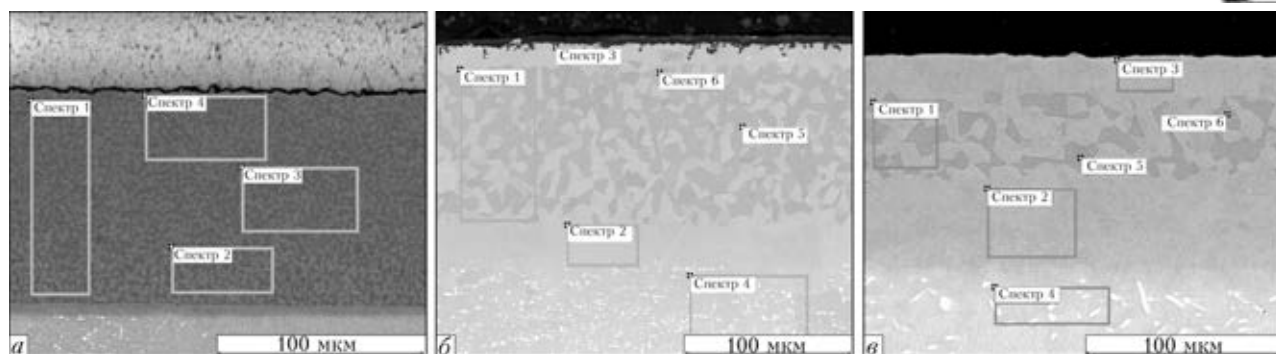


Рис. 9. Зоны ТЗП на сплавах CMSX-4 и PWA-795, в которых измерялся химический состав до и после термоциклических испытаний

Таблица 1. Химический состав зон ТЗП на сплавах CMSX-4 и PWA-795 до и после термоциклических испытаний

№ спектра	Al	Cr	Co	Ni	Y	Ta	W	Re	Ti
Исходное состояние ТЗП на CMSX-4 (рис. 9, а)									
1	10,98	13,46	23,42	52,15	–	–	–	–	–
2	10,82	13,46	23,54	52,18	–	–	–	–	–
3	11,02	13,48	23,85	51,66	–	–	–	–	–
4	10,1	14,43	24,82	50,44	0,2	–	–	–	–
Состояние ТЗП после 300 термоциклов на PWA-795 (рис. 9, б)									
1	11,47	12,95	27,62	45,5	–	–	2,45	–	–
2	4,26	20,3	36,2	33,88	–	0,45	4,9	–	–
3	4,55	20,23	34,37	36,47	–	0,87	3,51	–	–
4	3,67	20,43	40,03	26,04	–	2,54	7,29	–	–
5	16,1	7,21	21,92	52,8	–	0,74	1,23	–	–
6	16,43	7,3	21,82	52,54	–	0,61	1,3	–	–
Состояние ТЗП после 300 термоциклов на CMSX-4 (рис. 9, в)									
1	10,0	10,88	19,01	57,55	–	1,12	1,44	–	–
2	6,18	14,06	21,85	53,31	–	1,2	3,05	–	0,33
3	6,37	14,39	22,6	54,55	–	–	2,09	–	–
4	6,39	5,56	11,99	56,52	–	6,02	8,24	4,62	0,65
5	16,41	5,41	13,66	64,13	–	–	–	–	0,39
6	16,85	5,45	12,95	64,75	–	–	–	–	–

нию покрытий $MgAlY$, а вольфрам повышает жаропрочность матричного γ -твердого раствора [11, 12].

Малые добавки таких активных элементов, как гафний, цирконий, иттрий, лантан, церий, значительно повышают сопротивление против высокотемпературного окисления. Основное полезное действие этих элементов состоит в улучшении адгезии оксидной пленки и снижении скорости ее роста [13]. Гафний (1,1 % в наплавке) является важным легирующим элементом, поскольку он повышает прочность, вязкость разрушения и жаростойкость материала. В работе [12] показано, что 0,15...0,7 % гафния достаточно для улучшения окислительной стойкости, сопротивления коррозии и улучшения долговечности ТЗП в целом. Гафний как активный элемент также подавляет рост метастабильной модификации Al_2O_3 [13].

Отличаясь наибольшим, как и иттрий, сродством к кислороду продифундировавший из наплавки гафний обнаруживается и в составе TGO, и в металле приповерхностной зоны связующего слоя (рис. 10, табл. 2). Можно отметить положительное влияние гафния в обеспечении адгезии и защитных

свойств пленки Al_2O_3 на связующем слое (рис. 7, б, 8, в, д).

После 300 ч термоциклических испытаний связующее покрытие можно рассматривать как систему, микролегированную гафнием и/или иттрием (из наплавки), по сравнению с обычным покрытием на основном сплаве CMSX-4. В первом случае развитая пленка TGO имеет хорошее сцепление с металлической подложкой и надежно защищает даже при скалывании поверхностного слоя керамики при порезке, во втором, — TGO имеет хорошую адгезию с ТЗП и отслаивается вместе с керамикой, оголяя таким образом металл (рис. 8, б, г, е).

Гафний концентрируется преимущественно на поверхности покрытия в виде оксидов (светлых фаз), образующихся в процессе окисления. Структуры TGO на модифицированном покрытии подтверждают тот факт, что активные элементы (иттрий, гафний, цирконий) образуют сегрегации в виде соединений под пленкой TGO, а избирательное окисление их на внешней поверхности связующего слоя приводит к формированию локальных прикреплений, обеспечивающих механическое сцепление защитной пленки (и керамики) с подслоем, тем

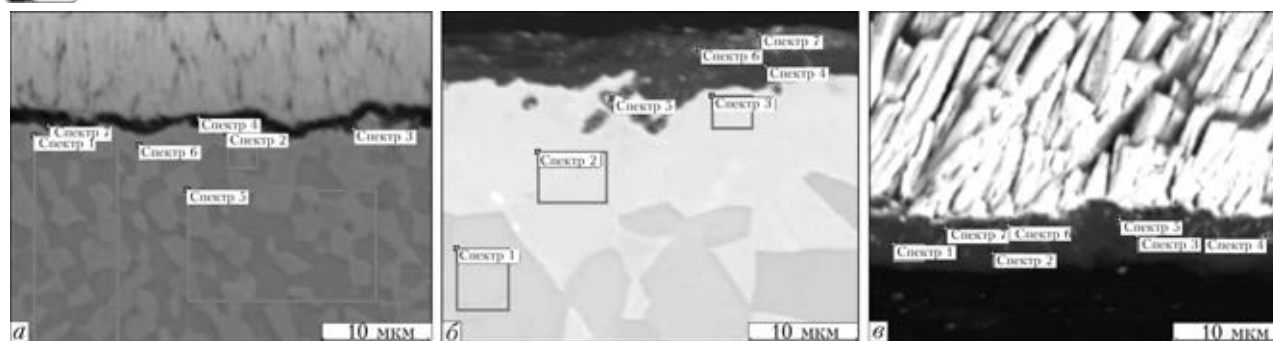


Рис. 10. TGO на сплавах CMSX-4 и PWA-795 до и после термоциклических испытаний

Таблица 2. Химический состав TGO и прилегающих областей ТЗП на сплавах CMSX-4 и PWA-795 до и после термоциклических испытаний

№ спектра	O	Al	Cr	Co	Ni	Y	Zr	Hf	W
Исходное состояние ТЗП на CMSX-4 (рис. 10, а)									
1	–	10,83	13,55	24,08	51,55	–	–	–	–
2	–	6,68	19,73	30,02	43,44	0,13	–	–	–
3	18,46	20,98	12,87	18,21	22,02	7,46	–	–	–
4	37,01	22,23	2,96	3,32	4,36	4,98	25,14	–	–
5	–	11,07	13,61	23,69	51,62	–	–	–	–
6	–	5,75	20,41	31,16	42,67	–	–	–	–
7	29,3	33,43	8,26	11,73	13,66	3,62	–	–	–
Состояние ТЗП после 300 термоциклов на PWA-795 (рис. 10, б)									
1	–	17,10	7,45	22,39	53,06	–	–	–	–
2	–	5,01	19,94	34,71	35,72	0,18	–	0,61	3,84
3	–	5,33	20,26	34,86	35,67	–	–	0,20	3,69
4	48,88	49,32	–	–	–	0,75	–	1,05	–
5	32,13	13,31	3,74	5,54	5,53	–	–	39,75	–
6	55,95	31,49	–	0,28	0,29	8,19	–	3,80	–
7	52,76	21,88	0,56	0,59	0,87	4,89	17,75	0,70	–
Состояние ТЗП после 300 термоциклов на CMSX-4 (рис. 10, в)									
1	50,45	47,95	–	–	–	1,60	–	–	–
2	49,26	50,07	–	–	0,47	0,21	–	–	–
3	50,27	49,58	–	–	–	0,15	–	–	–
4	48,27	37,62	–	–	0,39	13,72	–	–	–
5	49,14	47,17	–	–	–	3,69	–	–	–
6	49,27	33,81	0,56	0,95	1,51	4,61	9,28	–	–
7	48,60	36,5	0,46	–	0,44	7,72	6,29	–	–

самым улучшая ее адгезионную прочность [11, 14]. Формирование неравномерной границы раздела связующий слой/TGO может увеличивать сопротивление против распространения трещины при термоциклических испытаниях ТЗП.

Малые добавки иттрия (0,1...0,5 мас. %) как активного элемента, обычно присутствующего в покрытии MeCrAlY, улучшают адгезию TGO. Однако иттрий, вводимый в больших концентрациях, увеличивает скорость роста оксидной пленки за счет того, что частицы, образующиеся (внедряемые) в пленке, становятся короткими «тропами» для проникновения кислорода на границу с металлическим подслоем. Значительное содержание иттрия влияет на формирование различных выделений смешанных оксидов Y–Al по границам зерен оксидной пленки, таких как Y₃Al₅O₁₂ (YAG – иттрий-алю-

миниевый гранат) и YAlO₃ (YAP – иттрий-алюминиевый перовскит).

С одной стороны, эти иттриевые алюминаты, располагаясь под пленкой TGO, оказывают отрицательное влияние на адгезию и целостность оксидного слоя при теплосменах из-за различия ТКЛР с Al₂O₃. С другой стороны, положительное влияние Y–Al оксидных частиц заключается в обеспечении надежной адгезии пленки со связующим слоем. Поэтому оптимальная концентрация иттрия в покрытии является очень важным фактором для поддержания защитной функциональности оксидной пленки [7].

Морфология пленки на немодифицированном покрытии (на материале основы) отличается большей гомогенностью состава, преимущественно Al₂O₃, толщиной 6...7 мкм и низкой адгезией со связующим слоем. В верхней части пленки обнаруживаются светлые иттрий-содержащие выделения,



которые, скорее всего, образовались в начальный момент окисления (рис. 8, е). Поскольку на поверхности связующего слоя после отслаивания TGO не обнаружено остатков иттриевых алюминатов (игл), то, вероятно, резерва иттрия было недостаточно в составе покрытия для сохранения удовлетворительной адгезии пленки при термоциклировании или связующий слой исчерпал свой ресурс по алюминию в процессе испытаний [12, 14, 15].

При микролегировании связующего слоя гафнием и иттрием из наплавки в ходе высокотемпературных циклических испытаний изменяется структура TGO — она переходит из общепринятой столбчатой в равноосную мелкозернистую, т.е. происходит модифицирование структуры пленки [9, 16].

Диффузионные процессы наиболее активно протекают по границам зерен, а значит, и интенсивнее в случае мелкого зерна. Согласно полученным данным, процесс очисления покрытия при наличии гафния происходит медленнее, следовательно, скорость роста пленки TGO снижается на 30...35%. Возникающее противоречие можно объяснить тем, что мелкие моноклинные частицы HfO_2 декорируют границы в тройных точках внутри пленки $\alpha-Al_2O_3$, т.е. увеличивают сопротивление ползучести TGO посредством упрочнения границ. Такие выделения частиц по границам зерен пленки предполагают торможение диффузии элементов вдоль этих границ (в том числе кислорода) ввиду большого атомного радиуса гафния. По этой причине скорость роста пленки будет значительно снижена. (Скорость диффузии кислорода сквозь пленку при наличии иттрийсодержащих частиц — значительно выше).

При термоциклических испытаниях долговечность ТЗП определяется последовательным зарождением, распространением и слиянием микротрещин на межфазной границе, накопление которых предшествует отслоению и полному скалыванию от подложки больших объемов керамического покрытия [4, 17]. Разрушение непосредственно связано с высоким (3...6 ГПа) уровнем остаточных сжимающих напряжений в TGO, возникающих первоначально из-за несоответствия коэффициентов термического расширения керамики и материала подложки. Эти напряжения появляются в процессе роста TGO в начальный период окисления и составляют менее 1 ГПа [4–7]. Поскольку TGO подвергается в ходе испытаний большому плоскостному сжатию, особенно при охлаждении, то тонкая оксидная пленка стремится к релаксации этих напряжений посредством растяжения и искривления поверхности при упругопластической деформации связующего слоя [4, 6]. Эти перемещения вызывают растягивающие напряжения, направленные по нормали к границе раздела (рис. 11). Напряжения релаксируются ползучестью или возникновением волнистости границы раздела.

Волнистость (морщинистость) TGO является важной микроструктурной особенностью, обусловленной печными термоциклическими испытаниями ТЗП. Для монокристалльного сплава CMSX-4 волнистость в основном возникает на границе TGO/связующий слой. В ходе циклического окисления и достижения TGO критической толщины в вершинах волнистой пленки образуются зародыши микро-

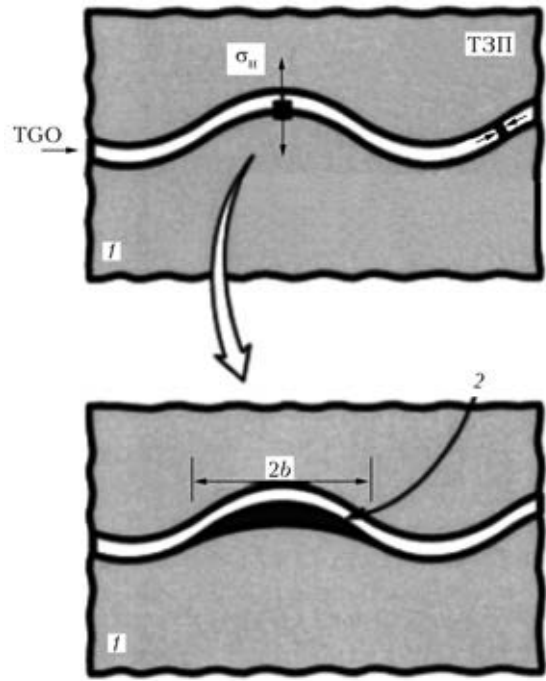


Рис. 11. Схема начала разрушения ТЗП при термоциклических испытаниях [3]: 1 — связующий слой; 2 — отслоение; 2b — ширина отслоившегося участка

трещин со стороны связующего слоя, которые, распространяясь и объединяясь, вызывают скалывание керамического слоя. Это происходило в случае нанесения ТЗП на основной сплав (рис. 8, з, 9).

Однако в случае нанесения ТЗП на наплавленный материал в процессе микролегирования связующего слоя гафнием (иттрием) волнистость TGO подавляется и отмечается существенное улучшение долговечности ТЗП (рис. 8, а, в, д). Эта особенность рассмотрена в работах [12, 14, 15, 18, 19]. В связующем слое с повышенным (за счет модифицирования активным элементом гафнием) пределом текучести могут уменьшаться или предотвращаться амплитудные изменения морщинистости поверхности в процессе термоциклирования [20]. Установлено, что для микролегированного гафнием и ит-

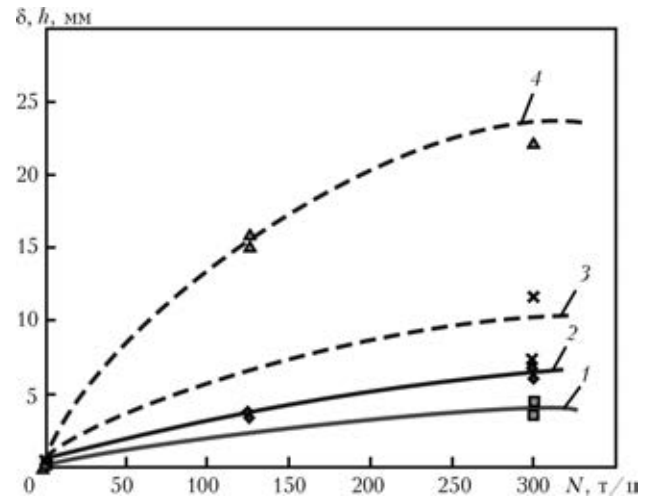


Рис. 12. Кинетика роста защитной пленки $\alpha-Al_2O_3$ (1, 2) и глубины δ обезлегирования связующего слоя под пленкой (3, 4) на лопатке из сплава CMSX-4 в процессе термоциклических испытаний: 1, 3 — ТЗП на сплаве PWA-795; 2, 4 — ТЗП на сплаве CMSX-4



трием подслоя уровень остаточных сжимающих напряжений внутри модифицированного TGO значительно ниже и остается относительно постоянным в ходе всего испытания ТЗП как результат подавления волнистости. Поскольку в случае легирования металлического подслоя гафнием (и иттрием) обнаруживается снижение скорости роста защитной пленки на 30 %, а уменьшение TGO должно сокращать уровень энергии растягивающих напряжений, то снижается тенденция к возникновению волнистости и скалыванию TGO + ТЗП.

Значения сжимающих остаточных напряжений внутри TGO постепенно уменьшаются как временная функция термоциклических испытаний ТЗП на сплаве CMSX-4. Это постепенное снижение свидетельствует о том, что возникновение волнистости TGO приводит к релаксации сжимающих остаточных напряжений внутри пленки.

Значение ТКЛР покрытий (Ni, Pt) Al составляет примерно $13 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, что значительно ниже, чем у стандартных покрытий MeCrAlY ($18...22 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в температурном интервале 400...1000 С [10]. Следовательно, остаточные напряжения, возникающие в защитной пленке, в результате несоответствия значений ТКЛР Al_2O_3 ($7...8 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ и связующего слоя будут выше у покрытий MeCrAlY, чем у (Ni, Pt) Al, поэтому и релаксационная волнистость TGO будет больше. В работах [12–18] рассматривается положительное влияние модифицирования гафнием и иттрием (Ni, Pt) Al связующих слоев на подавление волнистости и увеличение долговечности ТЗП.

Улучшение долговечности ТЗП на микролегированном гафнием (из наплавки) связующем слое связано с подавлением волнистости границы связующий слой/TGO, что, собственно, включало такие процессы, как снижение скорости роста оксидной защитной пленки; улучшение сопротивления ползучести за счет зернограничного упрочнения частицами оксидов HfO_2 , пограничную адгезию пленки в результате образования сегрегаций Hf/Hf⁴⁺.

В ходе проведения исследований показано, что при легировании связующего слоя компонентами из материала наплавки уменьшалась не только скорость окисления TGO за счет стабилизации структуры, но и значения напряжений в оксидной пленке ввиду снижения ТКЛР металлического подслоя в процессе термоциклических испытаний. Все это способствовало увеличению долговечности ТЗП на материале наплавки, по сравнению с ТЗП на базовом сплаве лопатки. График кинетики окисления связующего слоя, характеризующий толщину защитной пленки и ширину зоны обезлегирования связующего слоя наглядно иллюстрирует большую функциональность и долговечность системы ТЗП на высоколегированном жаростойком кобальтовом сплаве PWA 795, применяемом в качестве наплавки (рис. 12). Использование данного сплава не только обеспечило жаростойкость и прочность восстановленного наплавкой TIG торца лопатки, но также способствовало облагораживанию химического состава и структуры как связующего слоя ТЗП, так и защитной оксидной пленки TGO.

Активный компонент наплавки гафний, диффундирующий в связующий слой, обеспечивает хорошую адгезию TGO, модифицирует его и способ-

ствует замедлению процесса окисления ТЗП при высокотемпературных циклических испытаниях, уменьшая роль (значимость) процентного содержания иттрия в исходном содержании металлического подслоя.

Таким образом, в результате исследований установлено, что выбранный материал наплавки (сплав PWA 795) обеспечивает не только формирование качественных ремонтных швов с высокой прочностью и жаростойкостью при температуре эксплуатации рабочих лопаток 1100 °С, но также хорошо сочетается с металлическим подслоем ТЗП, улучшая его химический состав и функциональные характеристики в условиях высокой температуры.

Выводы

1. Проведены исследования циклической долговечности ТЗП системы YSZ на материале базового сплава — монокристалльном CMSX-4 и кобальтовом сплаве PWA 795, применяемом в качестве наплавляемого материала при восстановлении поврежденного торца пера рабочей лопатки.

2. Установлено, что после 300 термоциклов печных циклических испытаний ТЗП, нанесенное на материал наплавки, имеет больший запас долговечности, чем покрытие на базовом сплаве, т.е. процесс окисления и деградации ТЗП в данном случае протекает медленнее, а скорость роста TGO снижена на 30 % по сравнению с базовым сплавом.

3. Показано, что выбранный в качестве наплавки кобальтовый сплав не только обеспечивает жаростойкость и прочность восстановленного способом наплавки TIG торца лопатки, но и способствует изменению химического состава связующего слоя NiCoCrAlY при высокотемпературных испытаниях в сторону CoNiCrAlY, что вносит положительный эффект в повышение структурной стабильности системы, замедляя таким образом высокотемпературное окисление и деградацию ТЗП.

4. В результате испытаний подтверждено положительное влияние микролегирования активным компонентом — гафнием — наплавляемого сплава на улучшение адгезионной прочности TGO + керамического и связующего слоев благодаря измельчению зерна оксидной пленки, ее упрочнения оксидными частицами по границам зерен и за счет образования сегрегаций под TGO, которые выступают как связующие звенья между металлическим подслоем и пленкой.

Авторы статьи выражают благодарность доктору технических наук И. С. Малашенко за квалифицированную помощь в работе.

1. Shukin S., Annerfeldt M., Bjorkman M. Siemens SGT-800 industrial gas turbine enhanced to 47MW. Design modifications and operating experience // Proc. of ASME Turbo Expo 2008: Power for Land, Sea and Air GT2008. — Germany, 2008. — P. 1–6.
2. Fact sheet: SGT5-8000H gas turbine/www.siemens.com/press/energy/innovationaward.
3. Белявин А. Ф., Куренкова В. В., Федотов Д. А. Долговечность наплавленных ремонтных швов на никелевом жаропрочном сплаве CMSX-4 в условиях циклического окисления // Автомат. сварка. — 2014. — № 2. — С. 13–25.
4. Mechanisms for the failure of electron beam physical vapor deposited thermal barrier coatings induced by high tempera-



- ture oxidation, in elevated temperature coatings: science and technology / M. J. Stiger, N. M. Yanar, F. S. Pettit, G. H. Meier // The Minerals & Materials Society. — 1999. — № 9. — P. 51–65.
5. *Mechanics* controlling the durability of thermal barrier coatings / A. G. Evans, D. R. Mumm, J. W. Hutchinson et al. // Progress in materials science. — 2001. — 46 (5). — P. 505–553.
 6. *Creep* effects on the spallation of an alumina layer from a NiCoCrAlY coating / H. E. Evans, A. Strawbridge, R. A. Carolan, C. B. Ponton // Materials Science and Engineering. — 1997. — A225. — P. 1–8.
 7. *Evans A., Wang J., Mum D.* Mechanism-based life prediction issues for thermal barrier coatings // Thermal barrier coating workshop, NASA/CP-1998-207429. — 1997. — P. 45–52.
 8. *Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов* / П. Е. Шалин, И. Л. Светлов, Е. Б. Качанов и др. — М.: Машиностроение, 1997. — 336 с.
 9. *Modelling* of phase equilibria in MCrAlY coating systems / D. Achar, R. Munoz-Arroyo, L. Singheiser, W. J. Quadakkers // Surface and Coatings Technology. — 2004. — 187, Is. 2, 3. — P. 272–283.
 10. *Influence* of composition and processing on the oxidation behavior of MCrAlY-coatings for TBC applications. Juan Toscano Schriften des Forschungszentrums Jülich Reihe Energie & Umwelt // Energy & Environment Band. — 2009. — 28. — P. 187.
 11. *Bestor M. A.* Investigation of the effect of hafnium and chromium addition on the microstructures and short-term oxidation properties of DC magnetron sputtered β -NiAl bond coats deposited on Ni-based superalloys: Dis., 2010. — P. 190.
 12. *Pat.* EP 2483432 A1. Super oxidation and cyclic damage resistant nickel-base superalloy and articles formed therefrom / B. T. Hazel, K. S. O'hara. — Publ. 8.12.2010.
 13. *Song P.* Influence of material and testing parameters on the lifetime of TBC systems with MCrAlY and NiPtAl bondcoats: Dis, 2011. — 136 p.
 14. *Fritscher K., Schulz U., Leyens C.* Lifetime-determining spalling mechanisms of NiCoCrAlRE / EB-PVD zirconia TBC systems // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. — 2007. — 38, Is. 9. — P. 734–746.
 15. *Liu J.* Mechanisms of lifetime improvement in thermal barrier coatings with hafnium and/or yttrium modification of CMSX-4 superalloy substrates: Dis., 2007. — 209.
 16. *Development* of improved bond coat for enhanced turbine durability / B. Hazel, J. Rigney, M. Gorman et al. // Superalloys TMS, 2008. — P. 753–760.
 17. *Bond* strength, bond stress and spallation mechanics of thermal barrier coatings / M. Gell, E. Jordan, K. Vaidyanathan et al. // Surface and Coating Technology. — 1999. — 120–121. — P. 53–60.
 18. *Мак-Линн М.* Механические свойства жаропрочных сплавов и эвтектик направленной кристаллизации // Жаропрочные сплавы для газовых турбин. — М.: Металлургия, 1981. — С. 212–236.
 19. *Liu J.* Effects of bond coat surface preparation thermal cycling lifetime and failure characteristic of thermal barrier coatings: Dis., 2002. — P. 128.
 20. *Karlsson A. M., Evans A. G.* A numerical model for the cyclic instability of thermally grown oxides in thermal barrier system // Acta Mater. — 2001. — № 49. — P. 1793–1804.

Evaluated was a cyclic fatigue life of heat-protective coating $ZrO_2-Y_2O_3$ on cobalt alloy PWA 795, used as a surfaced material in restoration of damaged edge of blade airfoil of on-land GTU, manufactured of single-crystal alloy CMSX-4. It was found that after 300 thermal cycles of furnace cyclic tests the heat-protective coating, deposited on surfaced material, has a larger margin of life than the coating of the base alloy. At long-time high-temperature effect the change of chemical composition of bond coating NiCoCrAlY occurs to the side of CoNiCrAlY, that provides a positive effect in the increase of structural stability of the system, thus delaying the process of high-temperature oxidation and degradation of heat-protective coatings, and the growth of TGO is reduced by 30 % as compared with the base alloy. The positive effect of microalloying by an active component (hafnium) of alloy being surfaced for improvement of adhesion strength TGO and bond layer was confirmed. 20 Ref., 12 Figures.

Key word: single-crystal alloy; surfacing, heat-protective coating; TGO; zone without alloying; microalloying; suppression of waveness; modifying; grain-boundary hardening

Поступила 20.01.2015

СОЛНЕЧНАЯ ЭНЕРГИЯ ДЛЯ СТАЛЕЛИТЕЙНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ



Компания «Tata Steel» приняла решение о строительстве парка солнечной энергии стоимостью 25 млн фунтов стерлингов, который сможет обеспечить «зеленой» энергией всю работу производства «Tata Steel», расположенного в Сканторп (Великобритания). В настоящее время энергетическая гелиоустановка находится на стадии разработки. После появления информации о возможной продаже металлургического завода Сканторп директор Kinetic Solar заявил, что солнечная электростанция сможет решить некоторые проблемы завода, обеспечивая внутренние потребности сталелитейной компании энергией, а также снизит выбросы углерода благодаря бесплатным и возобновляемым источникам. Проект сократит затраты на электроэнергию.

В своем заявлении директор Kinetic Solar уточнил, что проект солнечной электростанции, который будет реализован компанией, сможет обеспечить до 38 МВт возобновляемой электроэнергии на металлургических объектах. В дополнение к этому создание проекта также будет способствовать ряду экономических выгод для региона.

<http://www.azovpromstal.com/news/>



УДК. 669.187.2

ВОССТАНОВИТЕЛЬНЫЙ РЕМОНТ СЛЯБОВЫХ МЕДНЫХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА В ЗОНЕ СОЕДИНЕНИЯ

Г. М. Григоренко, Л. И. Адеева, А. Ю. Туник, М. А. Полещук,
В. И. Зеленин, Е. В. Зеленин

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03680, г. Киев-150, ул. Боженко 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования структуры и свойств сварных соединений медных пластин, полученных внахлест сваркой трением с перемешиванием (СТП). Соединяли пластины из чистой меди (М0) разной толщины: верхние — 2,5...5 мм, нижние — 16...22 мм. При СТП меди в результате пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации, получены качественные сварные соединения без трещин и подрезов между основным металлом и металлом шва, а также пор в зоне соединения. Путем накладывания швов на определенном расстоянии друг от друга можно получить сплошное приваривание более тонкой верхней к массивной нижней пластине (по типу наплавки) с перекрытием зон перекристаллизации при минимальном нагреве и короблении деталей. В процессе деформации и перемешивания металла в твердой фазе создается более плотная микроструктура металла зоны соединения по сравнению с основным материалом. Микротвердость металла швов сопоставима с микротвердостью основного металла, а иногда бывает даже выше за счет измельчения зерна и деформации структуры. Так, при скоростях перемещения 110 мм/мин и вращения инструмента 1400 об/мин образовалось сварное соединение, практически равнопрочное с основным металлом. Проведенные исследования позволяют рекомендовать способ СТП для приварки внахлест медного листа к медной плите кристаллизатора машин непрерывного литья заготовок с целью восстановления его первоначальных размеров. Библиогр. 18, табл. 1, ил. 8.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием; рабочий инструмент; режимы сварки; механическое перемешивание; структура; микротвердость; рентгеноструктурный анализ

Критерием эффективности работы кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) на металлургических заводах является срок службы охлаждаемых медных плит, формирующих прямоугольную полость, в которой происходит затвердевание металла заготовки. Применяются преимущественно медные плиты марки МСр (содержание серебра 0,08...0,12 %), стойкость которых не превышает 100 плавков. В последние годы интенсивно внедряются плиты с покрытиями из никеля, Ni-Co, керамики и других материалов. Применение защитных покрытий в несколько раз повышает стоимость кристаллизаторов, однако снижает потери меди, расходы на переналадку кристаллизаторов, увеличивает их стойкость до 1000 плавков [1–4].

Несмотря на значительные успехи в продлении срока службы медных плит с покрытиями проблемы их ремонта остаются актуальными, а создание технологий восстановления слябовых кристаллизаторов

МНЛЗ является важным направлением в металлургии.

Для ремонта медных плит применяются различные способы (газовая, дуговая, контактная сварка, высоко- и низкотемпературная пайка). Однако получить качественное соединение с помощью традиционных способов сварки плавлением довольно трудно, поскольку медь отличается высокой теплопроводностью — примерно 400 Вт/(м·К). При традиционной сварке плавлением из-за высокой теплопроводности меди требуется большее тепловложение, что может приводить к окислению и короблению медных пластин. Кроме того, после сварки в металле шва и зоны влияния образуется крупное зерно, что вызывает резкое снижение прочности.

Для разрешения указанной проблемы перспективным представляется использование нового сварочного процесса — сварки трением с перемешива-

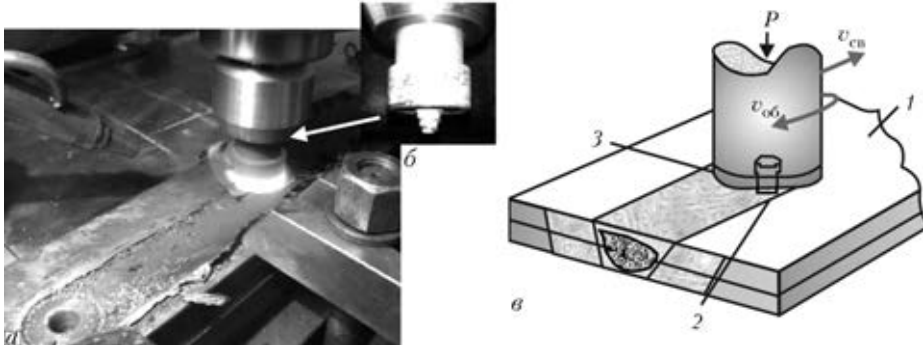


Рис. 1. Общий вид установки (а), рабочий инструмент (б), схема процесса СТП (в): 1 — изделие; 2 — инструмент со специальным профилем; 3 — заплечик

нием (СТП) [5]. Физическая сущность способа СТП заключается в нагреве деталей путем непосредственного преобразования механической энергии в тепло в результате работы сил трения. В процессе сварки металл не расплавляется, соединение формируется из металла в пластичном состоянии. Благодаря этой особенности достигается ряд существенных преимуществ, основное из которых заключается в получении соединения при пониженном тепловложении. Данная технология хорошо развита и успешно используется для алюминия и его сплавов [6, 7]. Изучаются возможности ее применения для сталей, титановых и магниевых сплавов и т. д. [8–11].

Процесс СТП меди исследовали многие авторы [12–16], однако он еще не достаточно хорошо разработан. Поскольку температура плавления и теплопроводность у меди намного выше, чем у алюминия, а сварка проходит при значительно большем тепловложении, следует использовать инструмент, устойчивый против высоких температур.

Цель настоящей работы заключалась в получении СТП соединений медных пластин внахлест, установлении взаимосвязи между структурными изменениями, микротвердостью образцов и режимами, при которых выполняли сварку.

В качестве исходных материалов применяли пластины из чистой меди (М0) разной толщины: верхние — 2,5...5,0, нижние 16...22 мм. Пластины соединяли путем наложения однопроходных швов на определенном расстоянии друг от друга. Для определения оптимальных режимов для СТП чистой меди сварку выполняли при различных скоростях передвижения инструмента и расстояния между швами. Установка для СТП, рабочий инструмент и схема процесса приведены на рис. 1.

Сварку выполняли торцом вращающегося инструмента (рис 1, б, в), имеющего выступающий стержень (пин), который, проникая сквозь верхнюю пластину при перемещении, смешивает металл обеих пластин, образуя шов [12]. Материал инструмента подбирали жаростойким и жаропрочным, что позволило вести процесс при температурах до 900 °С. В этом температурном интервале медь переходит в пластичное состояние. Сам инструмент, особенно пин, подвергается высоким термомеханическим нагрузкам. На разогретый рабочий стержень одновременно действуют вращающий момент и знакопеременные циклические изгибающие силы. Важным требованием к материалу инструмента при этих

температурах является достаточно высокая прочность на изгиб.

Особое значение имеет и форма инструмента. Наилучшие результаты обеспечивает использование пина конусной формы, поскольку в этом случае изгибающие нагрузки передаются по касательной на основное тело инструмента, что очень важно в случае использования инструмента повышенной хрупкости [4]. Для получения качественного соединения подбирались необходимые скорость вращения и осевое давление на инструмент.

Для СТП меди с толщиной верхней привариваемой пластины от 2,5 до 5,0 мм оптимальной являлась боковая нагрузка $2 \cdot 10^4$ Н при осевой нагрузке до $5 \cdot 10^4$ Н и оборотах примерно 1200 об/мин. Скорость перемещения инструмента составляла 80 мм/мин, температура в зоне перемешивания достигала 900 °С.

Металлографические исследования образцов сварных соединений (полированных и после химического травления в концентрированной 50%-й азотной кислоте) осуществляли на оптическом микроскопе «Неофот-32», дюраметрический анализ — на твердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 0,249 и 0,496 Н. Рентгеноструктурный фазовый анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-УМ1 в медном излучении CuK_α .

Металлографические исследования структуры поперечного сечения сварного соединения, полученного при сварке двух медных пластин толщиной 5 и 22 мм, при однопроходном воздействии инструмента показали, что соединение является плотным без трещин и пустот. В соединении зафиксированы зоны, представленные на рис. 2. Основной металл (зона I) показан на рис. 2, б. Структура металла привариваемой пластины (зона II) представляла собой равноосные зерна размером 15...120 мкм с редкими двойниками (рис. 2, в). Микротвердость основного и привариваемого металлов пластины составляла соответственно (1145 ± 60) и (1195 ± 40) МПа.

Типичным для швов, полученных способом СТП как встык, так и внахлест, является наличие ядра, состоящего из овальных концентрических окружностей в виде «годовых» колец. Образование ядра связано с процессами перемешивания металла в пластическом состоянии наконечником рабочего инструмента. Сверху к ядру примыкает перекристаллизованный участок равноосного мелкого зерна верхней пластины, вместе с ядром образующие шов сварного соединения. В центре соединения находится

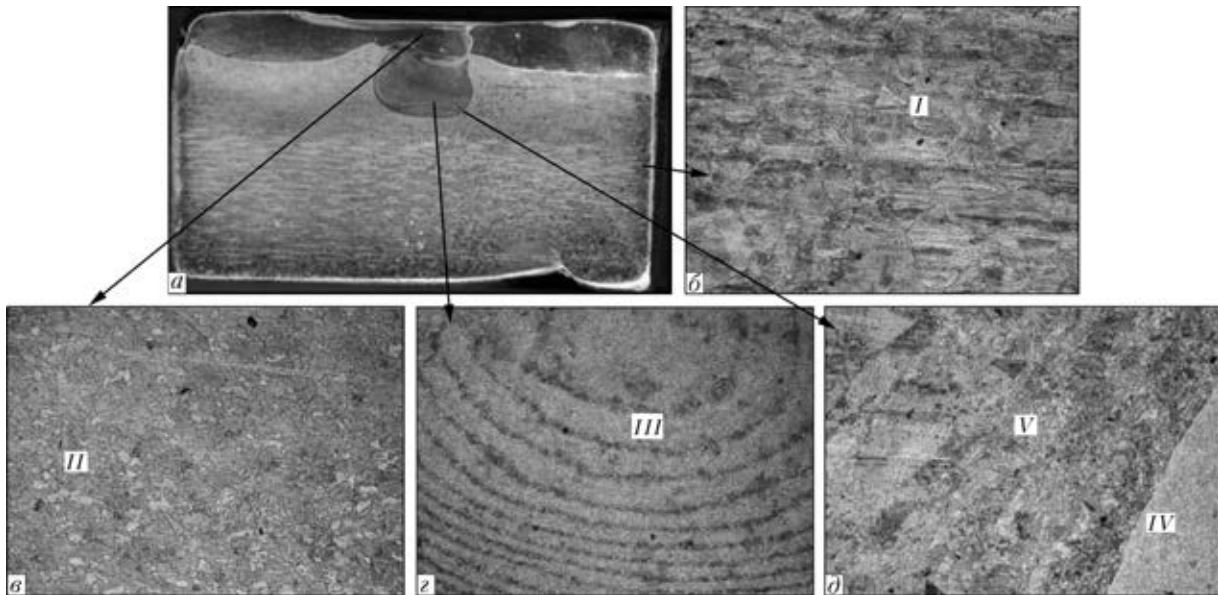


Рис. 2. Структура металла сварного соединения (поперечный разрез), полученного при СТП медных пластин: *a* – общий вид; *b* – основной металл; *c* – металл верхней пластины; *d* – ядро соединения; *e* – зона термомеханического влияния; *a* – $\times 3$; *b-d* – $\times 100$

ся ядро диаметром около 9 мм (зона III) с характерными концентрическими деформационными кольцами (рис. 2, *e*). В зоне III происходит динамическая рекристаллизация перемешиваемых металлов. Структура ее металла состоит из равноосных зерен размером 5...30 мкм, микротвердость – (1157 \pm 50) МПа. Вокруг ядра расположены зоны термического (IV) и термомеханического влияния (V) (рис. 2). В зоне IV произошла полная перекристаллизация с образованием зерна такого же размера, как и в ядре. Следы деформации устранены в результате аккумуляции тепла в металле шва. В зоне V металл нагревается и подвергается пластической деформации. Протяженность этих зон – соответственно 300...350 и 400 мкм (рис. 2, *d*). Мик-

ротвердость их составляет соответственно (1145 \pm 80) и (1170 \pm 30) МПа. На рис. 3 приведена структура металла этого же сварного соединения в продольном сечении шлифа.

Исследование тепловых процессов при СТП меди показало [17], что температура вблизи инструмента достигает максимальных значений (850 °С) и удерживается очень короткое время. Температурный интервал, определяющий ЗТВ, также сохраняется в течение нескольких секунд. Деформация в локальном объеме способствует образованию структуры металла, существенно отличающейся от основного металла. Это приводит к возникновению напряжений между отдельными элементами структу-

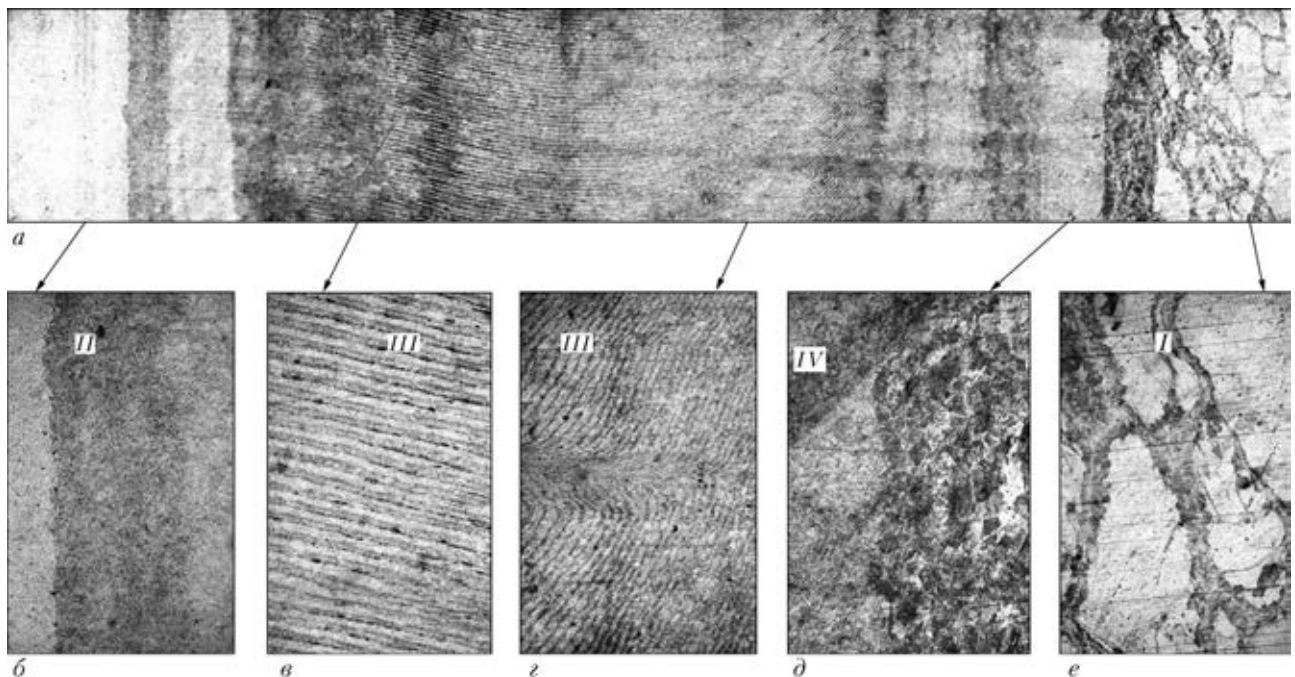


Рис. 3. Структура металла сварного соединения (продольный разрез), полученного при СТП медных пластин: *a* – общий вид; *b* – верхняя пластина; *c*, *e* – ядро соединения; *d* – ЗТВ и ЗТМВ; *e* – основной металл; *a* – $\times 3$; *b-d* – $\times 100$



Режимы СТП и характеристики свариваемых материалов					
№ шва	Свариваемые слои	Толщина слоев, мм	Скорость перемещения инструмента, мм/мин	Нагрузка, $1 \cdot 10^4$ Н	Расстояние между центрами швов, мм
1	Верхний	2,5	56	Боковая	1-2 - 16
2	медный		80	2	2-3 - 17
3	Нижний	16,0	110	Осевая	3-4 - 19
4	медный		160	5	

Примечание. 1. Глубина проникновения инструмента – 5,5 мм. 2. Скорость вращения инструмента – 1400 об/мин. 3. Сечение шлифов по направлению к сварке – поперечное.

ры (структурными напряжениями), т. е. напряжениям второго рода.

Для измерения уровня этих напряжений применяли способ рентгеновской дифрактометрии [18]. Исследовали металл шва сварного соединения, полученного при СТП пластин меди одинаковой толщины (по 5 мм). Для сравнения изучали исходную медную пластину после термообработки (650 °С). По рентгенограммам образцов основного металла (рис. 4, а) и металла шва (рис. 4, б) определены области когерентного рассеивания (ОКР) и напряжения второго рода в относительных единицах ($\Delta\alpha/\alpha$). Область ОКР для основного металла составляет 73 нм, что больше, чем для металла шва (30 нм). Это свидетельствует о том, что металл шва под воздействием термодеформационного цикла имеет большее количество несовершенств кристаллической решетки и, следовательно, кристаллизуется в более мелкозернистую структуру. Напряженное состояние в металле шва в относительных единицах составляет 0,0008, в основном металле – 0,0003. Несмотря на то, что напряжения второго рода в металле швов в 2,5 раза больше, чем в отожженном основном металле, по уровню эти напряжения незначительны. Еще одна существенная особенность СТП – данный способ сварки позволяет накладывать последующий шов на каком угодно расстоянии от предыдущего.

На рис. 5 представлены три сварных шва, расположенных на расстоянии 21...25 мм друг от друга без перекрытия зон приварки и ЗТВ (режимы сварки аналогичны приведенным). При определенных условиях можно получить сплошную приварку одной пластины к другой по типу наплавки при минимальном нагреве и короблении детали. Таким образом, как показывают наши исследования и приведенные в работах [6, 9, 11–14], при правильно подобранных режимах СТП статическая прочность в испытаниях на растяжение и изгиб, относительное удлинение, ударная вязкость, усталостная прочность, т. е. почти все механические параметры металла соединения, находятся на уровне, соответствующем основному металлу или близкому к нему.

При сварке способом СТП двух медных пластин различной толщины изучали влияние скорости сварки и расстояния между центрами швов на структуру и микротвердость металла полученных соединений. Пин-инструмент проходил сквозь тонкую верхнюю пластину, погружаясь в нижнюю за линию

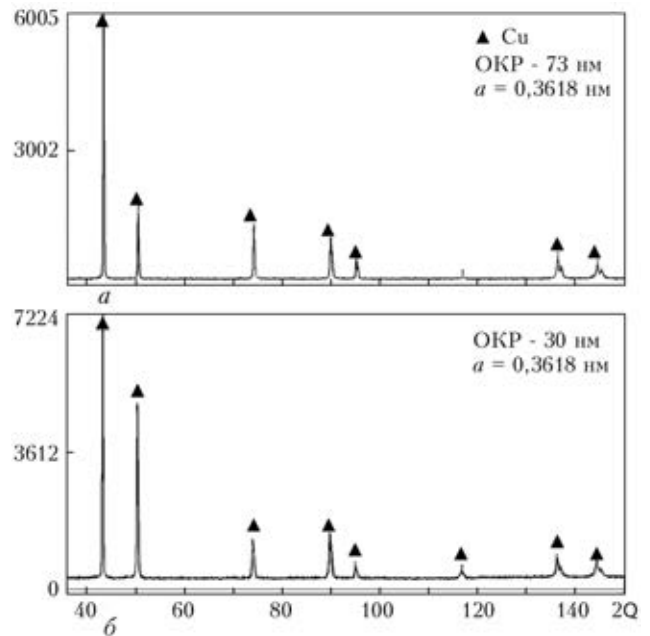


Рис. 4. Рентгенограмма основного металла (а) и металла шва сварного соединения Cu/Cu (б), полученного способом СТП

раздела двух свариваемых деталей. Режимы СТП приведены в таблице. Получено четыре сварных шва при разных скоростях продольного перемещения (56...160 мм/мин) и постоянной скорости вращения инструмента (1400 об/мин). Расстояние между центрами швов изменялось от 16 до 19 мм (рис. 6). Диаметр запящника составлял 31 мм, инструмент изготовлен из WC-Co.

Макроструктура поперечного сечения сварных швов, выполненных при различных скоростях перемещения инструмента, представлена на рис 6. Установлено, что в процессе СТП получены качественные соединения двух медных пластин разной толщины (2,5 и 16,0 мм). Пор и непроваров в зоне сварных соединений не обнаружено.

При металлографическом исследовании микроструктур обнаружено, что структура основного металла состоит из крупных (100...1000 мкм) зерен с двойниками. Изменение скорости перемещения инструмента (от 56 до 160 мм/мин) не оказывает существенного влияния на структуру металла сварных соединений. Во всех случаях в результате прохождения инструмента в верхнем наплавленном слое происходит динамическая перекристаллизация и образуется мелкозернистая структура с размером равноосных зерен от 20 до 100 мкм. Глубина этой зоны составляет 3...5 мм.



Рис. 5. Макроструктура (x3) металла трехшовного сварного соединения, полученного внахлест способом СТП

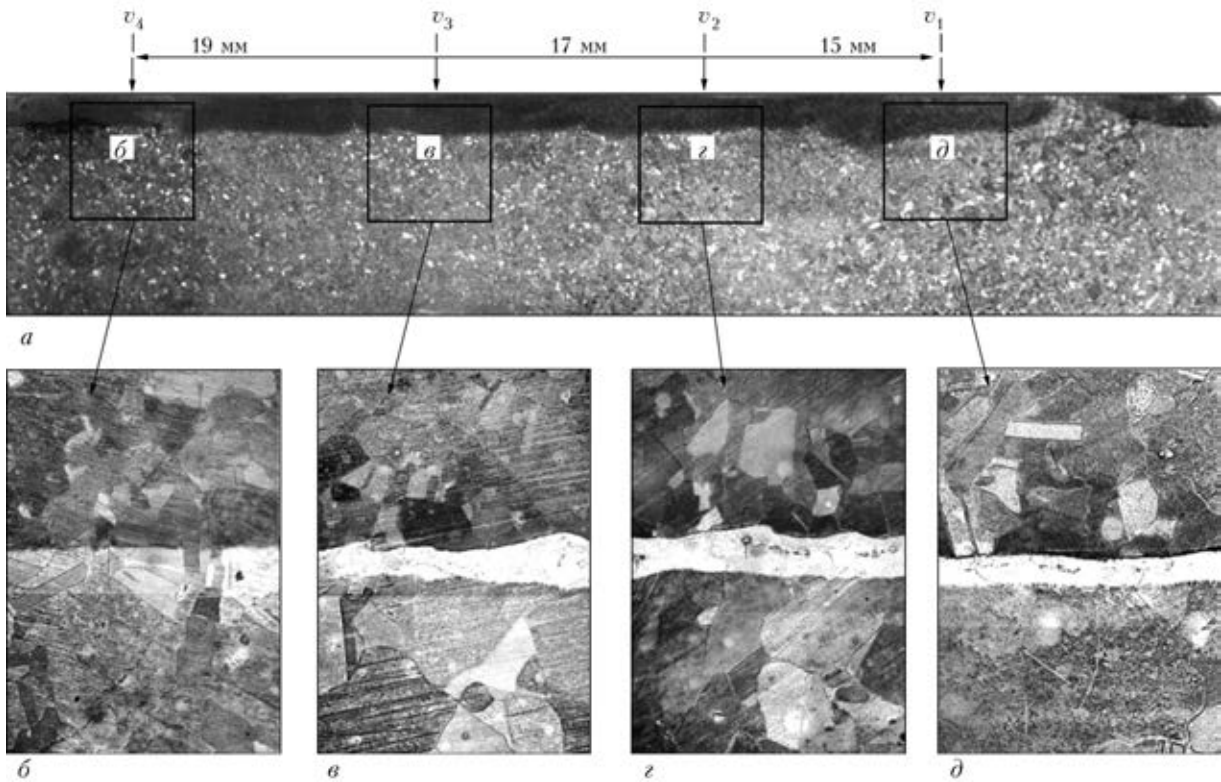


Рис. 6. Макро- (а) и микроструктура (б-д) металла сварных соединений, полученных при различных скоростях передвижения инструмента, об/мин: д – $v_1 = 56$; г – $v_2 = 80$; в – $v_3 = 110$; б – $v_4 = 160$; а – $\times 3$; б-д $\times 200$

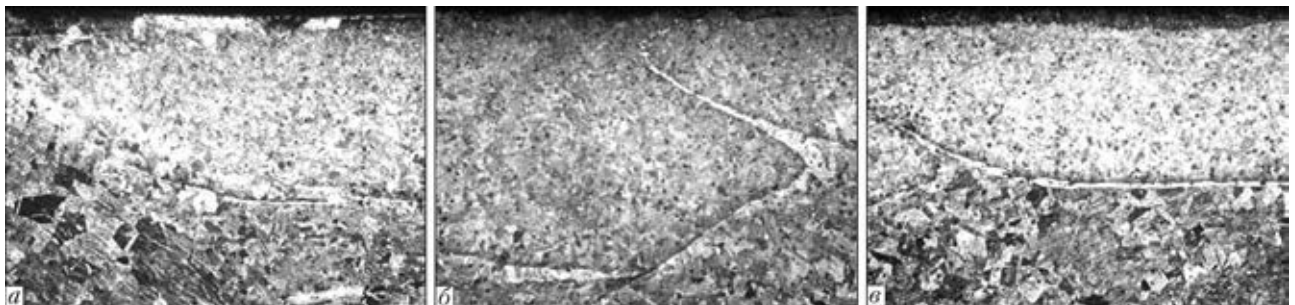


Рис. 7. Структура областей перекрытия между швами: а – 1 и 2; б – 2 и 3; в – 3 и 4, $\times 15$

Под перекристаллизованным металлом верхнего слоя образуется зона ядра овальной формы со слабо очерченными прерывистыми «годовыми» кольцами, глубина которой колеблется от 2 до 5 мм. Размер зерна в ней соизмерим с размером зерна перекристаллизованного металла верхней пластины. В зоне перехода от перекристаллизованного металла ядра к основному металлу обнаружена плохо травящаяся

$HV/HV_{0,М} \%$

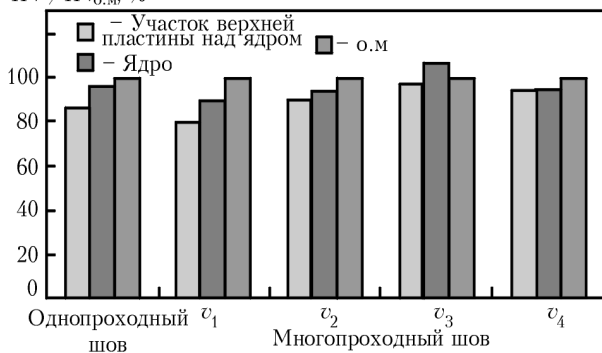


Рис. 8. Отношение микротвердости различных участков шва HV к микротвердости основного металла $HV_{0,М}$

полоса. Очевидно, ее образование связано с деформационными процессами, которые происходят на границе двух зон – зоны перемешивания и ЗТВ. В этой полосе регистрируются цепочки дисперсных оксидных включений (рис. 6).

Как показывают исследования, при СТП внахлест легкоплавких металлов расстояние между швами, равное $1/2$ диаметра заплечика, обеспечивает приварку пластин между собой. При сварке меди зоны перемешивания металла швов перекрывают друг друга (рис. 7). Даже максимальное расстояние между центрами швов (19 мм) при данном диаметре заплечика (31 мм) позволяет получить сплошную линию приварки верхней пластины и нижней. Таким образом, при использованных режимах сварки выделялось количество тепла, необходимое для пластификации и перемешивания материала свариваемых деталей и образования качественного сварочного соединения по типу наплавки.

При СТП достигается высокое качество сварки. В процессе деформации и перемешивания металла в твердой фазе создается более плотная микроструктура зоны соединения, сопоставимая с основным



материалом. Микротвердость металла швов достигает 80...90 % микротвердости основного металла, а иногда даже выше из-за измельчения зерна (рис. 8). Так, при скорости перемещения 110 мм/мин и скорости вращения инструмента 1400 об/мин образовалось сварное соединение, практически равнопрочное с основным металлом. Микротвердость металла участков шва (металла верхней пластины и ядра) по отношению к основному металлу составляет соответственно 98 и 107 %.

Выводы

1. Процесс СТП меди, проводимый без расплавления основного металла за счет пластической деформации металла, нагретого до температуры рекристаллизации при оптимальных режимах сварки, позволяет получить качественное сварное соединение.
2. Путем наложения параллельных швов на определенном расстоянии друг от друга можно получить сплошное приваривание более тонкой верхней к массивной нижней пластине (по типу наплавки) при минимальном нагреве и короблении деталей.
3. В процессе деформации и перемешивания металла в твердой фазе создается более плотная микроструктура зоны соединения по сравнению с основным материалом.
4. Проведенные исследования позволяют рекомендовать способ СТП для приварки внахлест медного листа к медной плите кристаллизатора МНЛЗ с целью восстановления его первоначальных размеров.

1. *Радиальный* слябовый кристаллизатор со шелевыми каналами и никелевым покрытием стенок / А. А. Макрушин, А. В. Куклев, Ю. М. Айзин и др. — М.: Металлургия, 2005. — С. 38–41.
2. *Masato T.* Кристаллизаторы установок непрерывной разливки стали от «Mashima Kosan». Электролакирование и термическое напыление: Междунар. науч.-практ. семинар. — Екатеринбург, 2009. — С. 1–19.
3. *Improvement in continuous casting mold technology the first fully ceramic E coated molds* / K. Goode, D. Preshaw, B. Stalker et al. // *Iron & Steel Technology*. — 2008. — 7, № 2. — С. 74–76.
4. *Упрочнение* наплавкой трением с перемешиванием никелем медных стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок / Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник, П. М. Кавуненко и др. // 36. науч. ст. за результатами, отриманими в 2010–2012 рр., цільової комплексної прог-

- рами НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин». — Киев: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2012. — С. 369–372.
5. *Pat.* 9125978.8 GB, МПК РСТrGB92. Friction stir butt welding / W. M. Thomas. — Publ. 01.12.91.
 6. *Ищенко А. Я., Лабур Т. М.* Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов. — Киев: Наук. думка, 2013. — 415 с.
 7. *Карманов В. В., Каменева А. Л., Карманов В. В.* Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов: сущность и специфические особенности процесса, особенности структуры сварного шва // *Аэрокосмическая техника*. — 2012. — № 32. — С. 67–80.
 8. *Эрикссон Л. Г., Ларссон Р.* Ротационная сварка трением, научные исследования и новые области применения // *Технология машиностроения*. — 2003. — № 6. — С. 81–84.
 9. *Kwon Y. J., Shigematsu I., Saito N.* Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminum alloys // *Materials Letters*. — 2008. — 62. — P. 3827–3829.
 10. *Zhou L., Liu H. J.* Effect of 0.5 wt.% hydrogen addition on microstructural evolution of Ti–6Al–4V alloy in the friction stir welding and post-weld dehydrogenation process // *J. Materials characterization*. — 2011. — 62. — 1036–1041.
 11. *Ueji R., Fujii H. b, Cui L.* Friction stir welding of ultrafine grained plain low-carbon steel formed by the martensite process // *J. Mater. Sci. and Eng.* — 2006. — A 423. — P. 324–330.
 12. *Технология* восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ наплавкой трением с перемешиванием / Ю. Н. Никитюк, Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник и др. // *Современ. электротехнология*. — 2013. — № 3. — С. 51–55.
 13. *Microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure Cu plates* / Y. Sun, N. Xu., Y. Morisada, H. Fujii // *Transaction of JWRI*. — 2012. — 41, № 1. — P. 53–58.
 14. *Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints* / P. Xue, D. R. Ni, D. Wang et al. // *Mater. Sci. and Eng.* — 2011. — 528. — P. 4683–4689.
 15. *Sun Y. F., Fujii H.* Investigation of the welding parameter dependent microstructure and mechanical properties of friction stir welded pure copper // *Ibid.* — 2010. — 527. — P. 6879–6886.
 16. *Hwang Y. M., Fan P. L., Lin C. H.* Experimental study on Friction Stir Welding of copper metals // *J. of materials processing technology*. — Sun Yat-Sen University No. 70, Lien-Hai Rd., Kaohsiung 804, Taiwan-210, (2010). — P. 1667–1672.
 17. *Savolainen K.* Friction stir welding of copper and microstructure and properties of the welds // *Doctoral dissertation for the degree of Doctor of Science in Technology*. — Espoo, Finland: Aalto University School of Engineering, 2012. — 174 p.
 18. *Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия* / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков, А. Н. Иванов, Л. Н. Расстригов. — М.: Металлургия, 1982. — 632 с.

Given are the results of investigation of structure and properties of welded joints of copper plates, produced by overlap friction stir welding (FSW). The plates of pure copper (M0) of different thickness were joined: upper ones were 2.5...5.0 mm. lower ones — 16...32 mm. In FSW of copper, as a result of plastic deformation of metal, heated up to the temperature of recrystallization, the quality welded joints were produced without cracks and undercuts between the base metal and weld metal, as well as pores in the joining zone. By laying out of welds at a definite distance from one another it is possible to produce the full welding-on of thinner upper to massive lower plate (similar to surfacing) with overlapping the zones of recrystallization at minimum heating and distortion of parts. During the process of deformation and stirring of metal in solid state the more dense microstructure of metal of joining zone is created as compared with the base metal. Microhardness of metal of welds is comparable with hardness of base metal, and sometimes being higher due to refining of grain and deformation of structure. Thus, at rates of displacement 110 mm/min and tool rotation 1400 rpm the welded joint was formed almost equal by strength to the base metal. The carried out investigations can recommend the FSW method for overlap welding of copper sheet to copper plate of moulds of the machines for continuous casting of billets to restore their initial sizes. 18 Ref., 1 Table, 8 Figures.

Key words: friction stir welding; working tool; welding modes; mechanical stirring; structure; microhardness; X-ray diffraction microanalysis

Поступила 30.12.2014

УДК 669.187.526.001.57

ОСОБЕННОСТИ ПЕРЕРАБОТКИ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ЛЕГКОВЕСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТХОДОВ

Д. В. Ботвинко, В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев,
Д. М. Жиров, В. Г. Кожемякин

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.
03068, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены источники образования металлических отходов и актуальность их переработки. Проанализированы легирующие элементы, присутствующие в металлических отходах, которые могут быть утрачены в процессе переработки. Рассмотрены способы переплава металлических легковесных отходов без предварительной подготовки (плазменно-дуговой, индукционный, электрошлаковый), показаны их эффективность и недостатки. Определено, что для удобства загрузки стружки в печь ее необходимо предварительно скомпактировать с целью уменьшения объема (в 8 раз). Рассмотрены способы подготовки отходов, которыми являются холодное и электроимпульсное, электротермическое виды компактирования, их эффективность и недостатки. Приведены результаты переплава скомпактированных заготовок способами ЕШП и ПДП. Библиогр. 24, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: стружка; легирующие элементы; компактирование; электрод; заготовка; электрошлаковый переплав; плазменно-дуговой переплав; индукционный переплав; качество слитков

В настоящее время в странах СНГ выпускается более 5000 марок сталей. Особое значение при этом имеет выбор легирующих элементов (хром, никель, марганец, вольфрам, молибден, ниобий, титан, ванадий и др.), повышающих прочность, коррозионную стойкость стали, снижающих опасность хрупкого разрушения и экономическую эффективность использования сталей. Указанные элементы вводят

в жидкую сталь как в чистом виде, так и в виде ферросплавов. Стоимость сталей определяется наличием легирующих элементов, т.е. природных запасов металлов, масштабами их производства и конъюнктурой мирового рынка.

В странах СНГ увеличивается спрос на легированные стали в среднем на 5 %, повышаются цены на легирующие элементы [1].

Легированные стали в основном используются для ответственных конструкций различного назначения, например изготовления деталей машин, подвергающихся большим нагрузкам, а также оборудования и сложных конструкций.

При механической обработке деталей образуется большое количество стружки, коэффициент использования металла при этом составляет 20...40 % [2].

Рациональное использование отходов, образующихся на инструментальных и машиностроительных заводах, — важнейшая задача. Особенно это касается дорогих жаропрочных сплавов и нержавеющей сталей. Существующие технологии переработки кусковых и стружечных отходов инструментальных сталей являются многоступенчатыми и связаны с большими энергозатратами. Для реализации электрошлакового переплава инструментальной стружки используют конструкцию установки ЭШП [3], принципиальная схема которой представлена на (рис. 1).

Из бункера стружка по наклонному желобу через промежуточную воронку подается на весовой дозатор, а затем через вибрационную воронку доза-

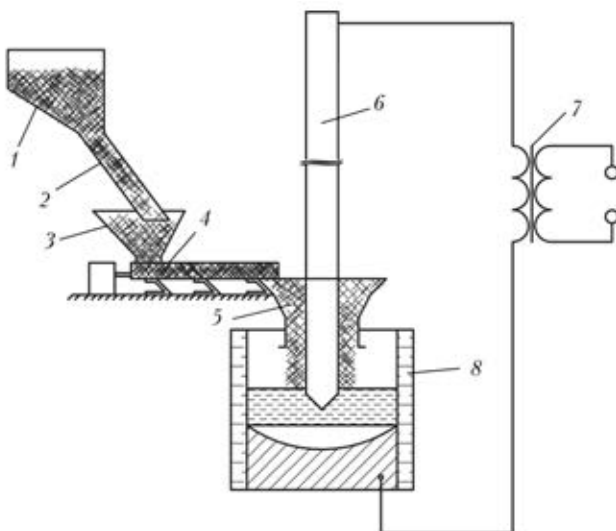


Рис. 1. Схема электрошлаковой печи типа А-550: 1 — бункер; 2 — желоб; 3 — промежуточная воронка; 4 — весовой дозатор; 5 — вибрационная колонна дозатора; 6 — электрод; 7 — источник питания (трансформатор); 8 — кристаллизатор



Химический состав стали Р6М5					
Материал	Массовая доля элементов, %				
	С	W	Mo	Cr	V
Стружка	0,91	6,1	5,2	4,1	2,0
Слиток ЭШП	0,92...0,95	5,75...5,85	4,80...4,95	4,0	1,85...1,90

Примечание. Угар для стружки и слитка ЭШП составляет 20 мас. %.

тора поступает в кристаллизатор, где происходит ее плавление электродом. Для подачи стружки в кристаллизатор можно использовать, например, вековой дозатор ДН-21У с ленточным питателем. Производительность дозирования стружки варьировалась в пределах 30...160 кг/ч.

Установка для ЭШП стружки может быть смонтирована на базе серийного аппарата для электрошлаковой сварки и наплавки А-550 с источниками питания — однофазными трансформаторами ТСД-2000.

Предложенная технология реализована на стандартной электрошлаковой печи типа А-550, оборудованной системой дозирования и подачи стружки. Плавку стали Р6М5 выполняли в кристаллизаторе ЭШП диаметром 125 мм с применением литого электрода диаметром 50 мм, выплавленного в дуговой электропечи с использованием 100 % кусковых отходов инструментального производства и введения с дозатора в процессе переплава стружки стали Р6М5.

При этом для получения качественного слитка количество используемой для переплава стружки не должно превышать 60...70 % массы шихты [4]. Химический состав стружки и отливки стали Р6М5 приведен в таблице.

Быстрорежущая сталь Р6М5, полученная из стружки ЭШП, характеризуется отсутствием дефектов ликвационного происхождения, плотной бездефектной макроструктурой, микроструктурной структурой и структурной однородностью.

Таким образом, предложенный способ электрошлакового переплава стружки позволяет получать инструментальную сталь, которая полностью соответствует всем требованиям стандарта.

Преимуществом установок ЭШП является универсальность (можно плавить чугун и любые марки стали), сравнительно невысокая стоимость оборудования, компактность, простота управления. Существенный недостаток заключается в высоких значениях энергоемкости, большом угаре металла и легирующих элементов.

В промышленности для переплавки отходов тугоплавких металлов и сплавов используют электронно-лучевые [5], дуговые [6] и плазменно-дуговые [7] печи мощностью до 600 кВт [8].

Наиболее производительной является электронно-лучевая технология переплава с переливом, когда плавка и рафинирование отделены от процесса кристаллизации сплава, а печь имеет 4–5 электронных пушек различной мощности. При переплаве титана жидкая ванна перегревается на 150...200 °С выше температуры ликвидуса, сливной носок изложницы обогревается, форма может быть непод-

вижной или вращаться вокруг своей оси с частотой до 500 об/мин. Плавка происходит при остаточном давлении $1,3 \cdot 10^{-2}$ Па. Процесс плавки начинают с наплавки гарнисажа, затем вводят лом.

При плавке в дуговых печах используют нерасходуемый и расходуемый электроды. При использовании нерасходуемого электрода шихту загружают в тигель, чаще всего в медный водоохлаждаемый или графитовый кристаллизатор, в качестве электрода используют графит или вольфрам. При заданной мощности плавка различных металлов отличается скоростью плавления и рабочим вакуумом. Плавку проводят в два этапа: нагрев шихты и собственно плавление. Масса разливаемого металла на 15...20 % меньше из-за образования гарнисажа [9]. На этом переделе общий угар шихты составляет 6...12 %.

Для переплава стружки в индукционных печах требуется преодоление ряда технологических трудностей, поскольку стружка плохо разогревается. При этом существенно снижается КПД печей и их производительность. Насыпная масса стружки составляет около $1...2 \text{ т/м}^3$, поэтому она всплывает и накапливается в холодном шлаке [10]. Оксиды, вносимые стружкой, приводят к обезуглероживанию сплава, накоплению неметаллических включений, газовых пор и т. д. Как правило, доля стружки в шихте при индукционной плавке не превышает 10...15 %. Окалина вообще не поддается переработке в традиционных печах.

Плазменно-дуговой способ переплава шихты в подвижном кристаллизаторе позволяет избежать загрязнения металла углеродом, входящим в состав футеровки, азотом и кислородом, шлаковыми включениями, присущими промышленным способам выплавки ферросплавов [11]. Это дает возможность существенно повысить качество ферросплавов и легированных сталей [12]. В результате переплава получены слитки из шихтовых отходов (фракции 2...5 и 5...12 мм). Перед плавкой камеру вакуумировали и заполняли аргоном до избыточного давления, в процессе плавки поддерживали его в пределах 10...30 кПа. Расход аргона в плазмотроне составлял около 5 л/мин.

Основной недостаток плазменно-дугового способа переплава шихты заключается в ограничении геометрических размеров при переплаве, а также невозможности подгрузить шихту, расходе аргона, сложности оборудования.

Производительность плазменно-индукционных печей на 25...30 % выше, чем индукционных. Существует ряд схем плазменно-индукционных печей (рис. 2) [13], наиболее применяемых при переплаве сыпучей легковесной шихты типа латунных шлаков

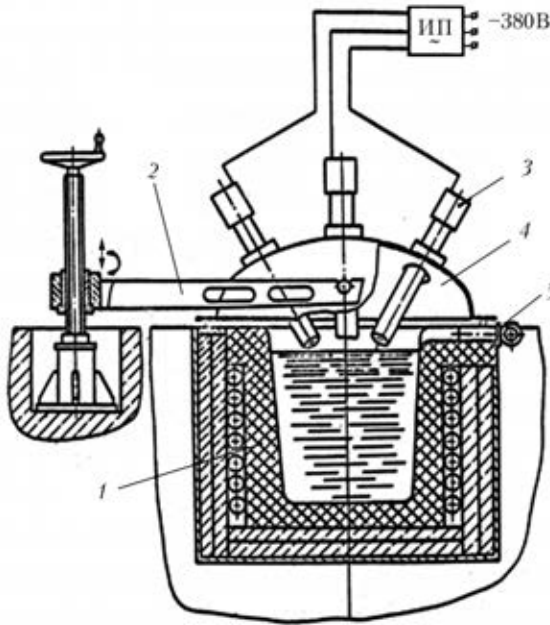


Рис. 2. Схема плазменно-индукционной печи: 1 — тигель; 2 — поворотная балка поднимающего механизма; 3 — плазмотроны; 4 — футерованная водоохлаждаемая крышка; 5 — уплотняющий клапан

и стружки, где требуется невысокий удельный тепловой поток энергии в жидкий металл для предотвращения потерь на угар цинка и других элементов с высокой упругостью пара.

При переплаве латунной стружки с большим содержанием цинка, например ЛЦ40С, угар металла превышает 12%. Введение стружки в шихту в значи-

тельных количествах приводит к ее чрезмерному окислению во время плавки и образованию большого количества шлака, что приводит к зарастанию горловины тигля и каналов. Также безвозвратно теряются легирующие элементы (цинк, олово, марганец и др.) [13, 14]. Поэтому общее количество стружки ограничено 15% массы шихты.

Анализ способов показал, что для удобства загрузки стружки ее лучше скомпактировать в заготовку при дальнейшем использовании для переплавных процессов.

Основными способами получения скомпактированных заготовок для переплавных процессов в настоящее время является холодное полунепрерывное и электроимпульсное прессование через конусную проходную или глухондную матрицу [15]. При холодном прессовании сцепление кусочков шихты осуществляется за счет механического сдавливания контактов, возникающих при больших усилиях деформации, зависящих от пластичности прессованных материалов [16].

Так, для получения скомпактированной заготовки требуемых прочности и габаритов (диаметр 350...650 мм, длина 5000 мм) необходимо создавать большие значения удельного давления прессования (6,5...9,0 кПа). Для этого применяют вертикальный пресс (рис. 3), который представляет собой гигантские конструкции стоимостью до 10 млн дол. США [17].

Первая порция шихты после прессования полностью не вытягивается. Часть оставшейся в матрице служит подвижным поддоном для следующей порции. При максимальных значениях усилия прессовки осуществляется перемещение прессовки вдоль внутренней поверхности матрицы. Процесс протекает непрерывно до достижения необходимых размеров отпрессованных заготовок.

Из-за образования больших растягивающих напряжений возникают трещины, которые могут стать причиной разрушения расходуемого электрода в процессе плавки. Высокопрочные легированные стали фактически не поддаются компактированию с использованием этого способа, поскольку для их прессования необходимо применение еще более высокого давления в связи с малой пластичностью, что способствует повышению себестоимости продукции и снижению производительности.

Существует способ электроимпульсного брикетирования металлической стружки и других шихтовых материалов (рис. 4) [18]. Суть способа заключается в том, что стружку прессуют при сравнительно небольшом давлении (до 500 Па), а затем подвергают специальной обработке с использованием коротких импульсов электрического тока.

Механизм нагрева предварительно спрессованной стружки в брикет заключается в следующем. Через стружку подают короткие импульсы электрического тока, стружка нагревается в зоне контакта ее частиц.

В связи с тем, что сопротивление контактов между частицами стружки значительно выше, чем

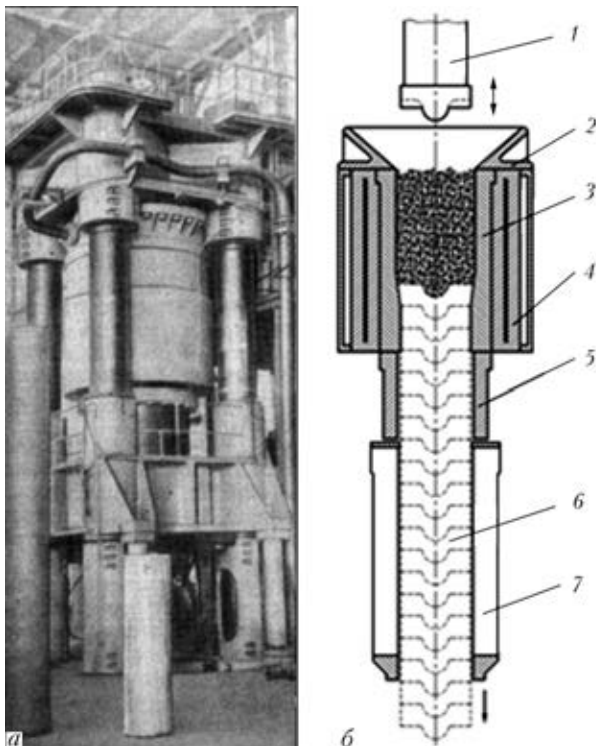


Рис. 3. Гидравлический пресс для изготовления расходных электродов: а — общий вид, на переднем плане готовые электроды; б — схема гидравлического пресса; 1 — пресс-штемпель с фигурной шайбой; 2 — приемная воронка; 3 — втулка контейнера; 4 — контейнер; 5 — первая направляющая втулка; 6 — электрод; 7 — вторая направляющая втулка

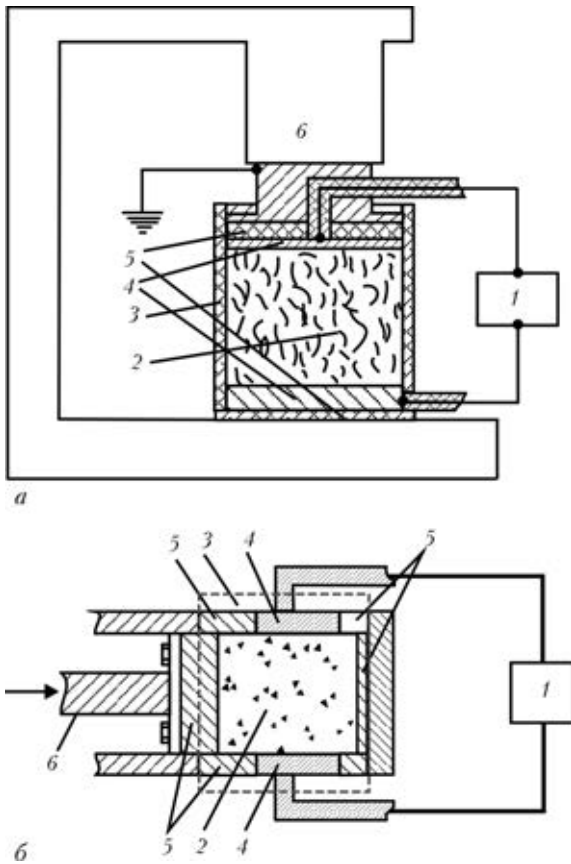


Рис. 4. Схемы установок для использования способа электроимпульсного брикетирования с вертикальным (а) и горизонтальным (б) прессами: 1 – источник импульсного электрического тока; 2 – стружка; 3 – электроизолированная пресс-форма; 4 – электроды; 5 – изоляторы; 6 – пресс

частиц, джоулева энергия при протекании тока выделяется практически только в местах контактов между частицами, при этом длительность импульса тока задается таким образом, чтобы за время импульса энергия не успела выделиться из зоны контактов за счет теплопроводности. Это дает возможность локального разогрева зоны контактов между частицами шихты без разогрева всей массы.

Однако полученные таким образом брикеты в ряде случаев имеют недостаточные значения плотности и прочности (для высокопрочных сплавов пористость брикетов составляет до 50 %), поскольку при указанных режимах невозможно образование прочных и надежных контактов между частицами стружки в процессе их спекания.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ компактирования стружки способом полунепрерывного горячего прессования под током и создана опытная промышленная установка. Суть способа заключается в компактировании стружки одновременно с прямым электронагревом в проходной матрице специальной конструкции (рис. 5) [19].

Процесс осуществляется при относительно невысоких усилиях (2,5 МПа), что значительно сокращает стоимость оборудования. Установка оснащена механизмом вытягивания, что позволяет получать компактированную заготовку (рис. 6) до 1 м с

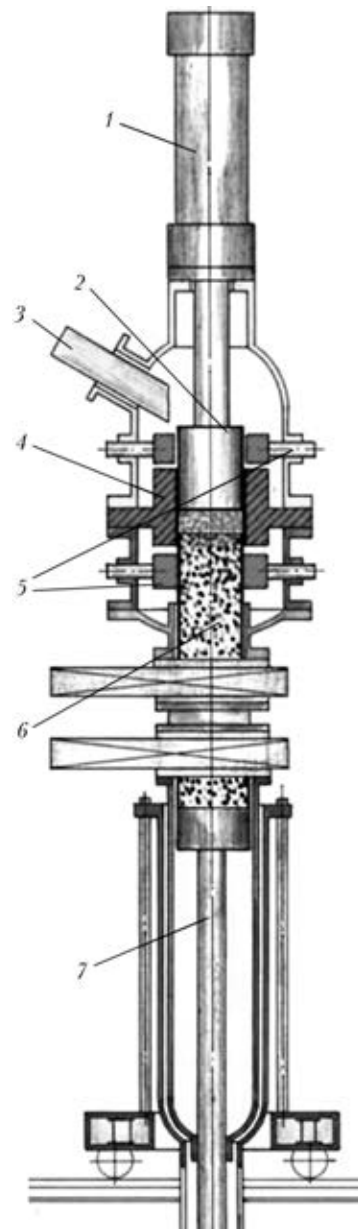


Рис. 5. Схема установки для компактирования: 1 – гидроцилиндр; 2 – пуансон; 3 – лоток для подачи стружки; 4 – матрица; 5 – токоподводы; 6 – скомпактированная заготовка; 7 – шток

плотностью, составляющей 60...65 % теоретической, которую можно использовать в дальнейших переплавных процессах.

ЭШП спрессованной заготовки из стружки ЭП609-Ш производили в глухдонном кристаллизаторе с жидким стартом. В качестве шлака применяли смесь АНФ-6 с флюоритовым концентратом при значениях тока 1,5...2,0 кА и напряжения 35...36 В. В результате выплавлены слитки диаметром 175 мм, высотой 175...250 мм и массой 32...42 кг



Рис. 6. Заготовка, скомпактированная из стружки жаропрочного сплава ЭП609-Ш

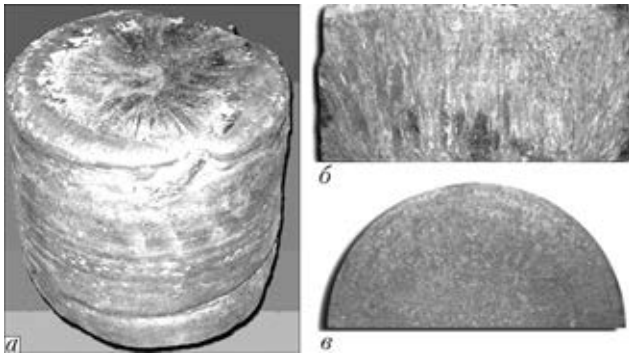


Рис. 7. Слиток диаметром 175 мм (а), выплавленный способом ЭШП из скомпактированной стружки ЭП609-Ш; б — поперечное; в — продольное сечение

(рис. 7). Металлографические исследования темплетов (рис. 7, б, в) показали, что металл имеет плотную структуру без видимых дефектов [20].

Механические свойства и химический состав выплавленного металла соответствуют требованиям И 225.105.092–87 для состава слитков ЭП-609-Ш.

Для плазменно-дугового переплава (ПДП) скомпактированной заготовки из смеси аустенитных сталей X18N9 и X18N10T использовали кристаллизаторы двух типов (диаметром 125 мм и квадратный со стороной 125 мм). В результате ПДП получено два типа слитков круглого (рис. 8, а) и квадратного сечений (рис. 8, б) [21]. Исследования химического состава показали, что в процессе ПДП все

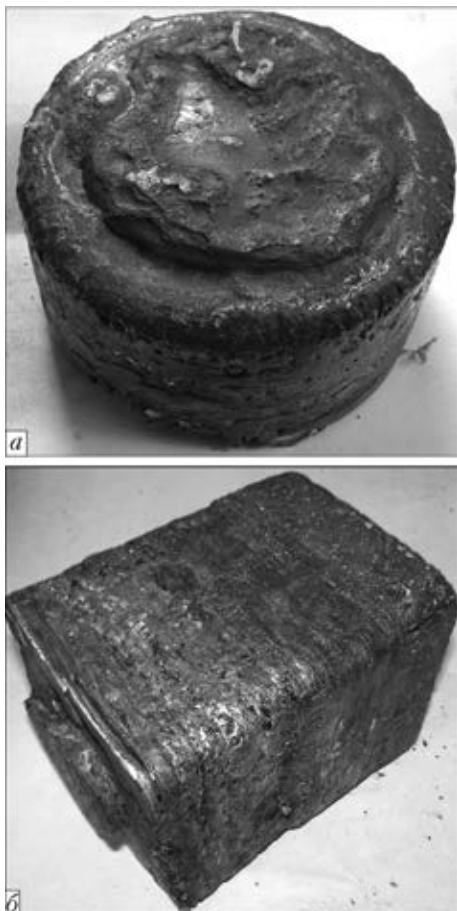


Рис. 8. Слитки круглого (а) и квадратного (б) сечений, полученные в результате ПДП заготовки, скомпактированной из стружки сталей X18N10T и X18N9

легирующие элементы находятся в пределах, допустимых ГОСТ 977–98, в том числе титан и углерод. Механические свойства выплавленного металла соответствуют требованиям ГОСТ 977–98, а по некоторым показателям превосходят их.

Из поперечных темплетов изготовили макрошлифы круглые диаметром 125 мм и квадратные со стороной 125 мм (рис. 9, а, б). На поперечных темплетах видно, что металл плотный, каких-либо дефектов не обнаружено, однако на продольных образцах слитков (рис. 9, в) выявлены одиночные крупные включения шлака диаметром 5...7 мм.

После переплава на поверхности слитка образуется шлаковая корка. На боковых поверхностях ее толщина достигает 1 мм, а на верхнем торце слитка 10 мм, что мешает формированию ровной поверхности слитка. Это можно объяснить тем, что в скомпактированной заготовке присутствуют несгоревшие остатки смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ). Следовательно, для получения более качественных слитков, выплавляемых в условиях ПДП, стружку аустенитных нержавеющей сталей перед компактированием необходимо промывать от СОЖ и снижать скорость вытягивания слитка при переплаве до 2...4 мм/мин [22–24].

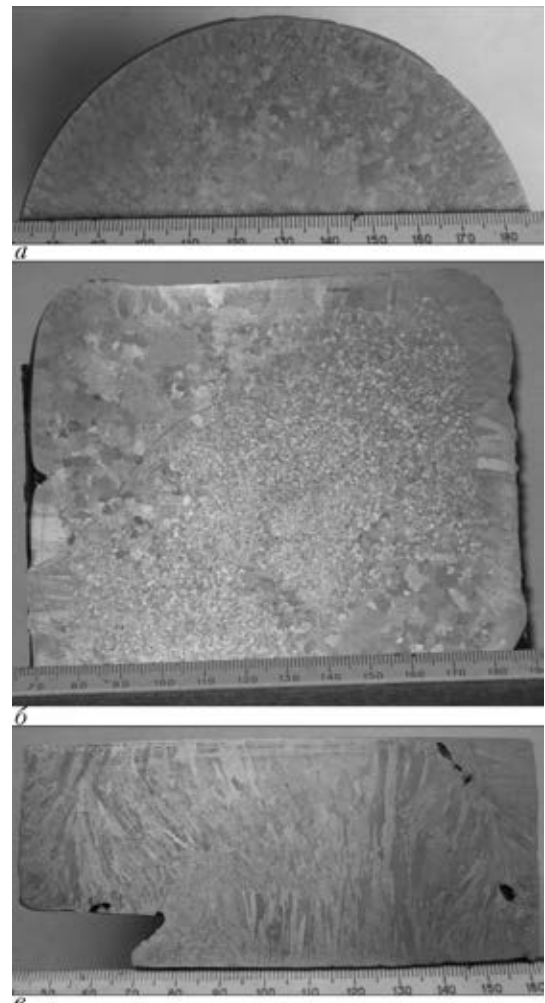


Рис. 9. Макрошлифы поперечных круглого (а), квадратного (б) и продольного (в) темплетов



Выводы

1. Основные недостатки способов прямого переплава измельченных легковесных металлических отходов заключаются в ограниченном объеме загрузки стружки в плавильное пространство из-за ее низкой насыпной массы, существенного угара легирующих элементов. Показано, что при компактировании стружки в заготовку объем уменьшается в 4...8 раз, благодаря чему ее удобно транспортировать, а также использовать в дальнейшем переплаве в виде брикетов или расходоуемых электродов.

2. Анализ литературы показал, что заготовки, полученные способами холодного и электроимпульсного компактирования, имеют низкие значения механических свойств, что является причиной разрушения электрода при переплаве. С целью устранения недостатков предложен способ электротермического компактирования для получения компактных и длинномерных заготовок, которые можно использовать в качестве электродов или заготовок для процессов спецэлектрометаллургии.

3. Показано, что процесс ЭШП скомпактированных заготовок проходит стабильно, часть остатков СОЖ удаляют после компактирования, а остальные — при прохождении капель металла через шлак. Результаты исследования полученных слитков ЭШП стали ЭП609-III показали, что химический состав и механические свойства стали сохраняются.

4. Химический состав слитков, полученных при ПДП скомпактированных заготовок из стружки X18N10T и X18N9, соответствует ГОСТ 5632-72. Для повышения качества слитков при ПДП необходимо промывать стружку перед компактированием, защищать зону компактирования аргоном и уменьшать скорость переплава заготовок.

1. Моргунов В. М. Печи литейных цехов (учебное пособие). — Пенза, 2009. — С. 135-140.
2. *Металургія* кольорових металів Ч. 7. Вторинна металургія кольорових металів / В. М. Бредихін, М. О. Маняк, В. О. Смирнов та ін. — Запоріжжя, 2009. — С. 21-23.
3. Пат. 2405843 РФ, МПК С 22 В 9/18, В 22 В 23/10. Способ выплавки высококачественных инструментальных сталей из отходов инструментального производства / В. А. Альтман, О. И. Орлов. — Опубл. 02.10.2010, Бюл. № 10.
4. Строганов А. И., Петров А. К., Зверев Б. Ф. Потери вольфрама при производстве быстрорежущей стали // *Металлург.* — 1971. — № 1. — С. 30-33.

5. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Е. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 237 с.
6. *Металлургия* титана / В. В. Гармата, В. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1968. — 624 с.
7. Патон Б. Е., Лакомский В. И., Забарилко О. С. Плазменно-дуговые печи с медным водоохлаждаемым кристаллизатором // *Сталь.* — 1967. — № 6. — С. 507-511.
8. Иванов В. Г. Переплав стружки быстрорежущих сталей // *Металлургия.* — 1975. — № 4. — С. 25-26.
9. Мілевська О. М., Ремізов Г. О. Особливості плазмової гарнісажної плавки, УП-109 // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра.* — Київ: КПІ, 2011. — 64 с.
10. Костяков В. Н. Плазменно-индукционная плавка. — Киев: Наук. думка, 1991. — 208 с.
11. Еднерал Ф. П. Электрометаллургия стали и ферросплавов. — М.: Металлургиздат, 1963. — 540 с.
12. Мескин В. С. Основы легирования стали. — М.: Металлургиздат, 1964. — 684 с.
13. Виноградов М. И. Включения в стали и ее свойства. — М.: Металлургиздат, 1963. — 252 с.
14. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техника, 1974. — 336 с.
15. Ерохин А. А. Закономерности плазменно-дугового легирования и рафинирования металлов. — М.: Наука, 1984. — 185 с.
16. Кришкін Б. Б. Впровадження технологій холодного об'ємного штампування на підприємствах із дрібносерійним характером виробництва // *Техніка в сільськогосподарському виробництві, галузеве машинобудування, автоматизація.* — 2008. — Вип. 20. — 57 с.
17. Нікітін В. В. Створення та дослідження технології брикетування порошкових відходів алюмінієвого виробництва: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Донецьк, 2002. — 20 с.
18. Нікітін В. В. Створення та дослідження технології брикетування порошкових відходів алюмінієвого виробництва: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Донецьк, 2002. — 20 с.
19. Самуйлов С. Д. Электрофизический способ брикетирования металлической стружки: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — СПб, 2002. — С. 22.
20. Пат. 7997 Украина, МПК С 22В1/24. Спосіб компактування металевої шихти / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. — Опубл. 10.08.2007; Бюл. № 12.
21. *Качество* слитков ЭШП, выпаленных из электродов, спрессованных из стружки аустенитных нержавеющей сталей / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Ф. К. Биктагиров и др. // *Современ. металлургия.* — 2012. — № 4. — С. 46-48.
22. *Плазменно-дуговой* переплав заготовки, скомпактированной из стружки стали ЭП609-III / В. А. Шаповалов, Ф. К. Биктагиров, В. Р. Бурнашев, Ю. А. Никитенко // *Там же.* — 2011. — № 3. — С. 21-23.
23. *Поведение* газовых примесей при плазменно-дуговом переплаве заготовки, скомпактированной из стружки аустенитных нержавеющей сталей / В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Д. М. Жиров и др. // *Там же.* — 2012. — № 2. — С. 45-46.
24. *Плазменно-дуговой* переплав заготовок, скомпактированных из стружки аустенитных нержавеющей сталей / В. Р. Бурнашев, В. А. Шаповалов, Д. М. Жиров и др. // *Там же.* — 2013. — № 1. — С. 37-40.

Considered are the sources of formation of metallic wastes and urgency of their recycling. Analyzed are the alloying elements, contained in metal wastes, which can be lost during recycling. Methods of remelting of metal light-weight wastes without preliminary preparation: plasma-arc, induction, electroslag are described, their efficiency and drawbacks are shown. It was found, that for convenience of chips loading into the furnace it is necessary to compact them for decreasing the volume (8 times). The methods of waste preparation, which are cold and electro-pulsed, electro-thermal compacting, their efficiency and drawbacks are considered. The results of remelting of compacted billets by ESR and PAR methods are given. 23 Ref., 1 Table, 9 Figures.

Key words: chips; alloying elements; compacting; electrode; billet; electroslag remelting; plasma-arc remelting; induction remelting; quality of ingots



ВЛИЯНИЕ СОДЕРЖАНИЯ НИКЕЛЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЛИТОГО ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА $VCrMnFeCoNi_x$

М. В. Карпец¹, В. Ф. Горбань¹, А. Н. Мысливченко¹,
С. В. Марченко², Н. А. Крапивка¹

¹Институт проблем материаловедения НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Кржижановского, 3. E-mail: karp@ipms.kiev.ua

²Сумский государственный университет (СумГУ).

40007, г. Сумы, ул. Римского-Корсакова, 2. E-mail: info@pmtkm.sumdu.edu.ua

Исследованы характеристики износостойкости системы высокоэнтропийных сплавов $VCrMnFeCoNi_x$ в процессе трения о не жестко закрепленные абразивные частицы. Использовали литые сплавы системы $VCrMnFeCoNi_x$ (где $x = 1,0; 1,5; 2,0$ в молярном соотношении), полученные способом аргоно-дуговой плавки. Изучены фазовый состав, микроструктура, микротвердость и износостойкость данной системы сплавов. В указанных сплавах образуется твердый раствор со структурой ГЦК и σ -фаза, кристаллическая структура которой аналогична таковой тетрагональной σ -фазы бинарной системы Fe–Cr. По мере увеличения в системе содержания никеля количество σ -фазы уменьшается. При рентгеноструктурном анализе сплавов системы $VCrMnFeCoNi_x$ отмечена аномально низкая интенсивность дифракционных спектров относительно фона, линии сильно уширены и ассиметричны, что свидетельствует об искажении кристаллической решетки из-за наличия в ней атомов с различными атомными радиусами. Сплав $VCrMnFeCoNi_1$, содержащий наибольшее количество σ -фазы, имеет близкие значения коэффициентов износостойкости при трении с наплавочным покрытием Т-590. С помощью оптической и растровой электронной микроскопии исследованы микроструктуры сплавов данной системы. Распределение элементов между фазами изучали с помощью энергодисперсионного анализа и характеристического излучения. Согласно данным энергодисперсионного анализа, в сплаве $VCrMnFeCoNi_{1,5}$ σ -фаза обогащена хромом, в то время как твердый раствор – никелем. В сплаве $VCrMnFeCoNi_1$ σ -фаза и твердый раствор близки по химическому составу. Микротвердость испытанных материалов в зоне трения на 30...65 % выше, чем вне зоны трения. Библиогр. 10, табл. 2, ил. 5.

Ключевые слова: высокоэнтропийный сплав; зона трения; абразив; σ -фаза; микротвердость; покрытие

Развитие современной техники требует новых антифрикционных материалов, способных работать при больших нагрузках и при этом сохранять заданные значения упругих свойств. Предложена концепция многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭС). Получение высокопрочного и термодинамически устойчивого многокомпонентного литого сплава за счет снижения его свободной энергии не только в расплавленном состоянии, но и после затвердевания является довольно перспективной задачей [1, 2]. Для достижения столь высокой энтропии смешения сплав, как правило, должен состоять из пяти и более основных элементов с концентрацией от 5 до 35 ат. %. Полученные таким образом ВЭС характеризуются повышенной твердостью, прочностью и термостабильностью [3–5]. Особенно важны эти характеристики для материалов, подверженных трению, что и определяет актуальность данной работы.

Высокоэнтропийный сплав $VCrMnFeCoNi_x$ с разным содержанием никеля ($x = 1,0; 1,5; 2,0$ в молярном соотношении, далее $Ni_1, Ni_{1,5}, Ni_2$), получен

способом аргонодуговой плавки в печи МИФИ-9. Исходным материалом были гранулы металлов с чистотой 99,9 %. Плавку рассчитанных навесок массой 100 г проводили нерасходуемым вольфрамовым электродом на медной водоохлаждаемой подине. Полученные слитки переплавляли 6–7 раз для гомогенизации состава. Охлаждали слитки со скоростью примерно 80 К/с.

Микроструктуру и химический состав сплавов исследовали с помощью растровых электронных микроскопов Superprobe-733 (JEOL) и РЭМ-106И «Selmi», последний оснащен системой энергодисперсионного анализа (EDS), дополнительно использовали оптический микроскоп Neophot 21. Фазовый состав изучали с помощью рентгеновского дифрактометра Ultima IV (Rigaku) в монохроматическом CuK_α -излучении. Монохроматизацию излучения обеспечивали монокристаллом графита на дифрагированном пучке. Обработку результатов осуществляли методом полнопрофильного анализа с помощью программы PowderCell 2.4.

Измерение микротвердости проводили на установке «Микрон-гамма» при нагрузке F=0,3 Н алмазной пирамидкой Берковича с углом заточки 65°, нагружение и разгружение выполняли автоматически на протяжении 30 с. Диагональ отпечатка имела размер около 30 мкм. Данный прибор автоматически вычисляет такие характеристики материала, как микротвердость и приведенный модуль упругости (модуль Юнга) E_r в соответствии с международным стандартом ISO 14577-1:2002(E).

Износостойкость измеряли согласно ГОСТ 23.208–79; схема установки приведена на рис. 1. Образцы для определения износостойкости имели вид пластин размером 30×40×4 мм. Эталонные образцы изготовлены из стали 45 в отожженном состоянии. При определении износостойкости использовали резиновый ролик диаметром 50, шириной 15 мм. В качестве абразивного материала использовали электрокорунд зернистостью 16-П (ГОСТ 3647–80). Для всех экспериментов количество оборотов ролика составляло 600, скорость 60 об/мин, расход электрокорунда 650 г на образец при нагрузке 44 Н.

Установлено, что сплав VCrMnFeCo является однофазным со структурой σ -фазы типа FeCr. В бинарных системах σ -фаза на основе металлов (соединения $AlTa_2$ и Co_2W_3) образуется при средней электронной концентрации в пределах 4,33...

...7,20 эл./ат ($VEC = \sum_{i=1}^n c_i N_i$, где n — количество

компонентов сплава; c_i — концентрация i -того элемента (ат. %); N_i — количество валентных электронов i -того элемента, а твердый раствор со структурой ГЦК начинает образовываться в ВЭС, которые имеют $VEC \geq 7,2$ эл./ат. [6, 7]. Средняя электронная концентрация сплава VCrMnFeCo составляет 7,0 эл./ат. Следовательно, для повышения средней электронной концентрации (и получения совместного образования σ и ГЦК фаз) решено ввести элемент, содержащий большее количество валентных электронов на внешней оболочке. Таким элементом является никель, у которого $N = 10$ эл./ат. на внешнем уровне. Это позволило получить естественный композиционный материал с пластической матрицей в виде твердого раствора с ГЦК структурой, упрочненной частицами твердой σ -фазы.

На рис. 2 представлены рентгенограммы литых сплавов VCrMnFeCoNi_x. Во всем исследованном концентрационном интервале содержания никеля количество фаз изменяется от двух (твердый раствор с ГЦК структурой + σ -фаза) до одной (твердый раствор с ГЦК структурой), т. е. по мере увеличения количества никеля в сплаве увеличивается количество твердого раствора с ГЦК структурой. У сплавов VCrMnFeCoNi_x σ -фаза является изоструктурной по отношению к тетрагональной σ -фазе бинарной системы Cr–Fe.

Рассматривая особенности ВЭСов, необходимо отметить, что на дифрактограммах дифракционные

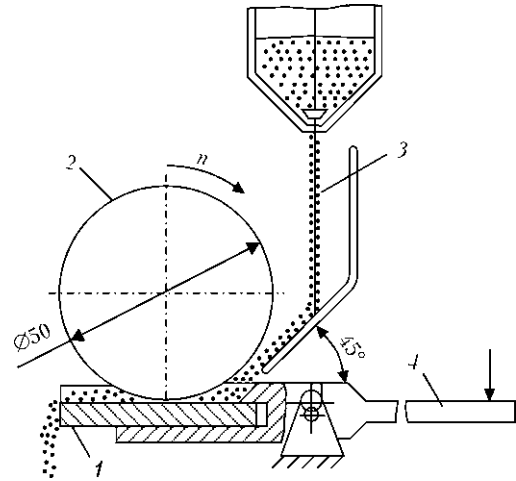


Рис. 1. Схема установки для испытания на износостойкость: 1 — образец; 2 — резиновый ролик; 3 — электрокорунд; 4 — нагрузка

максимумы имеют низкую интенсивность относительно фона, также они сильно уширены и ассиметричны (по сравнению с бинарными σ -фазами и твердыми растворами), а на больших углах дифракции ($2\theta > 70^\circ$) не фиксируется разделение K_α -дублета (рис. 2). В совокупности это свидетельствует о сильном искажении кристаллической решетки из-за наличия в ней атомов с различными атомными радиусами [8].

Согласно данным рентгеноструктурного анализа сплав Ni₁ содержит две фазовые составляющие. Для определения характера распределения элементов между фазами исследована его микроструктура в отраженных электронах и характеристическом рентгеновском излучении (рис. 3, e). Однако ни на одной из микроструктур эти фазы не различаются. И только комплексное исследование с применением метода оптической микроскопии позволило четко определить морфологию зарегистрированных фаз (рис. 3, ж). Микроструктура сплава в рентгеновском излучении показала, что все элементы, входящие в сплав, равномерно распределены в плоскости шлифа. Дополнительный энергодисперсионный анализ (EDS), который осуществлялся в разных участках микроструктуры с помощью энергоанализа

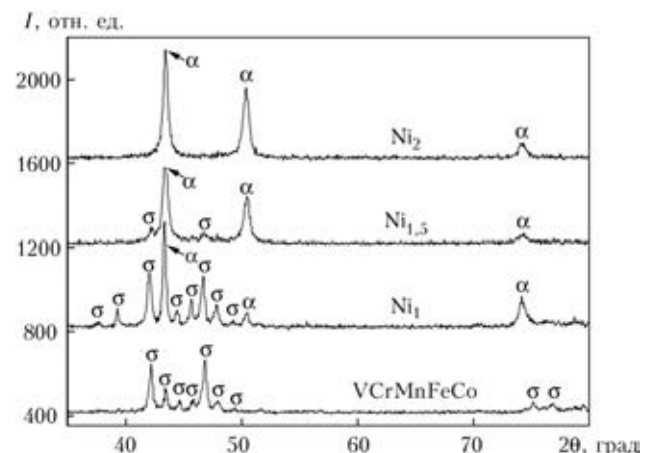


Рис. 2. Дифрактограммы системы VCrMnFeCoNi_x с разным содержанием никеля; α — ГЦК; σ — фаза (типа FeCr)

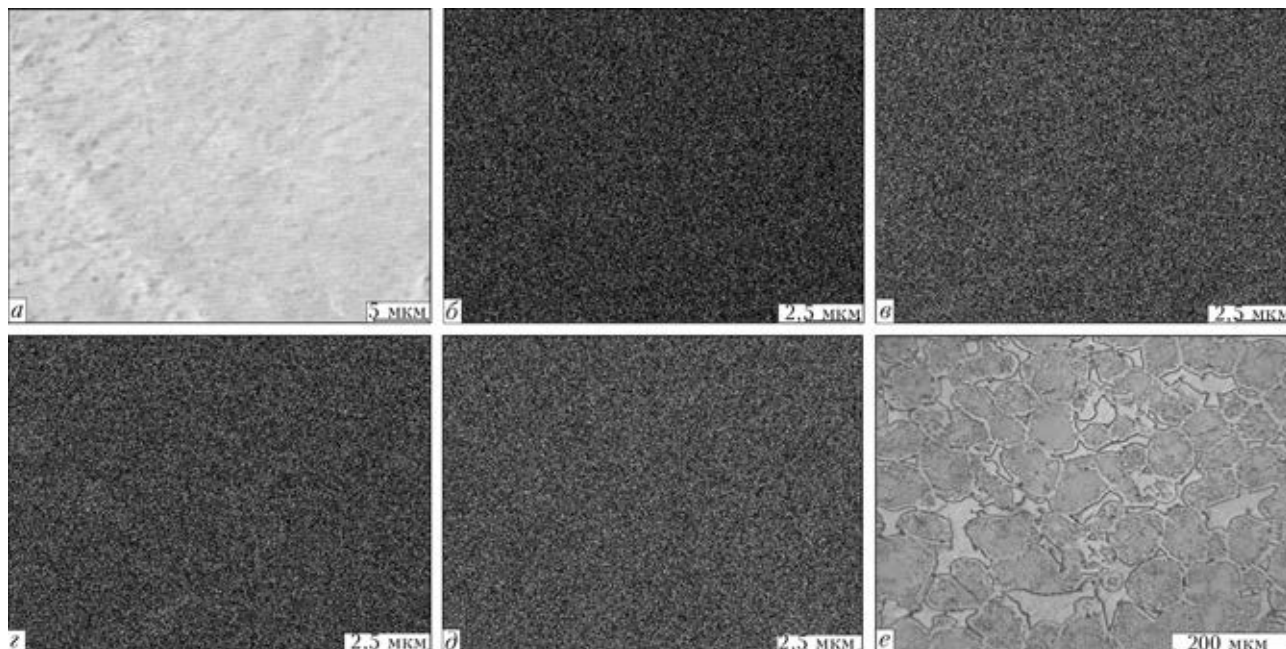


Рис. 3. Структура литого сплава VCrMnFeCoNi₁ в отраженных электронах (а), характеристическом излучении кобальта (б); хрома (в); никеля (д); марганца (е) и с помощью оптического микроскопа (е)

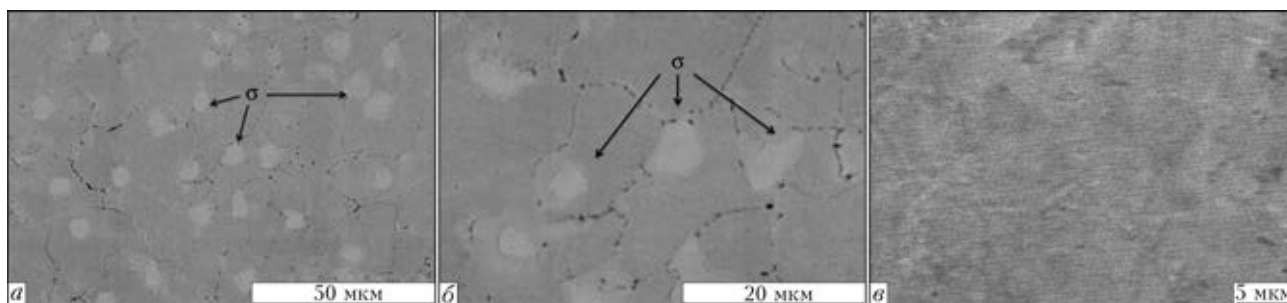


Рис. 4. Микроструктура (BEI) сплавов Ni_{1,5} (а, б), и Ni₂ (в) в литом состоянии

затора микроскопа РЭМ-106И, подтвердил изложенное — однородность образца по всей плоскости шлифа и соответствие его химического состава шихтовому. Твердый раствор с ГЦК структурой и σ -фаза имеют различное кристаллическое строение, при этом все элементы в литом состоянии равномерно распределились между объемами этих структур.

Исследование микроструктуры сплава Ni_{1,5} выявило слабый контраст между σ -фазой и матрицей, которая ассоциируется с твердым раствором (рис. 4, а, б). Выделения σ -фазы равномерно распределены в матрице сплава и имеют средний диа-

метр около 5 мкм. Анализ методом EDS показал, что σ -фаза слегка обогащена хромом, а твердый раствор — никелем (табл. 1). Это подтверждает наши предположения о том, что именно никель вследствие повышения электронной концентрации способствует образованию в данной системе твердого раствора с ГЦК структурой. В указанном сплаве по границам зерен отмечены включения в виде черных точек. Поскольку при анализе методом EDS не обнаружена разница в химическом составе между этими включениями и матрицей, то, вероятно, это были поры. Сплав Ni₂ имеет нормальный характер кристаллизации без следов вторичных фаз (рис. 4, в).

Из литых сплавов вырезали образцы для исследования износостойкости при трении о не жестко закрепленные абразивные частицы. Значения износостойкости ВЭС VCrMnFeCoNi_x сравнивали с таковыми металла, наплавленного штучными электродами Т-590 (С — 3,2; Cr — 25; В — 1; Si — 2,3; Mn — 1,25 мас. %, остальное железо). Данная марка электродов, предназначенная для наплавки металла, стойкого в условиях абразивного изнашивания, широко применяется на практике. Толщина наплавленного слоя из сплава Т-590 составила 10 мм (3 слоя) с целью исключения перемешивания наплавленного металла и металла основы

Таблица 1. Шихтовый состав VCrMnFeCoNi_{1,5} и анализ его фаз методом EDS

Элемент	Содержание элементов, ат. %		
	Состав шихты	ГЦК фаза	σ -фаза
V	15,4	14,1	14,0
Cr	15,4	15,0	21,0
Mn	15,4	15,0	15,8
Fe	15,4	15,0	15,0
Co	15,4	15,9	15,2
Ni	23,0	25,0	19,0



Таблица 2. Фазовый состав и механические свойства исследованных материалов в зоне и вне зоны трения

Сплав	H, ГПа		E _r , ГПа		H/E _r		Вне зоны, H _{HRC}	Количество фазы, мас. %	
	В зоне	Вне зоны	В зоне	Вне зоны	В зоне	Вне зоны		σ	ГЦК
Ni ₁	15,0±0,7	9,1±0,5	175±9	147±7	0,086	0,062	53±1	68	32
Ni _{1,5}	6,5±0,3	5,0±0,3	160±8	140±7	0,041	0,035	23±1	16	84
Ni ₂	5,4±0,3	3,6±0,2	148±7	131±6	0,036	0,028	14±2	0	100
T-590	14,0±0,7	11,4±2,2	175±9	165±33	0,08	0,069	64±1	–	–

(сталь 20). Относительную износостойкость сплавов вычисляли по формуле

$$K = \frac{g_э \rho_{и}}{g_{и} \rho_э}$$

где $g_э$, $g_{и}$ — потери массы при испытаниях эталонных образцов и образцов исследуемых материалов, г; $\rho_э$, $\rho_{и}$ — плотность эталонного и исследуемого материалов, г/см³.

Среднеарифметическая потеря массы образцов составляет $g_э = 0,063$ г; $g_{Ni_1} = 0,0204$ г; $g_{Ni_{1,5}} = 0,037$ г; $g_{Ni_2} = 0,0412$ г, относительная износостойкость — $K_{Ni_1} = 3,03$; $K_{Ni_{1,5}} = 1,69$; $K_{Ni_2} = 1,54$. Эксперимент показал, что сплав Ni₁ отличается самой лучшей абразивной износостойкостью. Относительная износостойкость сплава T-590 равняется 3,09.

По мере уменьшения количества σ-фазы в системе VCrMnFeCoNi_x уменьшается микротвердость H и приведенный модуль Юнга (табл. 2). Механические характеристики материала в зоне и вне зоны трения также различны (табл. 2). Как показал рентгенофазовый анализ, изменений фазового состава в зоне трения не произошло. Рост микротвердости в процессе трения на поверхности материала можно объяснить образованием вторичной мелкозернистой структуры за счет деформации сдвига. Причем прирост микротвердости в ВЭС в зоне трения довольно большой (30...65 %) по сравнению со сплавом T-590 (23 %). Объяснить причину столь интенсивного образования вторичных структур в ВЭС затруднительно, поскольку эти сплавы являются новыми материалами, и процессы структуро- и фазообразования в них до конца не изучены. Однако образование вторичных наноструктур в ВЭС при трении было также отмечено в работе [9]. При измерении твердости HRC методом Роквелла разницы в зоне и вне зоны трения не обнаружено, что свидетельствует о малой толщине слоя вторичных наноструктур. Следует отметить, что относительная износостойкость сплава Ni₁ немного ниже, чем у наплавочного материала T-590 ($K_{Ni_1} = 3,03$ и $K_{T-590} = 3,09$) при том, что его микротвердость выше на 1 ГПа. Отсюда следует что основным показателем сопротивления материала абразивному изнашиванию есть отношение микротвердости к приведенному модулю упругости (H/E_r) [10]. Из имеющихся материалов

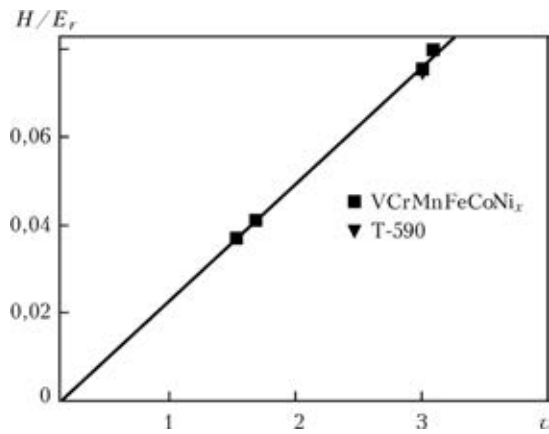


Рис. 5. Зависимость относительной износостойкости K от отношения H/E_r в зоне трения

отмечаться большей абразивной износостойкостью будет тот, данный показатель которого выше (рис. 5).

Выводы

1. На основе сплава VCrMnFeCo разработана новая система ВЭСов VCrMnFeCoNi_x, стойких против абразивного износа. Строение этих сплавов подобно естественному композиционному материалу с пластичной металлической матрицей (твердый раствор с ГЦК структурой), которая армирована твердой σ-фазой.

2. Путем варьирования в довольно узком диапазоне содержания никеля можно достичь любого соотношения между матрицей и армирующей фазой, что позволит подобрать для конкретно заданных видов нагрузок оптимальное сочетание пластических свойств и износостойкости полученного материала. При этом в системе VCrMnFeCoNi_x не отмечена существенная ликвация между фазовыми составляющими, каждый элемент входит в состав матрицы и армирующей фазы.

3. Установлены уровни микротвердости, приведенного модуля упругости в зоне трения, показано, что износостойкость исследованных материалов пропорциональна соотношению H/E_r.

1. *Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys* / B. Cantor, I. T. H. Chang, P. Knight, A. J. B. Vincent // *Materials Science and Engineering A*. — 2004. — **375–377**. — P. 213–218.
2. *Новый класс материалов — высокоэнтропийные сплавы и покрытия* / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский // *Вестник ТГУ*. — 2013. — **18**, № 4. — С. 1938–1940.

3. *Властивості* багатоконпонентного високоентропійного сплаву AlCrFeCoNi, легovanного міддю / М. В. Карпець, О. М. Мисливченко, О. С. Макаренко та ін. // Проблеми тертя та зношування. — 2014. — № 2. — С. 103–111.
4. *Low-density*, refractory multi-principal element alloys of the Cr–Nb–Ti–V–Zr system: Microstructure and phase analysis / O. N. Senkov, S. V. Senkova, C. Woodward, D. B. Miracle // Acta Materialia. — 2013. — 61, № 5. — P. 1545–1557.
5. *Effect of Cu addition on the microstructure and mechanical properties of AlCoCrFeNiTi0.5 solid-solution alloy* / Y. J. Zhou, Y. Zhang, F. J. Wang et al. // J. of Alloys and Compounds. — 2008. — 466. — P. 201–204.
6. *Effect of valence electron concentration on stability of fcc or bcc phase in high entropy alloys* / Sheng Guo, Ng Chun, Lu Jian, C. T. Liu // J. of Applied Physics. — 2011. — 109, № 10. — P. 103505.
7. *Guo Sheng, Liu C. T. Phase stability in high entropy alloys: Formation of solid-solution phase or amorphous phase* // Progress in Science: Materials International. — 2011. — 21. — P. 433–446.
8. *Anomalous decrease in X-ray diffraction intensities of Cu–Ni–Al–Co–Cr–Fe–Si alloy systems with multi-principal elements* / Jien-Wei Yeh, Shou-Yi Chang, Yu-Der Hong et al. // Materials Chemistry and Physics. — 2007. — 103. — P. 41–46.
9. *Триботехнические характеристики высокоэнтропийных сплавов* / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. И. Даниленко и др. // Наноструктурное материаловедение. — 2010. — № 2. — С. 63–70.
10. *Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Печковский Э. П. Роль упругой деформации в определении механических свойств материалов методом автоматического индентирования* // Металлофизика, новейшие технологии. — 2010. — 32, № 5. — С. 673–684.

Investigated are characteristics of wear resistance of system of highly-entropic alloys VCrMnFeCoNi_x in the process of friction on abrasive particles, being not rigidly fixed. The cast alloys of VCrMnFeCoNi_x system were used (where $x = 1.0; 1.5; 2.0$ in molar ratio), produced by the method of argon arc melting. Phase composition, microstructure, microhardness and wear resistance of the given system of alloys were studied. In the mentioned alloys a solid solution with FCC structure and σ -phase is formed, the crystalline structure of which is similar to tetragonal σ -phase of binary system Fe–Cr. With increase of nickel content in the system the amount of σ -phase is decreased. At X-ray diffraction microanalysis of alloys of VCrMnFeCoNi_x system the anomaly low intensity of diffraction spectra relative to background was noted, lines are greatly widened and asymmetric, that proves the distortion of crystalline lattice due to presence of atoms with different atomic radii in it. Alloy VCrMnFeCoNi₁, containing the largest amount of σ -phase, has close values of coefficients of wear resistance in friction with surfacing coating T-590. Using the optic and scanning electron microscopy the microstructures of alloys of the given system were examined. Distribution of elements between phases was studied by using energy-dispersion analysis and characteristic radiation. In accordance with the data of the energy-dispersion analysis, σ -phase in alloy VCrMnFeCoNi_{1.5} is enriched with chromium, while the solid solution is enriched with nickel. In alloy VCrMnFeCoNi₁ the σ -phase and solid solution are close by chemical composition. Microhardness of tested materials in the friction zone is by 30...65 % higher than that beyond the friction zone. 19 Ref., 2 Tables, 5 Figures.

Key words: *highly-entropic alloy; friction zone; abrasive; σ -phase. microhardness; coating*

Поступила 08.12.2014

ПРОИЗВОДСТВО ОЦИНКОВАННОЙ СТАЛИ S350GD В УКРАИНЕ



Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича начал производство оцинкованной стали S350GD. Этот продукт используется для производства строительных конструкций, а в Украине выпускается впервые.

Цех холодной прокатки комбината Мариуполя выпустил пробную партию толщиной 1,5 мм высокопрочной оцинкованной рулонной стали S350GD в соответствии с европейским стандартом EN 10346. Производство оцинкованной стали марки S320GD было запущено несколько месяцев назад.

Теперь Метинвест сможет предоставить широкий спектр оцинкованной продукции, которая используется спросом для производства гнутых профилей при изготовлении легких стальных тонкостенных конструкций и балок на Ближнем Востоке и в Европе.

Все технологии режимов прокатки были разработаны специально для производства марок стали S320GD и S350GD, механические свойства которых отвечают требованиями EN 10346. Данная оцинкованная сталь отличается улучшенными параметрами прочности. Это обеспечивает стальной конструкции снижение затрат при изготовлении и надлежащую грузоподъемность.

Оцинкованная сталь марки S320GD и S350GD может быть произведена толщиной от 0,75 до 1,5 мм, шириной от 950 до 1250 мм (отделаны края). Она поставляется в виде рулонов до 8 т с внутренним диаметром (600 ± 20) мм.

Новый тип оцинкованной стали комбинат Ильича планирует поставлять как на внутренний рынок Украины, где ранее были доступны только импортные продукты, так и за рубеж. Первая партия материала S350GD отправлена потребителям в страны СНГ.

<http://www.azovpromstal.com/news>



ТОРЖЕСТВЕННОЕ СОБРАНИЕ в ИЭС им. Е. О. Патона

5 марта 2015 г. в конференц-зале инженерного корпуса Института электросварки состоялось торжественное собрание по случаю 145-летия со дня рождения выдающегося ученого, основателя института Евгения Оскаровича Патона.

В переполненном конференц-зале института собрались ученики Евгения Оскаровича, многочисленные последователи, маститые ученые и студенты сварочного факультета НТУУ «КПИ», директора и ведущие специалисты многих академических институтов НАН Украины, представители предприятий и учебных заведений.

Собрание открыл академик Б. Е. Патон. Он представил слово академику НАН Украины С. И. Кучуку-Яценко для доклада о жизненном пути в науке Евгения Оскаровича. Докладчик привел множество фактов, свидетельствующих о трудолюбии, таланте, неиссякаемой энергии и целеустремленности Е. О. Патона. Огромным вкладом в дело развития науки о сварке явилось создание Евгением Оскаровичем уникальной научно-инженерной школы, выработавшей индивидуальный стиль, алгоритмы решения крупных научно-технических проблем. С самого начала деятельности в области электросварки он стремился создать неформальное научно-инженерное сообщество, содружество единомышленников. И это ему удалось. Для всех, кому посчастливилось работать с Евгением Оскаровичем, имя и образ этого человека навсегда связаны с такими понятиями, как великий талант, инженерная смелость и интуиция, умение идти на технический риск, преданность делу, ответственность за принятое решение, поразительная ясность цели и неутомимая

настойчивость в ее достижении, честность и интеллигентность, уважение к человеку и готовность поддержать его в трудную минуту. Никогда не претендуя на роль непререкаемого авторитета, Евгений Оскарович умел и любил спорить. Не обладая даром искусного оратора, он коротко и ясно излагал свои мысли, основательно их аргументировал. Спорил темпераментно, изредка очень резко, но никогда не менял формы высказывания в зависимости от титула и ранга оппонента.

Имя Евгения Оскаровича Патона, опередившего свое время и предугадавшего магистрали научно-технического прогресса, — одно из наиболее чтимых имен корифеев науки в нашей стране, олицетворяющее образ ученого-патриота и труженика.

С сообщением выступил также вице-президент НАН Украины академик А. Г. Наумовец. Он отметил, что авторитет академика Е. О. Патона среди сотрудников АН Украины был исключительно высок. Поэтому не удивительно, что в 1945 году его избрали вице-президентом АН УССР. С учетом послевоенного времени ему доверили курировать сложный и ответственный участок работы — руководство Комиссией по материально-техническому обеспечению институтов академии и Комиссией по внедрению результатов научно-исследовательских работ.

Деятельность Евгения Оскаровича в Президиуме академии наук была весьма плодотворной. Он добился создания отдела материальных фондов. Потребности академии стали удовлетворяться значительно лучше. Госплан и поставщики с большим уважением относились к подписи вице-президента





Е. О. Патона, которая подтверждала необходимость удовлетворения той или иной заявки. Комиссия по материально-техническому снабжению распоряжалась также и ассигнованиями, выделявшимися академии на приобретение и изготовление научного оборудования. В руках Е. О. Патона были сосредоточены мощные рычаги, с помощью которых он умело и твердо регулировал деятельность институтов академии, направляя ее на повышение эффективности научных исследований.

Ректор НТУУ «Киевский политехнический Институт» М. З. Згуровский в своем выступлении остановился на периоде жизни Евгения Оскаровича, связанном с Киевским политехническим институтом. Здесь в 1904 г. он возглавлял кафедру мостов, избирался деканом, тщательно подбирал кадры, создал научно-педагогическую школу, основал проведение в КПИ знаменитых Патоновских семинаров. Е. О. Патону принадлежит инициатива создания инженерного музея и музея моделей в КПИ. Все это способствовало совершенствованию учебного процесса. Предвидя потребность в квалифициро-

ванных инженерах-сварщиках, Евгений Оскарович организовал в 1935 г. кафедру сварки в КПИ, перешедшей впоследствии в сварочный факультет.

О непродолжительных, но ярких впечатлениях сотрудничества с Евгением Оскаровичем на начальном этапе своей деятельности поделились его ученики академик НАН Украины Б. А. Мовчан и докт. техн. наук А. Г. Потапьевский — лауреаты Ленинской премии.

Лейтмотив всех выступлений на собрании можно кратко выразить следующими словами: «Евгений Оскарович — выдающийся ученый, талантливый инженер и педагог, организатор науки, человек редчайшего трудолюбия и самозабвенной влюбленности в свое дело, высокой требовательности к себе и к своим сотрудникам, суровой доброты и справедливости, могучей целеустремленности и непоколебимой принципиальности. Таким всегда будет для нас Евгений Оскарович Патон».

В заключение участники Торжественного собрания просмотрели новый документальный фильм «О судьбе, о славе...».

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, редколлегия и редакция журнала «Современная электрометаллургия» поздравляют заведующего отделом «Металлургия и сварка титановых сплавов», доктора технических наук, профессора Ахонина Сергея Владимировича и заведующего отделом «Сварка легированных сталей», доктора технических наук Познякова Валерия Дмитриевича с избранием их в члены-корреспонденты Национальной академии наук Украины. Желаем им крепкого здоровья и дальнейших творческих успехов.



С. В. Ахонин — известный ученый в области материаловедения, сварки и специальной электрометаллургии титановых сплавов, обогативший эти научные направления значительным вкладом. Основное направление научной деятельности сопряжено с исследова-

нием процессов структурообразования при кристаллизации и под влиянием термического сварочного цикла в сплавах на основе титана, а также с определением влияния химического и структурно-фазового состава на механические характеристики титановых сплавов, изучением физико-химических особенностей гетерогенных металлургических реакций рафинирования и испарения с поверхности жидкого металла в вакууме, дальнейшим развитием теории кинетики процессов испарения металлических расплавов в вакууме в части совместного рассмотрения процессов массопереноса в конденсированной и газовой фазах и физико-химической реакции на межфазной поверхности. С участием С. В. Ахонина впервые в мире разработана и внедрена в производство технология переплава блоков губчатого титана в специализированной электронно-лучевой установке.

Основные направления научной деятельности Валерия Дмитриевича Познякова связаны с развитием теоретических основ физико-металлургических процессов ручной и механизированной сварки низколегированных и легированных сталей повышенной и высокой прочности, установлением закономерности влияния легирования и модифицирования металла швов на их структуру, механические свойства и сопротивляемость хрупкому разрушению, исследованием склонности высокопрочных сталей к замедленному разрушению и стойкости сварных соединений против образования холодных трещин в зависимости от их напряженно-деформированного состояния, количества диффузионного водорода в наплавленном металле, структурного состава металла ЗТВ и швов, изучением влияния внешнего напряжения на изменение параметров тонкой и дислокационной структуры, а также на статическую прочность металла ЗТВ сварных соединений, разработкой технологических процессов сварки, обеспечивающих повышение эксплуатационной прочности сварных конструкций, работающих в условиях сложных нагрузений.





В. Н. КОСТЯКОВУ — 80

Владимиру Николаевичу Костякову, известному специалисту в области плазменных технологий, главному научному сотруднику Физико-технологического института металлов и сплавов (ФТИМС) НАН Украины, доктору технических наук 25 декабря 2014 г. исполнилось 80 лет.

Свою научную и инженерную деятельность В. Н. Костяков начал в 1957 г. в Институте использования газа (ныне Институт газа) после окончания Киевского политехнического института по специальности промышленная теплотехника. С тех пор и по настоящее время его научная и инженерная деятельность неразрывно связана с Академией наук Украины. Кандидатскую диссертацию В. Н. Костяков защитил в 1964 г. Она была посвящена исследованию процессов высокотемпературной конверсии природного газа при нагреве стали в печах с контролируемой атмосферой.

В 1966 г. В. Н. Костяков перешел в Институт проблем литья АН УССР, где успешно начал работу по применению низкотемпературной плазмы для плавки и рафинирования литейных сплавов. В 1972–1975 гг. он развивал эти работы в стенах Института электросварки им. Е. О. Патона АН УССР. Здесь он с присущей ему энергией активно стал трудиться над созданием технологий и плазменных печей для переплава и рафинирования сталей и жаропрочных сплавов, а также плазменного переплава титана и его сплавов в гарнисажных печах.

В 1975 г. В. Н. Костяков возвращается в Институт проблем литья АН УССР и продолжает исследования особенностей горения плазменных дуг в условиях печной атмосферы, тепловой работы плавильных агрегатов с плазменным и плазменно-индукционным нагревом, физико-химических процессов, протекающих в металлической ванне, и их влияния на качественные характеристики сталей и сплавов. Под его руководством была создана серия дуговых плазмотронов и плазменных плавильных печей, предназначенных для работы в литейных

печах. Эти работы легли в основу его докторской диссертации, которую он защитил в 1991 г.

О высоком уровне работ, выполненных под руководством и при участии В. Н. Костякова, свидетельствует присуждение ему в 2012 г.

Государственной премии Украины в области науки и техники. Владимир Николаевич — автор более 350 научных работ, в том числе двух монографий. Созданные под его руководством технологии, оборудование и материалы стали заметным вкладом в научно-технический прогресс, многие из них внедрены в производство, защищены авторскими свидетельствами и патентами на изобретения.

Свою научно-инженерную деятельность В. Н. Костяков успешно совмещает с организационной. На протяжении многих лет он возглавлял отдел в СКТБ ИПЛ, а затем был его директором. Длительное время он работал заместителем директора ФТИМС НАН Украины по научной работе, был членом ученого совета института, входил в состав специализированного ученого совета по защите диссертаций ФТИМС НАН Украины. В настоящее время Владимир Николаевич является членом специализированного совета по защите диссертаций, действующего при Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, члены совета, в работе которого принимает участие Владимир Николаевич, а также редакционная коллегия журнала «Современная электрометаллургия» сердечно поздравляют юбиляра, желают ему доброго здоровья, творческой активности, счастья и благополучия.





Памяти Б. Б. Федоровского



20 февраля 2015 г. на 74-м году жизни скончался наш друг и коллега Борис Борисович Федоровский, кадровый сотрудник Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидат технических наук, дважды лауреат Государственной премии УССР в области науки и техники. Рожденный в суровом 1941 г. Борис, как и многие дети

войны, пронес через всю жизнь память о ней, почтение и уважение к ее воинам. Срочную службу в армии он окончил старшиной, где развил в себе умение работать с людьми, заботиться о них и требовать неукоснительного выполнения поставленных задач.

Вся трудовая деятельность Б. Б. Федоровского связана с ИЭС, где он проработал почти полвека. В постоянном творческом поиске в среде способнейших инженеров-исследователей, инженеров-металлургов расцвел и его незаурядный инженерный талант. С высоты нынешнего времени трудно себе представить, что ББФ, как с легкой руки его учителя — академика Б. И. Медовара — называли коллеги, сумел практически без конструкторской проработки создать работающий прототип промышленной печи электрошлакового переплава со сменой электродов. И сегодня, 30 лет спустя, ни в Украине, ни в России агрегат создан не был. В этой работе смелость, интуиция и блестящее понимание природы электрошлакового процесса в полной мере проявились у Б. Б. Федоровского. Позднее, благодаря опыту, приобретенному при создании и эксплуатации прототипа, удалось создать современную печь ЭШП для выплавки 10-тонных кузнечных слитков, 20 лет успешно работающую на заводе Metal Steel Factory (г. Ишапуре, Индия).

Целеустремленность, железная воля, человеческая и профессиональная гордость позволяли Бори-

су Борисовичу решать самые сложные технические и организационные задачи, зачастую совершенно неожиданные. Он был одним из создателей интереснейшего проекта Института научно-инженерных центров электрошлаковых технологий (НИЦ ЭШТ) по всему СССР. То, что сегодня называют бизнес-инкубаторами и другими красивыми словами, реализовано почти 30 лет назад. Б. Б. Федоровский, тогдашний директор НИИ ЭШТ, в полной мере показал, что такие центры позволяют в самые короткие сроки реализовать новые идеи в промышленности. Благодаря его работе в самых неожиданных и отдаленных точках огромной страны появились и успешно работают сейчас участки электрошлакового литья.

Всю жизнь Борис Борисович трудился с полной отдачей. В его творческой биографии множество интереснейших страниц. Но, пожалуй, наиболее ярко Б. Б. Федоровский проявил себя при создании различных технологических способов ЭШП полых слитков. До последнего дня жизни он работал именно в этой области и сумел в довести до промышленной реализации давнюю смелую идею — выплавку длинных полых слитков со сменой электродов. 25-тонная печь ЭШП, позволяющая выплавлять со сменой электродов полые слитки длиной вплоть до 15 м, создана под его руководством и пущена в строй в 2013–2014 гг. на одной из китайских фирм.

Внезапная болезнь и смерть вырвали из жизни не просто хорошего человека и специалиста — ушел красивый и цельный человек, боготворивший семью, отвечавшую ему тем же. Б. Б. Федоровский щедро делился своими знаниями с коллегами и учениками, любил молодежь, умело воспитывал ее, а молодежь тянулась к нему.

Коллеги, друзья, редколлегия журнала выражают искреннее соболезнование родным и близким.

Светлая память о Борисе Борисовиче Федоровском — талантливом ученом, душевном и доброжелательном человеке — надолго сохранится в сердцах тех, кто его знал, вместе с ним трудился и жил.



КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК НА 2015 г.

Дата	Место проведения	Мероприятие	Организатор (контакты)
27.02–01.03	Большая Нойда, Индия	IFEX 2015 — Выставка технологий и оборудования литейной промышленности	Тел.: +7 (499) 999-12-07
25–27.03	Львов, Украина	V специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент– 2015»	ПС «Украина» (+38 032) 244-18-88, 240-24-54
31.03–03.04	Шанхай, Китай	Metal + Metallurgy China (M+M China) 2015 — Китайская международная выставка металлургического, литейного и металлообрабатывающего оборудования	http://www.mm-china.com
07–10.04	Минск, Беларусь	12-я Международная специализированная выставка «Металлообработка 2015»	ЗАО «МинскЭкспо» http://www.minskexpo.com
16–17.04	Плевен, Болгария	XXII Международная научно-техническая конференция «Литье металлов 2015»	http://limrb.by/konferencii
31.03–02.04	Киев, Украина	II Международная специализированная выставка «Киевская техническая ярмарка-2015»	МВЦ, http://www.iec-expo.com.ua
21.04	Киев, Украина	XII Всеукраинская научно-практическая конференция «Специальная металлургия вчера, сегодня, завтра»	НТУУ «КПИ», тел.: (093) 478-19-61 E-mail: admin@fhotm.kpi.ua
19–22.05	Нитра, Словакия	CAST-EX — Международная выставка литья и литейных технологий	http://limrb.by/konferencii
20–22.05	пос. Ворзель, Киевская обл., Украина	Международная научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка. Родственные технологии»	ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ E-mail: office@paton.kiev.ua
26–28.05	Запорожье, Украина	XXIII Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия 2015» и XI Международная специализированная выставка-конференция «Литье 2015».	ЗТПП, ВЦ «Козак-Палац» Тел./факс: +38 (061) 213 50 26, +38 (061) 213 51 67
27–31.05	Усть-Каменогорск, Казахстан	XIII Международная конференция «Ti-2014 в СНГ»	МА «Титан» http://titan-association.com
31.05–04.06	Киев, Украина	INFACON 2015 — XIV Международный Конгресс по ферросплавам	www.negusexpo.ru
04–05.06	Киев, Украина	AdMet 2015 — Advances in Metallurgical Processes and Materials 2015 Международная конференция «Современные металлические материалы и технологии их производства»	Тел.: +38 044 287 52 18; http://AdMet2015.com
15–17.06	Киев, Украина	Международная конференция «Наплавка: Наука. Производство. Перспективы»	http://pwi-scientists.com
09–12.06	Познань, Польша	METALFORUM — Международная выставка по металлургии, литейному производству и металлообрабатывающей промышленности	http://www.expotransit.ru/exhibitions
16–18.06	Гуанжоу, Китай	XVI китайская международная металлургическая выставка	http://www.julang.com.cn/english/index.asp
16–20.06	Дюссельдорф, Германия	МЕТЕС 2015 — Крупнейшая Международная специализированная выставка по металлургии и литейной промышленности Одновременно: GIFA — Международная выставка по отливкам и плавильным печам; NEWCAST — Международная выставка по точному литью; THERMPROCESS — Международная выставка по технологиям термообработки	Messe Dusseldorf http://www.messe-duesseldorf.de
20–21.07	Барселона, Испания	MMME–2015 — 2nd International Conference on Mining, Material and Metallurgical Engineering	E-mail: info@MMMEconference.com
16–20.08	Сан-Диего, Калифорния, США	Ti-2015 — The 13th World Conference on Titanium	http://www.tms.org/meetings/2015 E-mail: mtgserv@tms.org
14–18.09	Одесса, Украина	VII Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов»	http://pwi-scientists.com
16–18.09	Порторож, Словения	INTERNATIONAL FOUNDRY CONFERENCE — Международная конференция по литейным технологиям и оборудованию	http://limrb.by/konferencii
21–23.10	Минск, Беларусь	XXIII Международная научно-техническая конференция «Литейное производство и металлургия 2015»	http://limrb.by/konferencii
06–09.10	Днепропетровск, Украина	15-я Международная выставка промышленного оборудования и металлообработки «Машпром–2015»	ООО Экспо-центр «Метеор» www.expometeor.com
06–09.10	Днепропетровск, Украина	10-я Международная выставка литейной продукции, оборудования, технологий и материалов для производства литья «ЛитЭкс-2015»	ООО Экспо-центр «Метеор» E-mail: liteh@expometeor.com www.expometeor.com
14–16.10	Киев, Украина	Промышленный форум «ПАТОН ЭКСПО» Сварка. Родственные технологии–2015	ВЦ «КиевЭкспоПлаза», www.weldexpo.com.ua

**ПОДПИСКА – 2015 на журнал «Современная электрометаллургия»**

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
240 грн	480 грн	1800 руб.	3600 руб.	30 дол. США	60 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Современная электрометаллургия» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала
«Современная электрометаллургия»
на сайте: www.patonpublishinghouse.com

Правила для авторов: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/rules
Лицензионное соглашение: www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/sem/license
В 2015 г. в открытом доступе архивы статей журнала за 2008–2013 гг.

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

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

Контакты:

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

Технические требования к рекламным материалам

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

Все файлы в формате IBM PC

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

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

Подписано к печати 19.03.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 7,8. Усл. кр.-отг. 8,1. Уч.-изд. л. 9,3

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