

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

С. В. Ахонин, Г. М. Григоренко (зам. гл. ред.),
Д. М. Дяченко (отв. секр.), И. В. Кривцун,
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. 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 металловед. 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. Казимира Малевича, 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

Редакторы

Д. М. Дяченко, Н. А. Притула

Электронная верстка

Л. Н. Герасименко, Т. Ю. Снегирева, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной регистрации

КВ 6185 от 31.05.2002

ISSN 2415-8445

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 100-летию со дня рождения Б.И. Медовара 3

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

**Медовар Л.Б., Стовпченко А.П., Кайда П.Н., Полишко А.А.,
Моцный В.В., Гладиллин С.Ю.** Новый подход к улучшению качества
заготовки для производства высокопрочных рельсов 7

**Биктагиров Ф.К., Шаповалов В.А., Гнатушенко А.В.,
Игнатов А.П., Грищенко Т.И.** Электрошлаковая наплавка меди 16

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

**Григоренко Г.М., Ахонин С.В., Лобода П.И., Григоренко С.Г.,
Северин А.Ю., Березос В.А., Богомол Ю.И.** Структура и свойства
титанового сплава, легированного бором, полученного способом
электронно-лучевого переплава 21

**Микитчик А.В., Рудой Ю.Э., Грушецкий И.В., Ахтырский А.О.,
Романенко С.М.** Влияние многослойных конденсационных
покрытий на характеристики демпфирования титанового
сплава ВТ-6 26

ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

Шейко И.В., Григоренко Г.М., Шаповалов В.А. Легирование
сталей и сплавов азотом из дуговой плазмы: теория и практика
(Обзор. Часть 1) 32

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ

Григоренко Г.М., Шейко И.В., Козин Р.В., Помарин Ю.М.
Взаимодействие двухатомных газов с медью в условиях
плазменного нагрева 38

ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

Дубоделов В.И., Смирнов А.Н., Куберский С.В., Горюк М.С.
Инновационные подходы и гибкие решения для разлива металла
на металлургических микро-заводах 44

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Устинов А.И., Фесюн Е.В., Мельниченко Т.В., Хохлова Ю.А.
Деформационное поведение вакуумных конденсатов меди и никеля
в наноструктурированном состоянии 51

ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ

**Богаченко А.Г., Мищенко Д.Д., Брагинец В.И., Галинич В.И.,
Нейло И.А., Лютый А.П., Фридман М.А.** Экономия электро-
энергии на дуговых сталеплавильных печах постоянного тока с
графитированными фитильными электродами 58

ИНФОРМАЦИЯ

Волченков Е.А. 6-я Международная конференция по
моделированию металлургических процессов в производстве
стали «SteelSim-2015» 65

Памяти Г.А. Бойко 68

*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. Akhonin, G. M. Grigorenko (vice-chief ed.),
D. M. Dyachenko (exec. secr.), I. V. Krivtsun,
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. A. Troyansky (DonNTU, Donetsk, Ukraine)

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL

D. Ablitzer

(Universite de Lorraine, Nansy, 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, Kazimir Malevich 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

Editors

D. M. Dyachenko, N. A. Pritula

Electron galley

L. N. Gerasimenko, T. Yu. Snegiryova, A. I. Sulima

State Registration Certificate

KV 6185 of 31.05.2002

ISSN 2415-8445

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

To the 100th birthday anniversary of B.I. Medovar 3

ELECTROSLAG TECHNOLOGY

Medovar L.B., Stovpchenko A.P., Kaida P.N., Polishko A.A., Motsnyi V.V., Gladilin S.Yu. New approach to the improvement of quality of billets for manufacture of high-strength rails 7

Biktagirov F.K., Shapovalov V.A., Gnatushenko A.V., Ignatov A.P., Grishchenko T.I. Electroslag surfacing of copper 16

ELECTRON BEAM PROCESSES

Grigorenko G.M., Akhonin S.V., Loboda P.I., Grigorenko S.G., Severin A.Yu., Berezos V.A., Bogomol Yu.I. Structure and properties of titanium alloy, alloyed with boron, produced by the method of electron beam remelting 21

Mikitchik A.V., Rudoy Yu.E., Grushetsky I.V., Akhtyrsky A.O., Romanenko C.M. Effect of multi-layer condensation coatings on characteristics of titanium alloy VT-6 damping 26

PLASMA-ARC TECHNOLOGY

Sheiko I.V., Grigorenko G.M., Shapovalov V.A. Alloying of steels and alloys with nitrogen from the arc plasma. Theory and practice (Review. Part 1) 32

GENERAL PROBLEMS OF METALLURGY

Grigorenko G.M., Sheiko I.V., Kozin R.V., Pomarin Yu.M. Interaction of two-atom gases with copper under conditions of plasma heating 38

ELECTROMETALLURGY OF STEEL AND FERROALLOYS

Dubodelov V.I., Smirnov A.N., Kubersky S.V., Goryuk M.S. Innovation approaches and flexible solutions for metal pouring at the metallurgical micro-plants 44

NEW MATERIALS

Ustinov A.I., Fesyun E.V., Melnichenko T.V., Khokhlova Yu.A. Deformation behavior of vacuum condensates of copper and nickel in nanostructured state 51

ENERGY-RESOURCES SAVING

Bogachenko A.G., Mishchenko D.D., Braginets V.I., Galinich V.I., Neilo I.A., Lyutyi A.P., Fridman M.A. Saving of electric power at the arc steel melting furnaces of direct current with graphitized cored electrodes 58

INFORMATION

Volchenkov E.A. VI International Conference on modeling of metallurgical processes in steel production «SteelSim-2015» 65

In memory of Boiko G.A. 68

«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

К 100-летию СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Б.И. МЕДОВАРА



29 марта 2016 г. исполняется сто лет со дня рождения украинского ученого-металлурга, пионера современного электрошлакового переплава академика НАН Украины Бориса Израилевича Медовара.

Б.И. Медовар — один из ярких представителей Патоновской науч-

ной школы, достойный ученик и соратник Евгения Оскаровича и Бориса Евгеньевича Патонов практически всю жизнь, за исключением двух военных лет Второй мировой войны, проработал в Институте электросварки им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины. Человек своего времени, он рос и развивался вместе с СССР, пережил его расцвет, затем распад, продолжал работать в независимом Украинском государстве, показывая новые научные результаты даже в последние годы своей жизни. В Интернете, энциклопедиях советского времени и независимой Украины подробно освещены основные достижения, награды и звания ученого, приведенные в конце статьи.

Попытаемся вспомнить незаурядную личность и, следуя собственным оценкам Б.И. Медовара, которые он неоднократно высказывал в кругу учеников и коллег, расскажем о его жизненном пути и достижениях, становлении ученого-сварщика, металловеда и металлурга.

Начинал Б.И. Медовар в Институте электросварки как исследователь сварочных процессов. Фронтовик–танкист, он гордился тем, что сварка наклонным электродом и соответствующие термины из уставов бронетанковых войск о построении машин «углом вперед» и «углом назад» введены в сварочную и технику и терминологию с его подачи. После войны ученый трудился над созданием оборудования и технологии сварки газопроводных труб большого диаметра на Харцызском трубном заводе. Эта работа в 1950 г. отмечена Сталинской премией. Специалистам-«трубникам» хорошо известно, что и сегодня сварка труб большого диаметра осуществляется на принципах, разработанных Б.И. Медоваром в середине прошлого века. Отдельной яркой страницей его творческой

жизни были изыскания в области сварки аустенитных сталей и сплавов. Его монография «Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов» переиздавалась три раза и по признанию многих сварщиков, особенно связанных с атомной энергетикой, служила им повседневным настольным пособием. Весьма поучительной и широко известной в кругах сварщиков и металлургов стала история о защите Б.И. Медоваром докторской диссертации. В 1960 г. в качестве диссертации он защищал второе издание упомянутой книги. Неожиданно в Ученый Совет потоком пошли резко отрицательные отзывы, в которых утверждалось, что соискатель должен быть лишен кандидатской степени, а уж о докторской и подавно говорить нельзя. Нынешним соискателям ученых степеней, обычно защищающим диссертации без «черных» шаров, трудно представить себе, когда почти треть Совета голосует против, а положительный результат решает всего один голос. Во всяком случае, после этого случая ни сварщики, ни металлурги не защищали докторские диссертации на основании книг.

Железный характер Бориса Израилевича в полной мере проявился в это время. Вспоминая его академик неоднократно подчеркивал, что выстоять ему помогли коллеги и, прежде всего, директор Института — друг и учитель Борис Евгеньевич Патон.

Непрост был переход от сварки к металлургии. Долгие годы Б.И. Медовар продолжал вести параллельно исследования как сварщик, так и металлург, создавая неизвестный к тому времени металлургический процесс — электрошлаковый переплав (ЭШП). И все-таки стремление к новому, возможность создавать абсолютно прогрессивные технологии и оборудование победили. Шаг за шагом ученый сокращал работы над сварочными проблемами и все больше сосредотачивал свои поиски и усилия учеников на создании и развитии ЭШП. Сегодня трудно себе представить, но современный ЭШП был рожден именно в г. Киеве в Институте электросварки и начал свое победное шествие по миру. В 1958 г. на Запорожском электрометаллургическом заводе «Днепроспецсталь» и Краматорском заводе тяжелого машиностроения «НКМЗ» заработали первые в мире печи ЭШП, а в 1963 г. продана во Францию ли-



На Кавказском фронте, 1942 г.

страны восточной Европы. По оценкам Бориса Израилевича вершиной успеха для него и его учеников была уникальная печь для получения 40-тонных листовых слитков ЭШП, построенная в Японии по лицензии ИЭС.

Следует отметить, что ЭШП стал металлургической базой для создания мощного подводного флота в СССР. Ничего подобного не имели США и другие страны. Немало иных применений военного назначения нашел ЭШП и дома и за границей, в частности, для производства танковых пушек. Интересно, что в 1991 г. в Киев приехал американский журналист, чтобы сфотографировать Б.И. Медовара на фоне танка Т-34 во дворе первого корпуса Института. Этот танк — памятник Патоновцам, создавшим с Е.О. Патонем их производство в годы Отечественной войны. Но американец в короткой заметке подчеркнул то, что благодаря купленной в Институте электросварки лицензии на технологию ЭШП полых слитков американские танки не уступали советским.

Шли годы и, как это неоднократно происходило, лидерство удержать не удалось. Гонка вооружений и все большее сосредоточение усилий коллектива ИЭС на решении прикладных проблем военно-промышленного комплекса замедлили поисковые работы. В результате в независимой Украине в начале нового периода жизни и работы ученый и его соратники столкнулись с тем, что конкуренты продвинулись далеко вперед в создании новых шлаков, новых конструкций печей и источников питания, моделировании ЭШП. Тем не менее Б.И. Медовару удалось и в этот непростой период создать спектр новейших технологий ЭШП с прямой переработкой жидкого металла, разработать принципиально новое оборудование и реализовать его в промышленности.

Особенности характера Бориса Израилевича проявлялись при общении как со знакомыми, так и незнакомыми, с подчиненными и вовсе независимыми от него людьми. Он был человеком увле-

цения на использование отечественной технологии. Долгие годы Институт электросварки и коллектив, руководимый Б.И. Медоваром, были в мире лидерами в этой области металлургии. Печи ЭШП, созданные на основании их последующих разработок, проданы в США, Швецию, Германию, Японию и

кающимся, иной раз не очень выбирал выражения, но всегда старался поддерживать людей. Именно поэтому он воспитал десятки кандидатов и докторов наук. Желание и готовность помогать людям, как неоднократно подчеркивал сам Б.И. Медовар, он перенял у Патонов. Особенно эта черта характера проявилась в те годы, когда он как депутат Верховного Совета Украины, вел прием избирателей и старался помочь людям в их борьбе с бюрократической машиной советского государства.

О многом говорит и такой факт. Готовясь к первому своему выступлению в США на симпозиуме по ЭШП (1967 г.), он часами репетировал свой доклад и с помощью магнитофона корректировал произношение английского языка, выученного по самоучителю. Интересно, что он мог читать и общаться без переводчиков с коллегами не только в англоязычных странах, но и в Германии и во Франции, читал в подлинниках зарубежные научные статьи. Постоянное и целеустремленное самообучение было еще одной характерной чертой Медовара. Уже будучи признанным ученым он не стеснялся учиться у молодых, никогда не скрывал, если не знал чего-либо.

Борис Израилевич неоднократно подчеркивал, что его самым близким другом и помощником всю жизнь была жена — Фрида Львовна, с которой они прожили вместе с 1938 г.



Печь У-436М для производства листовых слитков массой до 9 т на шведской фирме «Авеста», Швеция, 1970 г.



Б.И. Медовар (третий слева) со своими учениками и японскими металлургами компании «Ниппон Стил» стоят на первом в мире листовом 40-тонном слитке ЭШП (Япония, г. Явата, 1974 г.)

Учеников и соратников академика не раз поражала его интуиция и способность, что называется «на кончике пера», находить решения сложнейших проблем. Например, уже в последнюю четверть своей жизни он создал за своим рабочим столом низкоуглеродистую броневую сталь, смело понизив почти вдвое содержание углерода по сравнению с общепринятым уровнем 0,35...0,4 %, предложил состав нового шлака для наплавки валков и решился на считавшуюся невозможной закалку с отпуском низкоуглеродистой стали типа 09Г2С. Во всех этих случаях практика блестяще подтвердила смелые догадки ученого.

Нельзя не отметить вклад Б.И. Медовара в издательскую деятельность. Он оставил потомкам десятки книг, сотни статей, более тысячи патентов. Был инициатором создания в 1975 г. сборника «Проблемы специальной электрометаллургии», впоследствии (1985 г.) преобразованного в журнал, который сейчас издается под названием «Современная электрометаллургия». Многие годы

Б.И. Медовар был заместителем главного редактора этого журнала.

В заключение отметим, что и сегодня ряд разработок Б.И. Медовара и его учеников еще не превзойдены никем в мире. Это, прежде всего, технология ЭШП полых слитков, обеспечивающая получение литого металла с физико-механическими свойствами на уровне кованого металла. Не имеет и сегодня равных технология ЭШП листовых слитков для прокатки особо толстого листа из высокопрочных сталей. Дело ученого живет и развивается во всем мире. Несмотря на хорошо понятные трудности нынешнего времени продолжают исследования электрошлаковых процессов и в Институте электро-сварки. В частности, созданная еще при жизни Б.И. Медовара технология двухконтурного ЭШП нашла применение при производстве биметаллов и получении слитков жаропрочных сплавов без пятнистой ликвации, а его давняя идея ЭШП рельсовой стали спустя десятилетия пробивает себе дорогу в промышленное производство Украины.

Основные даты жизни и деятельности академика НАН Украины Б.И. Медовара

Борис Израилевич Медовар родился 29 марта 1916 г. в г. Киеве.

1935–1940 гг. Студент механического факультета Киевского индустриального института (НТУУ «КПИ»).

1940–1941 гг. Инженер-технолог сварочного цеха на станкостроительном заводе «Коммунар» в г. Лубны Полтавской области.

1941 г. Сотрудник Института электросварки АН УССР.

1941–1943 гг. Участник Великой Отечественной войны.

1943 г. Вступил в ряды КПСС. Отозван для работы в тылу по сварке в бронекорпусном производстве.

1944 г. Награжден медалью «За оборону Кавказа».

1944–1947 гг. Секретарь партийного бюро Института электросварки им. Е.О. Патона АН УССР.

1944–1951 гг. Ученый секретарь Института электросварки АН УССР.

1945 г. Награжден медалями «За победу над Германией в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг.» и «За доблестный труд в Великой Отечественной войне 1941–1945 гг.».

1946 г. Присуждена ученая степень кандидата технических наук.

1950 г. Присуждена Государственная премия СССР.

1950 г. Член редколлегии журнала «Автоматическая сварка».

1958 г. Член Координационного совета по сварке Института электросварки им. Е.О. Патона АН УССР.

1959 г. Руководитель отдела физико-металлургических процессов сварки и рафинирования аустенитных сталей и сплавов Института электросварки им. Е.О. Патона АН УССР.

1959 г. Присуждена премия им. Д.К. Чернова.

1959 г. Награжден Почетной грамотой НТО «Машпром» за работу «Механизация и автоматизация сварочного производства», отмеченную первой премией на Всесоюзном конкурсе сварки.

1960 г. Защитил докторскую диссертацию по монографии «Сварка аустенитных сталей и сплавов».

1963 г. Член Научного совета Государственного комитета СССР по науке и технике по проблеме «Новые процессы сварки и сварные конструкции».

1963 г. Присуждена Ленинская премия.

1965 г. Председатель секции «Металлургические методы улучшения металлов и сплавов» Научного совета АН УССР по проблеме «Новые процессы получения и обработки металлических материалов».

1965 г. Награжден Дипломом почета ВДНХ СССР за достижения в области электрошлаковой технологии.

1965 г. Награжден медалью «XX лет Победы над Германией».

1969 г. Избран членом-корреспондентом Академии наук УССР.

1970 г. Награжден медалью «За доблестный труд. В ознаменование 100-летия со дня рождения Владимира Ильича Ленина».

1973 г. Избран действительным членом АН УССР. Член комиссии «Черная металлургия» Научного совета Государственного комитета СССР по науке и технике и Президиума АН СССР по проблеме научно-технического и социально-экономического прогнозирования.

1974–1980 гг. Сопредседатель советско-американской группы по ЭШП в рамках советско-американского сотрудничества по специальной электрометаллургии.

1974 г. Награжден почетной грамотой японской металлургической компании «Ниппон стил» («Синнихон сейтецу»).

1975 г. Награжден медалью «XXX лет Победы в Великой Отечественной войне».

1976 г. Награжден орденом Трудового Красного Знамени.

1978 г. Присуждена государственная премия УССР.

1978 г. Награжден почетным знаком корпорации «Вестингхауз электрик» (отделение атомной энергетики).

1978 г. Присвоено звание почетного члена Исследовательского института Университета Карнеги-Меллона в г. Питтсбурге, США.

1980 г. Избран депутатом Верховного Совета Украинской ССР 10-го созыва. Член постоянной комиссии Верховного Совета Украинской ССР по тяжелой промышленности.

1980 г. Награжден Почетной Ленинской грамотой.

1980 г. Награжден орденом Трудового Красного Знамени.

1982 г. Член Научного совета Государственного комитета СССР по науке и технике по проблеме «Малоотходные технологические процессы производства точных заготовок и деталей машиностроения».

1982 г. Награжден медалью «В память 1500-летия Кива».

1982 г. Награжден Почетным знаком «Заслуженный работник» I степени, Почетным дипломом завода Польди СОНП в г. Кладно (ЧССР), Почетным знаком I степени Общества чехословацко-советской дружбы.

1984 г. Присуждена премия Совета Министров СССР.

1985 г. Избран депутатом Верховного Совета Украинской ССР 11-го созыва.

1985 г. Награжден орденом Отечественной войны II степени и медалью «XL лет Победы над Германией».

1985 г. Указом Государственного Совета НРБ награжден медалью «40 лет победы над гитлеровским фашизмом».

1989 г. Премія ім. Е.О. Патона НАН України.

2004 г. Державна премія України (посмертно).

НОВЫЙ ПОДХОД К УЛУЧШЕНИЮ КАЧЕСТВА ЗАГОТОВКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ РЕЛЬСОВ

Л.Б. Медовар¹, А.П. Стовпченко³, П.Н. Кайда¹,
А.А. Полишко¹, В.В. Мощный², С.Ю. Гладилин²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ПАО «Днепропетровский металлургический комбинат им. Ф.Э. Дзержинского».

51925, г. Днепропетровск, ул. Кирова, 18-Б. E-mail: dmkd@dmkd.dp.ua

³Инжиниринговая компания «ЭЛМЕТ-РОЛ».

А.я. 259, 03150, г. Киев. E-mail: office@elmet-roll.com.ua

Проанализированы причины появления повреждений рельсов в ходе их эксплуатации на современных высокоскоростных и тяжело нагруженных железных дорогах. Показано, что основной причиной выхода рельсов из строя являются повреждения усталостного происхождения, степень развития которых определяются составом и структурой рельсовой стали. Традиционные же способы повышения уровня ее свойств на сегодня практически исчерпаны. В этой связи, представляет интерес применение электрошлаковых технологий, способных повысить чистоту и металлургическое качество слитка. Опробовано применение шлака ЭШП в качестве смеси при непрерывной разливке заготовки, что позволяет обеспечить электрошлаковый обогрев мениска и снизить скорость разливки для улучшения внутреннего качества заготовки. Наряду с этим, экспериментально показана возможность увеличения более чем в два раза скорости вытяжки слитка при электрошлаковом переплаве электрода из рельсовой стали без ухудшения структуры слитка (усадочных и ликвационных дефектов не обнаружено). Эксперименты открывают перспективу создания гибридного процесса ЭШП + МНЛЗ для производства литой заготовки высокого качества. Библиогр. 21, табл. 2, ил. 6.

Ключевые слова: рельсы высокопрочные; непрерывная разливка; электрошлаковый процесс; слитки ЭШП; структура; сегрегация; качество поверхности

Введение. Высокие эксплуатационные свойства рельсов являются одним из главных условий обеспечения как эффективности, так и безопасности современных железных дорог. Развитие железнодорожного транспорта идет по пути интенсификации эксплуатации рельсового хозяйства за счет увеличения скорости движения пассажирских поездов и нагрузки на ось при перевозках. При качении и скольжении нагруженного быстро движущегося металлического колеса рельс испытывает фрикционные (в том числе абразивные), термические и деформационные воздействия вплоть до пластического течения металла рабочих поверхностей колеса и рельса. Установлено, что основной причиной выхода рельсов из строя являются повреждения усталостного происхождения, возникающие от трения и ударных нагрузок от колес подвижного состава.

Для уменьшения повреждений металл рельсов должен иметь высокую твердость и обеспечивать высокую контактно-усталостную прочность и устойчивость к износу металла головки, и, одновременно, пластичность и вязкость металла его шейки и подошвы.

Поэтому перед учеными-материаловедами и металлургическими заводами, производящими рельсовую сталь, стоит непростая задача обеспечить ее высокую прочность, пластичность, изно-

стойкость и устойчивость к знакопеременным нагрузкам. Сложность решения проблемы усугубляется тем, что известные экономически оправданные способы (легирование, модифицирование и термическая обработка) повышения уровня свойств рельсовой стали на сегодня практически исчерпаны.

Необходимо искать новые перспективные решения, среди которых, по нашему мнению, применение электрошлаковых технологий для повышения качества рельсовой стали.

Современные стали для рельсов и причины их повреждения. Повышение качества рельсов пусть и традиционная, но до настоящего времени так и не решенная задача. Один из крупнейших современных английских металлургов проф. Г. Бхадешиа недавно возведен в рыцарское достоинство за научное сопровождение производства высоконадежных рельсов для туннеля под Ла-Маншем.

Попытаемся проанализировать современные тенденции в металлургии рельсовой стали и наметить направления поисков, которые могут дать положительный результат.

Первые рельсы изготавливали из чугуна и поначалу железную дорогу называли «чугункой». Благодаря высокому содержанию углерода чугун обладает высокой твердостью и износостойко-

стью, однако ввиду низкой пластичности и сложности отливки длинных плетей уступил место стали. Кроме того, сложности сварки чугуна не давали возможности создания бесстыкового пути. Рельсовые стали сохранили в своем составе довольно высокое содержание углерода, который является самым эффективным и экономичным упрочнителем сплавов на основе железа. Однако при содержании углерода ~ 0,82 %, характерном для эвтектоидного превращения аустенита, возрастает вероятность появления цементитной сетки, пограничное расположение которой может быть причиной хрупкого разрушения. Поэтому наиболее распространенным типом рельсовой стали в настоящее время является металл с полностью перлитной микроструктурой. В последние десятилетия для рельсов, работающих с высокой боковой нагрузкой, начали применять высокоизносостойкие заэвтектоидные стали, а для всего пути — рельсы с бейнитной структурой [1–4].

Сегодня самые стойкие (1000...1200 млн брутто-тонн) прямые и длинные (до 150 м) рельсы производят в Японии. Японские рельсы имеют высокую износостойкость и сопротивление повреждению поверхности, что обеспечивает длительный срок службы и уменьшает затраты на шлифование, что в свою очередь повышает привлекательность их применения. Высокие результаты достигнуты благодаря тому, что производители обеспечивают (по их собственному определению) «чистые рельсы однородного качества». Сталь изготавливают из первородного сырья (железной руды) стандартизированным процессом (выплавка стали в кислородных конвертерах), в результате чего и получают высокопрочные рельсы стабильного качества. По сравнению с плавкой в дуговых сталеплавильных печах (ДСП), передел первородного сырья обеспечивает более высокую чистоту металла и, в результате — высококачественные рельсы. Применение железа прямого восстановления для производства рельсов японскими специалистами на данном этапе не обсуждалось [5].

Существенное влияние на срок службы рельсов оказывает термообработка. Исследованиями ВНИИЖТ показано, что применение отдельного нагрева под закалку за счет получения мелкого зерна при его перекристаллизации в процессе повторного нагрева приводит к росту ударной вязкости в 1,4...2,0, копровой прочности — в 2,0, трещиностойкости в 1,5...1,8, критического размера усталостных трещин — в 2,3...2,5 раза [6].

Компания НКК (Япония) разработала высокоустойчивые термоупрочненные перлитные рельсы серии ТНН370 (класс прочности на разрыв 1300 МПа) для работы на тяжело нагруженных железных дорогах. В структуре этой рельсовой стали

межпластинчатое расстояние в перлите (МРП) менее 0,2 мкм обеспечивается т.н. «он-лайн» термообработкой. Улучшение характеристик перлитных стальных рельсов достигнуто преимущественно за счет уменьшения расстояния между перлитными lamелями [7]. Поскольку достигнутое уменьшение МРП в ТНН370 приближается к теоретическому пределу (0,1 мкм), то близок и предел возможностей перлитных стальных рельсов.

Общепризнанными факторами, оказывающими отрицательное влияние на контактную усталость качения и износ, является наличие неметаллических включений и большое МРП. Принято считать, что износостойкость рельсовой стали напрямую зависит от твердости и МРП. В то же время, в работе, выполненной под руководством известного американского металловеда проф. А. Ди Ардо [8], установлено, что присутствие доэвтектоидного цементита и размер зерна аустенита также играют важную роль в появлении контактной усталости качения и износе.

Положительное влияние измельчения структурных составляющих и развитой ячеистой дислокационной структуры на увеличение прочности и пластичности показали полигонные испытания железнодорожных рельсов Р65 из стали бейнитного класса марки Э30ХГ2САФМ. Интенсивность бокового и вертикального износа рельсов из стали этой марки на 10 и 23 % соответственно меньше по сравнению с интенсивностью износа объемно-закаленных рельсов из стали марки Э76Ф. Отметим, что полученный эффект достигнут при изменении химического состава стали и не может быть отнесен только к рафинированию структуры, поскольку сталь дополнительно легирована хромом, азотом, ванадием и молибденом. Введение 0,07...0,08 % ванадия и 0,012...0,017 % азота повысило пластические свойства и ударную вязкость стали с высоким содержанием углерода, а также обеспечило повышение сопротивления рельсов хрупкому разрушению [9].

Микроструктуры и поведение при износе в условиях контактной усталости качения/скольжения пяти бейнитных сталей с низким содержанием углерода и легированием молибденом и бором изучены авторами [10]. Износостойкость увеличивалась при наличии в структуре стали безкарбидного бейнита. Количество этой формы бейнита в микроструктуре росло при более высоком содержании углерода и скорости охлаждения. Сталь с 0,18 % С и 1,13 % Si в закаленном состоянии имела такие же характеристики при износе, как и перлитные рельсы с закаленной головкой с 0,8 % С [10].

Пригодность перлитных и бейнитных рельсовых сталей для использования на железных дорогах, где есть проблемы контактно-усталост-

ного разрушения при качении колеса, исследовали специалисты компании «Системтехник» [11]. Показано, что при правильном легировании и контроле формы сульфидов, естественно твердая сталь без термообработки может быть альтернативой рельсам с закаленной головкой. Бейнитные рельсовые стали могут обеспечить баланс между процессами износа и контактной усталости на невысоком уровне. Тем не менее, с учетом изменившихся представлений о механизмах изнашивания перлитной стали должна обеспечиваться их минимальная прочность. Результаты работы [11] показывают, что высокохромистая сталь со средним содержанием углерода и, следовательно, значительно большей прочностью, обеспечивает лучшую износостойкость, чем высокомарганцовистая сталь с низким содержанием углерода.

Сравнительная оценка эффективности железнодорожных рельсов известных производителей была сделана методом т.н. «премиум-теста» в Transportation Technology Center, США [12]. Испытывали десять различных видов рельсов семи производителей. Анализ металла головки рельса показал, что все стали можно считать очень чистыми. Количество оксидов и пор в головке относительно невелико (менее 5 % по объему) во всех тестируемых рельсах. Однако в некоторых рельсах премиум класса было обнаружено превышение максимального содержания сульфидов (до 45 %). Оценка микроструктуры головки показала, что все рельсы имеют полностью перлитную структуру, что отвечает рекомендациям Американской ассоциации Железнодорожной техники и обслуживания путей (The American Railway Engineering and Maintenance-of-Way Association — AREMA) для рельсов премиум класса и рельсов средней твердости. Однако при анализе с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) в некоторых рельсах премиум класса обнаружены выделения доэвтектоидного цементита (Fe_3C) по границам зерен. Наличие Fe_3C может способствовать появлению контактной усталости качения (RCF). На практике при эксплуатации железных дорог установлено, что причиной образования Fe_3C на границах зерен являются неблагоприятные состав металла и термомеханическая обработка. Наличие доэвтектоидного цементита в сочетании с повышенным количеством неметаллических включений ведет к появлению контактно-усталостного разрушения при качении. Усталостные трещины, инициируемые в межкристаллитном цементите, могут перерасти во вторичные трещины на неметаллических включениях (НВ), что ускоряет усталость металла головки рельса.

Авторы работы [13] указывают на то, что большое влияние на качество стали для рельсов высо-

коскоростных железных дорог (более 350 км/ч) оказывают неметаллические включения. Благодаря оптимизации технологии контроля НВ была улучшена чистота рельсовой стали. При этом изменились состав, распределение и форма НВ. Общее среднее содержание кислорода снизилось до $10,17 \cdot 10^{-6}$ и процент назначения рельсов для высокоскоростных железных дорог по результатам комплексной приемки по НВ увеличился с 48,21 до 98,1 %.

Специалисты по контактной сварке установили, что скопления включений алюмосиликатов, так называемых матовых пятен, и оксидные пленки более сложного состава формируются в сварном соединении на базе исходных неоднородно распределенных НВ в металле рельса [14].

В работе [15] на основе анализа образцов рельсовой стали опытных партий, прошедших эксплуатационные испытания на опытном кольце ВНИИЖТ и литературных данных сделан вывод о том, что наибольшее влияние на эксплуатационные свойства рельсов оказывает высокое содержание крупных недеформируемых высокоглиноземистых оксидных НВ с содержанием оксида алюминия более 50 %.

Собственный опыт оптимизации внепечной обработки (вакуумирования и финишного раскисления алюминием и кальцием) колесной стали показал целесообразность снижения содержания кислорода в металле за счет его самораскисления углеродом и сокращения применения раскислителей, что способствует уменьшению содержания в стали водорода и НВ [16].

В одной из последних публикаций ВНИИЖТ [17] установлено, что основным видом повреждения рельсов, обуславливающим их замену в объеме свыше 50 % общего количества изымаемых рельсов, являются дефекты контактно-усталостного характера. В настоящее время исследованы причины зарождения и развития дефектов контактной усталости рельсов, из которых основной является уже не низкая чистота стали по НВ и наличие строчек хрупко разрушенных НВ в виде алюмосиликатов и других сложных окислов, а деструкция поверхностного слоя металла головки рельса под воздействием циклической пластической деформации. На примере рельсов категории Т1 установлено, что на этапах деструкции металла головки рельса происходит образование наклепанного слоя с микроструктурой волокнисто-деформированного перлита; образование трещин при деформации уже наклепанного упрочненного слоя с волокнисто-деформированной микроструктурой и пониженными на четверть временным сопротивлением и в 4 раза относительным удлинением; развитие трещин и образование небольших выкрашиваний (питтингов) с их последующим развитием до

образования выкрашиваний металла глубиной до 4,0 мм, а также образование продольных трещин глубиной до 6...10 мм с последующим поворотом и развитием поперечных усталостных трещин.

Тем не менее, степень деструкции поверхностного слоя, свойства и характер разрушения деформированной структуры перлита зависят от исходной прочности и пластичности металла, которые, в свою очередь, определяются его составом, структурой и наличием концентраторов напряжения и хрупких составляющих.

Из выполненного анализа литературных данных следует, что срок службы современных рельсов премиум-класса уменьшается при наличии в структуре цементита на границах аустенитных зерен и НВ (особенно большого размера и строчек), а также при большом межпластинчатом расстоянии перлита. Сегодня основными параметрами, совершенствование которых может повысить комплекс пластических свойств рельсов без изменения химического состава, являются совершенство тонкой структуры и чистота стали. Последняя определяется содержанием примесных элементов (в т.ч. цветных металлов), газов (кислород, азот, водород) и неметаллических включений (оксиды, сульфиды, окисульфиды, силикаты и нитриды) в стали.

Поскольку специалисты в области железнодорожного транспорта и металлургии считают, что предел улучшения чистоты и свойств сталей для рельсов в традиционном металлургическом цикле практически исчерпан, авторы данной работы выполнили анализ известных результатов применения электрошлаковых технологий (ЭШТ), а также возможностей, которые они дают для повышения качества рельсов.

Опыт применения ЭШП для изготовления рельсов. Процессы электрошлакового переплава (ЭШП) широко используют для производства высококачественных слитков из специальных сталей и сплавов. С помощью этого метода переплавляемый металл глубоко обрабатывают расплавленным шлаком, что помогает очистить металл от примесей и НВ. Рафинированный металл кристаллизуется в водоохлаждаемом кристаллизаторе при постоянной подпитке горячим расплавом в условиях высокого градиента температур, что создает благоприятные условия для роста столбчатых дендритов, формирующих бездефектную плотную структуру слитка ЭШП.

Возможности ЭШП для получения рельсов высокого металлургического качества с увеличенным сроком службы опробованы еще в 60-е годы прошлого столетия, а затем подтверждены в начале 1990-х годов. Технологическая схема производства рельсов способом ЭШП включала

следующие основные операции: выплавка рельсовой стали М76 в мартеновской печи; разливка в слитки массой 9,96 т для получения расходуемых электродов; электрошлаковый переплав в слитки массой 8,5 т [18].

Слитки после ЭШП прокатывали и термообработывали по традиционной технологии.

Исследования [18] опытной партии нетермообработанных рельсов, изготовленных из мартеновского металла, который подвергся ЭШП, показали, что в полученных рельсах, достигнута очень высокая степень чистоты стали по сравнению с изготовленными традиционным способом (максимальная загрязненность оксидами по ГОСТ 1778–62 составила 2 балла, суммарная плотность строчечных включений — 0,6 мм/см², общее содержание устойчивых оксидных включений — 0,0038 %, а для стали обычных рельсов аналогичные показатели составили соответственно 3...4 балла, 4,5 мм/см² и 0,0103 %). Таким образом, использование технологии ЭШП позволило снизить содержание устойчивых НВ в 2...2,5 раза, а плотность строчечных оксидных включений почти в 8 раз.

Сравнивая качество рельсов из металла, полученного ЭШП и другими методами (обработкой синтетическими шлаками, раскислением силико-кальцием и феррованадием), при которых достигалось некоторое повышение прочности стали, установили, что прочностные свойства рельсов ЭШП практически не отличаются от показателей традиционного производства. Рост эксплуатационной стойкости рельсов ЭШП достигается, по мнению авторов [17], благодаря значительному повышению чистоты рельсовой стали. Полномасштабные полевые испытания экспериментальной партии рельсов из стали ЭШП провели на кольце радиусом 400 м с укладкой их на деревянные шпалы. Каких-либо дефектов на контактной поверхности не появилось вплоть до завершения испытаний (477 млн брутто тонн).

На контактной поверхности сравнительных рельсов М76 дефекты появились уже после прохода 100...140 млн брутто тонн. Таким образом, испытания показали, что долговечность рельсов из металла ЭШП в 3,4...4,7 раза выше, чем из металла обычной выплавки [17]. Однако стоимость рельсов ЭШП составила в то время 185...188 долл./т по сравнению со стоимостью традиционных рельсов 89 долл./т (сравнительная оценка цен 1990 г. в советских рублях, по курсу 1,8 рубля за доллар США).

Двукратное увеличение стоимости при применении ЭШП стало в то время основным препятствием для его использования в производстве рельсов. Тем не менее, положительный опыт

применения ЭШП для повышения качества рельсов явился отправной точкой для формирования современного понимания необходимого уровня чистоты рельсовой стали. На его основании в последнее время проведены новые исследования возможностей ЭШП в производстве рельсов наивысшего качества.

Постановка задачи и эксперименты по применению ЭШП для производства рельсов премиум качества. Новый этап исследований возможностей применения ЭШП в производстве рельсов наивысшего качества опирался на следующие предположения:

применение стандартного ЭШП расходуемого электрода в открытой атмосфере нецелесообразно, т.к. не позволяет обеспечить низкий уровень содержания газов, например, кислорода менее 10 мас. %;

ЭШП расходуемого металла в контролируемой атмосфере может быть применен для изготовления небольших партий рельсов качества для особо нагруженных участков пути, например, в гористой местности;

ЭШП с прямым использованием жидкого металла (ЭШП ЖМ) может дать положительные результаты для повышения качества в производстве большего количества рельсов;

исследования целесообразно сосредоточить на создании комбинированного процесса, объединяющего преимущества непрерывной разливки и ЭШП.

Известно, что современные рельсы изготавливают прокаткой из непрерывнолитых заготовок (реже из слитков) с последующей термической обработкой. Структура и сплошность литой заготовки существенным образом влияет на качество конечной продукции, поскольку дефекты сталеплавильного передела зачастую невозможно устранить последующими операциями.

Скорость разливки на МНЛЗ составляет от полуметра до нескольких метров в минуту, в зависимости от сечения непрерывнолитой заготовки (НЛЗ). Такая высокая скорость разливки НЛЗ приводит к образованию очень глубокой жидкой лунки (например, для заготовки квадрат 200 мм длина жидкой лунки составляет 4...7 м при различной скорости вытягивания). Естественно, что при таких условиях разливки подпитка усадки НЛЗ ограничена. В результате в осевой части появляются дефекты ликвационного происхождения и пористость. Однако значительно уменьшить глубину жидкой лунки невозможно, поскольку существует определенный предел ниже которого снижение скорости разливки на МНЛЗ невозможно. Ниже этой критической скорости разливки поверхность

мениска остывает, образуются завороты корочки и качество поверхности заготовки ухудшается.

При ЭШП получают очень плотную бездефектную структуру металла за счет постоянной подпитки усадки затвердевающего слитка. Чтобы обеспечить высокое качество металла, производительность процесса ЭШП устанавливается исходя из условий затвердевания качественного плотного слитка и, поэтому, она значительно меньше, чем на машине непрерывной разливки.

Идея объединения преимуществ обоих процессов не нова. Она описана еще в книге Б.И. Медовара и его учеников «Электрошлаковый переплав», изданной более полувека назад. Еще тогда были показаны перспективы этой комбинации для разливки высоколегированной стали, для которой формирование хорошей поверхности является главной проблемой. Было предложено организовать обогрев мениска в кристаллизаторе МНЛЗ путем нагрева слоя жидкого шлака, который формируют на поверхности зеркала металла за счет подачи электрического тока через нерасходуемые электроды. Такая своеобразная тепловая защита мениска должна предотвратить образование поверхностных дефектов заготовки [19]. Те годы были временем становления ЭШП и непрерывной разливки в промышленности и эта идея была лишь описана, но не опробована.

Изобретение в ИЭС им. Е.О. Патона токоподводящего кристаллизатора открыло возможность организации нагрева шлака с помощью токоведущей секции, что позволяет изменять в широких пределах скорость плавления (поступления в кристаллизатор) металла и формирования слитка в процессе ЭШП и стало основой для различных технологий ЭШП с прямой переработкой жидкого металла.

Нагрев в токоведущем кристаллизаторе (в отличие от традиционного ЭШП) может быть организован и без расходуемого электрода с подачей жидкого металла, как при непрерывной разливке. Напомним, что ЭШП ЖМ [20] реализован в промышленном производстве для наплавки композитных валков с рабочим слоем из тепло- и износостойких марок стали. Толщина наплавляемого слоя составляет 100...200 мм. Плотная дендритная структура наплавленного слоя обеспечивает высокие показатели прочности и износостойкости поверхности (в литом термообработанном состоянии) валка, эксплуатируемого в условиях контактного износа и высоких температур (при прокатке на стане). На той же установке специалистами НКМЗ произведены и полые слитки из теплостойких сталей, в макроструктуре металла которых отсутствуют поры и дефекты ликвационной природы [21]. Опыт эксплуатации установки ЭШП ЖМ показал также, что производительность процесса с жидким

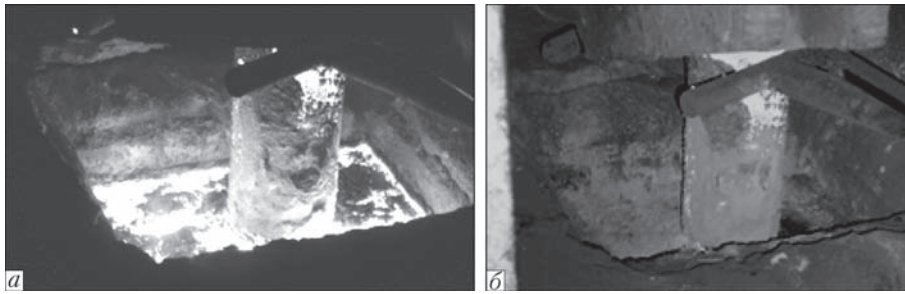


Рис. 1. Вид мениска металла в кристаллизаторе сечением 335×400 мм МНЛЗ до (а) и после (б) добавления шлака ЭШП

металлом может быть существенно выше, чем традиционного ЭШП с расходуемым электродом.

Процесс ЭШП с вытяжкой слитка и, особенно ЭШП ЖМ, довольно близки по своей сути к непрерывной разливке. Однако, для объединения преимуществ этих процессов необходимо решить целый ряд задач как конструктивного, так и технологического плана.

Первая попытка вести электрошлаковый нагрев с применением стандартной разливочной смеси для непрерывной разливки оказалась неудачной. Традиционная смесь для МНЛЗ содержит в своем составе много свободного углерода и, естественно, при ее высокотемпературном сплавлении образуется шлак с высоким содержанием карбидов, который имеет очень высокую температуру плавления и вязкость. Кроме того, электропроводность образующегося шлака не соответствует условиям эффективного ведения процесса. Поэтому, выполнили опробование возможности использования шлака ЭШП (АНФ-28М) в кристаллизаторе МНЛЗ при существующих скоростях разливки. Содержание компонентов составляло, %: 47 CaF₂; 3 Al₂O₃; 21 CaO; 11 MgO; 18 SiO₂.

Эксперимент проводили на МНЛЗ № 2 Днепропетровского металлургического комбината им. Ф.Э. Дзержинского в кристаллизаторе с попе-

речным сечением 335×400. Температура стали в промежуточном ковше до начала эксперимента составляла 1554 °С, скорость разливки — 0,5 м/мин и ее не изменяли при переходе на новый шлакообразующий состав. После открытия мениска подачу жидкого металла (рис. 1, а) временно прекратили и засыпали экспериментальный шлак слоем 10...15 мм (рис. 1, б), после чего стопор был полностью открыт и кристаллизатор наполнен до заданного уровня.

Каких-либо существенных различий вида поверхности в сравнении со стандартной заготовкой, при визуальном осмотре и небольшом увеличении, а также поверхностных дефектов (трещин, плен, надрывов, пузырей, пятен и т.д.), выявлено не было (рис. 2).

Удовлетворительное качество поверхности показывает пригодность опробованного шлака ЭШП для использования на зеркале металла в кристаллизаторе МНЛЗ.

Выполнили также эксперименты по повышению производительности традиционного ЭШП расходуемого электрода с целью экономичности производства рельсовой стали.

В качестве расходуемого электрода взяли рельс К76 (0,8 % С) промышленной выплавки (рис. 3). Использовали шлак АНФ-29, близкий по составу и свойствам к шлаку при испытаниях на МНЛЗ. Выплавляли два слитка диаметром 180 мм со скоростями вытяжки 20 и 40 мм/мин. Из обоих слитков вырезали образцы для исследований макро- и микроструктуры металла.

Отпечатки по Бауману оказались практически чистыми ввиду низкого общего содержания серы



Рис. 2. Внешний вид поверхности заготовок МНЛЗ, полученных с использованием стандартной разливочной смеси (а) и шлака ЭШП (б), ×50

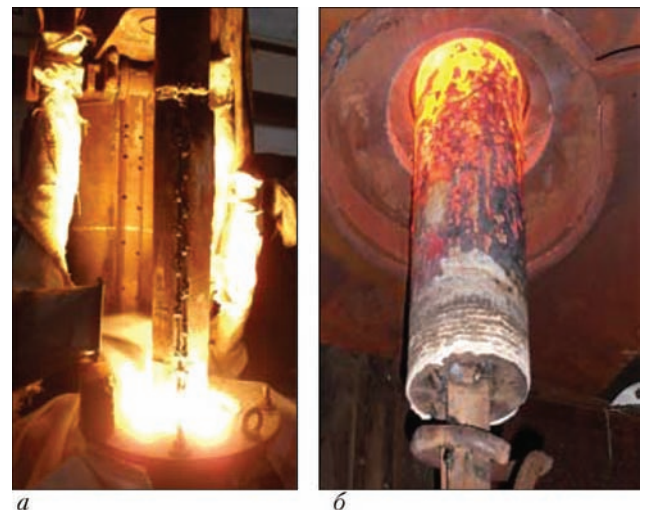


Рис. 3. Плавление электрода (а) и вытяжка слитка диаметром 180 мм (б)

в металле после ЭШП, и отсутствия в слитках каких-либо сегрегаций и скоплений серосодержащих включений.

Макроструктура продольных темплетов слитков ЭШП диаметром 180 мм, полученных при обеих скоростях вытяжки, однородная и плотная, без пор, шлаковых включений, расслоений, трещин и несплошностей (рис. 5).

Дендритная структура на макротемплетах слабо выражена, что, по-видимому, обусловлено особенностями травления рельсовой стали, однако свидетельствует об отсутствии значительной дендритной ликвации.

Микроструктура всех образцов дендритная, регулярная.

Для характеристики дендритной структуры полученных слитков измерили расстояние между осями первичных и вторичных столбчатых дендритов в структуре металла ЭШП в литом состоянии (без термической обработки). Микрофотографии характерных полей приведены на рис. 5.

Дендритной сегрегации и выделений избыточных фаз по границам зерен не обнаружено. Расстояния между первичными и вторичными осями дендритов в первом слитке, сформированном при меньшей скорости подачи металла, несколько больше, хотя визуально структуры отличаются не существенно (табл. 1).

Металл слитков ЭШП имеет типичную перлитную равномерную микроструктуру с тонкими ламелями цементита. Измерения межпластинчатого расстояния в перлите показали близкие результаты для металла обоих слитков.

Дисперсность перлита в металле слитков после ЭШП меньше, чем обычно наблюдаемая в образцах рельсовой стали после деформации и термической обработки (~0,2 мкм), однако следует учитывать, что это литой металл без деформации и термической обработки.

Расстояния между первичными и между вторичными осями ветвей являются прямыми показателями тонины дендритной структуры.

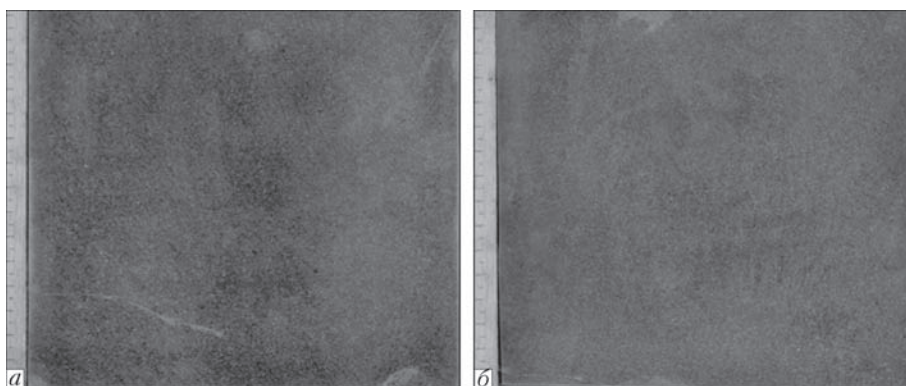


Рис. 4. Макроструктура металла слитков ЭШП из рельсовой стали, выплавленных со скоростью вытяжки 20 (а) и 40 (б) мм/мин

Достигнутое измельчение ее при увеличении производительности традиционного ЭШП свидетельствует о повышении скорости охлаждения, которая обеспечивается удалением фронта кристаллизации от места поступления металла с температурой выше ликвидуса при увеличении скорости вытяжки слитка. При этом лунка становится глубже, однако не настолько, чтобы нарушить подпитку затвердевающего фронта и вызвать образование ликвационных и усадочных дефектов.

В то же время, увеличение производительности традиционного ЭШП в два раза позволит значительно снизить удельный расход электроэнергии на передел. Основываясь на мировом опыте применения скоростных процессов ЭШП можно ожидать, что увеличение стоимости рельсов при их изготовлении традиционным способом ЭШП с расходуемыми электродами не будет превышать 100...300 дол. США за тонну. Однако производительность его может оказаться недостаточной для выпуска конкурентоспособной продукции.

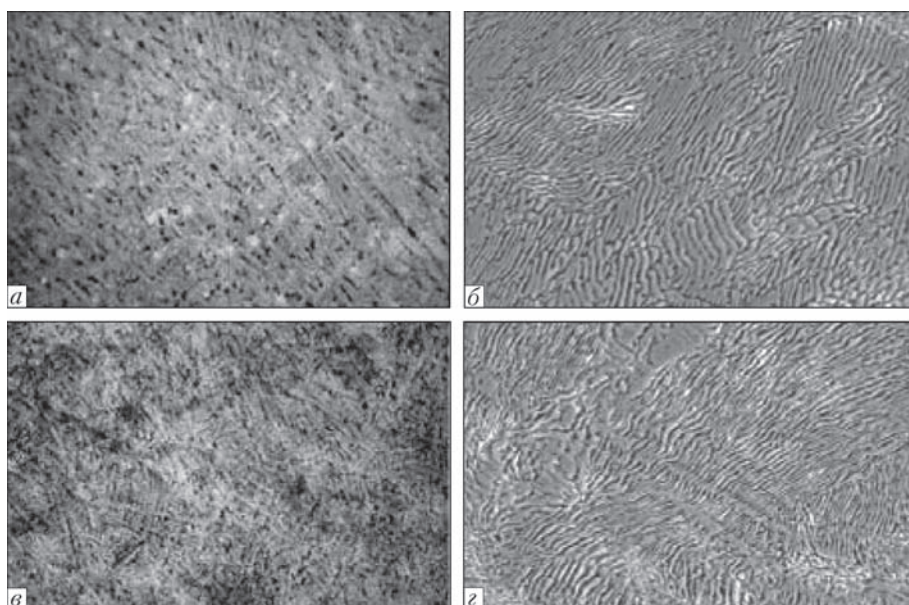


Рис. 5. Микроструктура литого металла слитков ЭШП рельсовой стали, полученных при различных скоростях вытяжки, мм/мин: а, б — 20; в, г — 40; а, в — $\times 400$; б, г — $\times 2000$

Т а б л и ц а 1. Размер структурных составляющих в слитках ЭШП рельсовой стали диаметром 180 мм

Скорость вытяжки слитка, мм/мин	Расстояние между осями, мкм		Межпластинчатое расстояние в перлите, мкм
	первичными	вторичными	
20	248	82	0,74
40	162	43	0,56

Т а б л и ц а 2. Расчетные показатели производительности МНЛЗ при применении электрошлакового обогрева мениска кристаллизатора сечением 335×400 мм

Показатель	Обычный ручей	ЭШ + НР	МНЛЗ с пятью обычными ручьями и одним ЭШ + НР	МНЛЗ с тремя обычными ручьями и тремя ЭШ + НР
Средняя скорость разливки, м/мин	0,6	0,28	5,78	4,14
Производительность, т/год	333920	85000	1750000	1260000

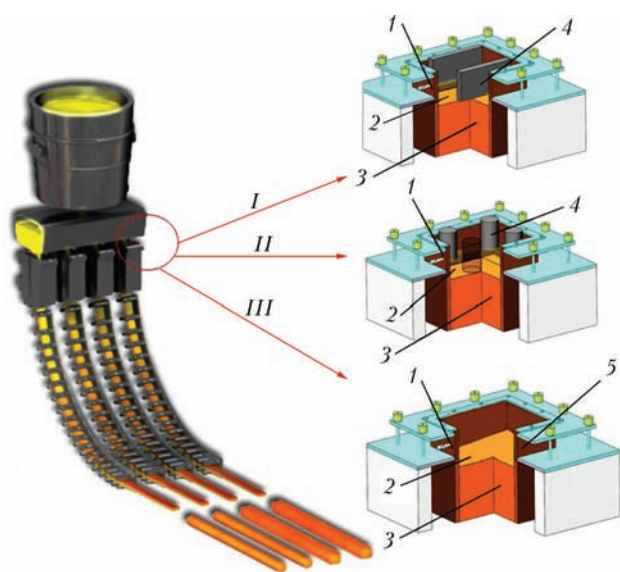


Рис. 6. Схемы вариантов электрошлакового нагрева мениска на МНЛЗ: 1 — кристаллизатор МНЛЗ; 2 — шлак; 3 — заготовка МНЛЗ; 4 — электрод; 5 — токоподводящая секция

Более перспективным представляется создание гибридного процесса ЭШП + МНЛЗ. Предварительные расчеты показывают, что скорость разливки для обеспечения высокого качества заготовки может составить 0,2...0,5 минимальной скорости разливки непрерывно литых заготовок (НЛЗ) данного сечения. При этом для обеспечения качества поверхности заготовки необходимо поддерживать температуру мениска нагревом покровного шлака.

Проработки способов создания нового процесса показывают, что он может быть реализован путем реконструкции МНЛЗ. Однако необходим ряд конструктивных и технологических изменений, связанных с увеличением времени пребывания жидкого металла в ковше, снижением температуры стали в промковше, а также организацией заливки жидкого шлака в кристаллизатор и поддержания его уровня. В пилотном варианте возможна установка электро-

шлакового подогрева на кристаллизатор на одном ручье (назовем его ЭШ+НР), что даст возможность провести объективное сравнение эффективности предложенного технического решения, а в перспективе позволит производить заготовки обычного и премиум качества на одной машине, регулируя ее производительность (табл. 2) в зависимости от портфеля заказов.

Известны и могут быть реализованы различные варианты электрошлакового подогрева шлакового слоя на поверхности мениска кристаллизатора нерасходуемыми электродами (рис. 6) плоскими (I) или цилиндрическими (II) с их симметричным расположением в сечении кристаллизатора, а также с использованием токоподводящей надставки на кристаллизатор (III).

Нагрев мениска позволит уменьшить скорость разливки и улучшить внутреннее качество заготовки без ухудшения качества ее поверхности.

В настоящее время ведутся численные эксперименты на математической модели кристаллизатора со шлаковым нагревом мениска для определения рациональных параметров процесса формирования НЛЗ, а также работы по конструированию соответствующего устройства для опробования предложенного гибридного процесса в промышленности. Полученные результаты будут опубликованы в следующих статьях.

Выводы

Возможности традиционной металлургии в улучшении чистоты и свойств стали для рельсов сегодня практически исчерпаны и, поэтому, представляет интерес применение для этой цели электрошлаковых технологий, обеспечивающих высокое качество получаемых слитков за счет медленного последовательного его формирования.

Результаты первых экспериментов по применению шлака для электрошлакового процесса в качестве смеси покрывающей зеркало металла на действующей машине непрерывного литья заготовки показали принципиальную возможность электрошлакового обогрева мениска, что позволит снизить скорость разливки и улучшить внутреннее качество заготовки.

Показано, что на традиционной печи ЭШП с расходуемыми электродами возможно увеличение скорости вытяжки слитка более чем в два раза (по сравнению с типичной для ЭШП) без изменений в структуре стали. Полученные слитки имеют однородное плотное строение без каких-либо усадочных и ликвационных дефектов, что является предпосылкой для производства из них рельсов премиум качества.

Экспериментальная проверка и предварительная проработка показали перспективность создания гибридного процесса ЭШП + МНЛЗ, способного выпускать заготовку высокого качества с удовлетворительной производительностью.

1. *Bhadeshia H.K.D.H.* High performance bainitic steels // Materials Science Forum. — 2005. — **500–501**. — P. 63–74.
2. *Рельсовая сталь для высокоскоростных линий // Железные дороги мира.* — 2006. — № 11. — С. 71–77.
3. *Рельсовая сталь — эволюция и перспективы // Там же.* — 2008. — № 5. — С. 59–64.
4. *Обобщение передового опыта тяжеловесного движения: вопросы взаимодействия колеса и рельса / У. Харрис, С. Захаров, Д. Ландгрен и др.* — М.: Интекст, 2002. — 416 с.
5. <http://www.nssmc.com/en/product/use/railway/features.html>.
6. *Перспективная технология производства рельсов для высокоскоростного и тяжеловесного движения / А.И. Борц, Е.А. Шур и др. // Вестн. ВНИИЖТ.* — 2013. — № 6. — С. 14–19.
7. *Saeki K., Iwano K.* Progress and prospects of rail for railroads nippon steel & sumitomo metal technical report. — № 105. — 2013. — P. 21–25.
8. *Development of high performance steels for rail / R. Orgonez, Cl. Garcia, S. Kalay, A.J. Deardo // Proc. of Joint Rail Conference 2010 (Urbana, Illinois, USA, 27–29 April 2010).* — Illinois, 2010. — V. 1. — P. 129–133.
9. *Технология производства и эксплуатация опытных рельсов НКМК на Восточно-сибирской железной дороге /*

- В.П. Дементьев, Л.В. Корнева, А.И. Серпянов и др. // Матер. Всерос. науч.-практ. конф. «Проблемы и перспективы изысканий, проектирования, строительства и эксплуатации Российских железных дорог»: Иркутск, 10–11 окт. 2007 г. — Иркутск, 2007. — Т. 1. — С. 29–34.*
10. *Jin N., Clayton P.* Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels // Wear. — 1997. — **202**, № 2. — P. 202–207.
11. *Rail materials — Alternatives and limits / K. Mädler, A. Zoll, R. Heyder, M. Brehmer.* — <http://www.railway-research.org/IMG/pdf/s.1.3.4.1.pdf>
12. *Szablewski D., Kalay S., Lopresti J.* Development and evaluation of high performance rail steels for heavy haul operations // Transportation Technology Center (TTCI) Pueblo, Colorado, USA. — http://www.railway-research.org/IMG/pdf/c1_lopresti_joseph.pdf
13. *Zhao Ke-wen, Zeng Jian-hua, Wang Xin-hua.* Nonmetallic inclusion control of 350 km/h high speed rail steel // J. of Iron and Steel Research, International. — 2009. — **16**, № 3. — P. 20–26.
14. *Дефекты соединений высокопрочных рельсов выполненных контактно-стыковой сваркой оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, С.И. Швец, В.И. Дидковский и др. // Автомат. сварка.* — 2013. — № 9. — С. 3–9.
15. *Optimization of the ladle treatment of the rail steel / S. Shibaev, A. Garber, A. Trushnikova, K. Grigorovich // Proc. of the 4th Intern. Congress on the Science and Technology of Steelmaking (ICS2008), Gifu, Japan, 6–8 Oct. 2008.* — Gifu, 2008. — P. 326–329.
16. *Повышение эффективности вакуумирования металла для железнодорожных колес / В.В. Тягний, А.П. Стовпченко, Ю.Н. Грищенко и др. // Сталь.* — 2007. — № 8. — С. 30–33.
17. *Эволюция повреждаемости рельсов дефектами контактной усталости / Е.А. Шур, А.И. Борц, А.В. Сухов и др. // Вест. ВНИИЖТ.* — 2015. — № 3. — С. 3–8.
18. *Беуенцев А.В., Галушка А.А., Шур Е.А.* О выборе технологической схемы производства рельсов ЭШП в условиях металлургического комбината «Азовсталь» // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1992. — № 2. — С. 22–28.
19. *Электрошлаковый переплав / Б.И. Медовар, Ю.В. Латаш, Б.И. Максимович, Л.М. Ступак.* — М.: Металлургиздат, 1963. — 170 с.
20. *New electroslog technologies / L. Medovar, A. Tsykulenko, V. Saenko et al. // Proc. of the Intern. Symposium on Electroslog Remelting Technologies and Equipment, 15–17 May 2001, Kyiv, Ukraine, P. 49–61.*
21. *Medovar L., Stovpchenko G.* ESR of the heavy hollow ingots // Proc. of 1st Intern. conf. on Casting, Rolling and forging, Aachen, Germany CD, 3–7 June 2012.

Causes of appearance of damages in rails during service are analyzed on the modern high-speed and heavy-loaded railroads. It is shown that the main cause of rails coming out of order are the damages of a fatigue origin, the degree of development of which is determined by the composition and structure of the rail steel. However, the traditional methods of improving the level of its properties at the present time are almost exhausted. In this connection, the application of electroslog technologies capable to increase the purity and metallurgical quality of the ingot represents an interest. The application of the ESR slag as a mixture in the continuous casting of billet was tested, that allows providing the electroslog heating of a meniscus and reducing the casting speed for the improvement of the billet inner quality. In addition, the possibility of increasing the speed of ingot withdrawal by more than two times in electroslog remelting of electrode of rail steel without deterioration of ingot structure was shown experimentally (shrinkage and liquation defects were not detected). The experiments open up the prospects for creation of the hybrid process of ESR + MCCB for the producing of the high-quality cast billet. 21 Ref., 2 Tables, 6 Figures.

Key words: *high-strength rails; continuous casting; electroslog process, ESR ingots; structure; segregation; surface quality*

Поступила 18.01.2016

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ НАПЛАВКА МЕДИ

Ф.К. Биктагиров, В.А. Шаповалов,

А.В. Гнатушенко, А.П. Игнатов, Т.И. Грищенко

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей электрошлаковой наплавки медных заготовок (деталей) медью с целью их ремонта или восстановления. С учетом физико-химических свойств меди выбрана схема наплавки с горизонтальным расположением наплавляемой поверхности, осуществлением электрошлакового процесса нерасходуемыми графитированными электродами и использованием твердого (медная сечка, стружка, порошок) и жидкого (предварительно расплавленная медь) присадочного металла. Для электрошлаковой наплавки меди разработан борсодержащий шлак состава, мас. %: CaF_2 — 38...40,5; CaO — 25,3...27,5; SiO_2 — 20,7...23; $\text{Na}_3\text{B}_4\text{O}_7$ — 10...15. Температура плавления шлака 980...1020 °С, а электропроводность при рабочих температурах 4,0...5,0 $\text{Om}^{-1}\cdot\text{cm}^{-1}$. Установлено, что для электрошлаковой наплавки меди предпочтительно использование жидкого присадочного металла, когда обеспечивается полное сплавление наплавляемого слоя с металлом основы при относительно небольшой глубине проплавления последнего (около 5 мм). Экспериментально определены технологические параметры наплавки, такие как температура нагрева поверхности наплавляемой заготовки, температура перегрева присадочной жидкой меди и электрические режимы электрошлакового процесса. Качество наплавленной меди по механическим свойствам соответствует уровню отожженной меди. Содержание кислорода благодаря электрошлаковой обработке в наплавленном металле существенно ниже, чем в меди марки М1 заводского производства. Наплавленная медь имеет плотную гомогенную структуру без неметаллических включений и газовых пор. Библиогр. 6, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: медь; электрошлаковая наплавка; борсодержащий шлак; жидкий и твердый присадочный металл; качество; свойства

Электрошлаковая наплавка (ЭШН) представляет собой способ нанесения относительно тонкого слоя расплавленного металла на поверхность металлического изделия, при котором нагрев наплавляемой поверхности (основы) и наплавляемого (присадочного) металла происходит за счет тепла контактирующего с ними шлакового расплава. Нагрев самого шлака происходит за счет тепла, которое выделяется при прохождении через шлаковый расплав электрического тока.

Этот способ используется в промышленности для наплавки преимущественно стальных заготовок различных марок и назначений с целью получения биметаллических изделий (нанесение износостойкого, жаропрочного, антикоррозионного и других покрытий с особыми свойствами), а также ремонта деталей (восстановление их рабочей поверхности) [1, 2].

Одни из самых распространенных металлических материалов, используемых для изготовления различных деталей, является медь и сплавы на ее основе. Поэтому, учитывая успешный опыт ЭШН применительно к сталям, представляет интерес использование данного процесса и для наплавки меди, например, с целью решения актуальной на сегодняшний день задачи восстановления (ремон-

та) панелей кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ).

Для реализации ЭШН меди необходимо оценить возможность использования существующих технологических схем наплавки и выбрать наиболее оптимальные; разработать и создать соответствующее оборудование и оснастку; провести эксперименты и определить основные технологические параметры процесса; исследовать качество наплавленных образцов.

При выборе технологических схем ЭШН меди, ввиду немногочисленных данных на этот счет, основывались на опыте ЭШН стальных заготовок, различные варианты которых приведены в литературе [1–3]. С учетом физико-химических свойств меди была принята схема наплавки с осуществлением электрошлакового процесса посредством нерасходуемых графитированных электродов при горизонтальном расположении наплавляемой поверхности и использованием дискретного (некомпактного) присадочного материала, аналогично тому, как производится электрошлаковая наплавка штампов [4].

Для реализации электрошлаковой наплавки необходима организация плавильного пространства, в котором размещается наплавляемое изделие, на-

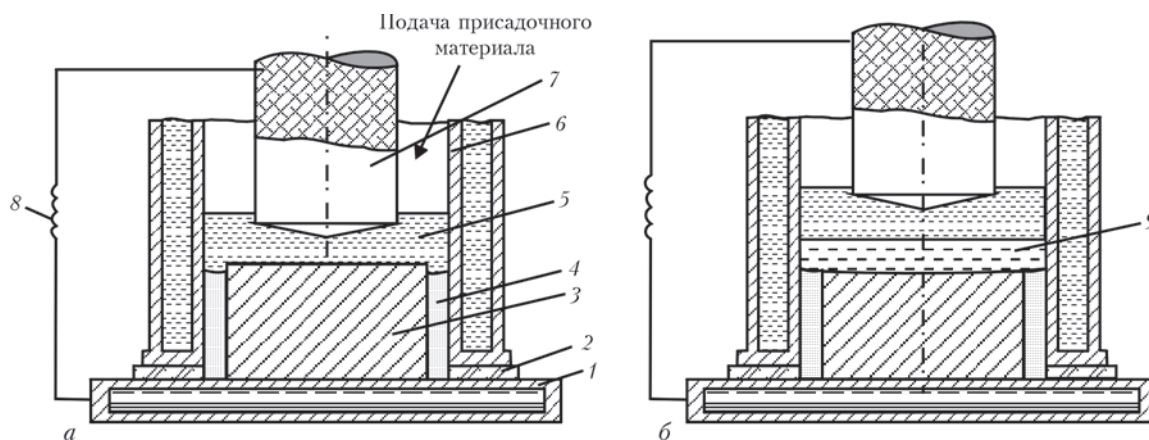


Рис. 1. Схема горизонтальной ЭШН: а — перед началом подачи присадочного материала; б — после подачи присадочного материала. 1 — водоохлаждаемый поддон; 2 — диэлектрическая подкладка; 3 — наплавляемая заготовка; 4 — засыпка (сухой флюс); 5 — шлаковая ванна; 6 — кристаллизатор; 7 — графитированный электрод; 8 — источник питания; 9 — наплавленный металл

водится шлаковая ванна, проводится нагрев наплавляемой поверхности и осуществляется сама наплавка подачей через шлак присадочного материала. На первом этапе работы с целью исследования закономерностей процесса и отработки технологических параметров в качестве плавильного пространства использовали кристаллизатор диаметром 170 мм, установленный на водоохлаждаемый поддон через диэлектрические подкладки (рис. 1).

Внутри кристаллизатора на поддон устанавливали наплавляемую заготовку в виде медной шайбы толщиной 50...70 мм и диаметром 140...150 мм. Зазор между стенкой кристаллизатора и шайбой заполняли сухим флюсом. Для подвода тока к шлаковой ванне использовали графитированный электрод диаметром 100 мм.

В качестве присадочного материала использовали медную сечку, медный порошок или дробленную медную стружку. Контроль температуры шлака осуществляли вольфрам-рениевой термопарой, а температуру наплавляемой заготовки — хромель-алюмелевыми термопарами, установленными в заготовке на различном расстоянии от наплавляемой поверхности.

Важное значение для успешной реализации любого электрошлакового процесса имеют физико-химические свойства используемого шлака, основными из которых являются электрическая проводимость и температура плавления, под которой понимается температура перехода его в полностью жидкое состояние. При электрошлаковой наплавке для исключения образования твердой шлаковой прослойки между наплавляемой заготовкой и слоем наплавленного металла температура плавления шлака должна быть ниже температуры плавления металла основы. Применительно к наплавке сталей стандартные шлаки, используемые в электрошлаковых технологиях, удовлетворяют этому требованию, т.к. обычно имеют темпе-

ратуру плавления в пределах 1150...1250 °С [1, 5, 6]. Однако для наплавки меди необходимо иметь температуру плавления шлака не более 1050 °С.

Из опыта электрошлакового передела (ЭШП) известно, что для осуществления стабильного электрошлакового процесса и эффективного тепловыделения в шлаковом расплаве значение электрической проводимости шлака при рабочих температурах должно быть в пределах 1...6 Ом⁻¹·см⁻¹.

С учетом вышесказанного для электрошлаковой наплавки меди разработан шлак с добавками обезвоженной буры следующего химического состава, мас. %: CaF₂ — 38,0...40,5; CaO — 25,5...27,0; SiO₂ — 21,0...22,5; Na₂O — 4,7...7,0; B₂O₃ — 5,3...8,0. Он имеет температуру плавления 980...1020 °С, а электропроводность при температурах 1300...1400 °С в пределах 4,0...5,0 Ом⁻¹·см⁻¹.

Процесс электрошлаковой наплавки начинается с наведения шлаковой ванны и последующего нагрева шлаком наплавляемой поверхности. В нашем случае «твердый старт» из-за вероятности местного проплавления заготовки возникающими под электродом дугами был неприемлем. Поэтому использовали метод «жидкого старта», когда выплавленный в флюсоплавильной печи, представляющей собой переносной тигель-ковш, жидкий шлак заливали в кристаллизатор. Это позволило быстро и надежно сформировать в плавильном пространстве шлаковую ванну заданного объема.

После заливки шлака осуществляли нагрев наплавляемой поверхности медной заготовки. Экспериментально было установлено, что при нагреве поверхности медной заготовки до температуры плавления меди (1080 °С) из-за высокой теплопроводности этого металла невозможно обеспечить равномерную и контролируемую глубину проплавления верхней части заготовки. Поэтому наплавку (подача присадочного металла) необ-

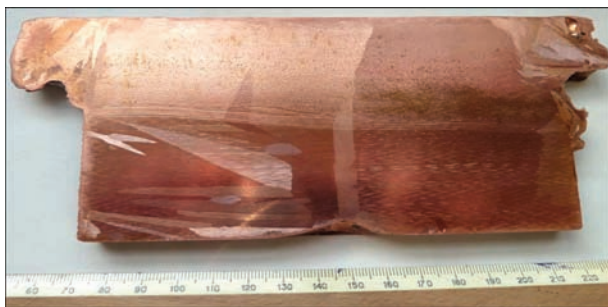


Рис. 2. Вид осевого темплета образца, наплавленного с использованием твердого присадочного материала

ходимо начинать при температуре наплавляемой поверхности несколько ниже температуры плавления меди. При этом наплавка, т.е. сплавление основного и наплавляемого металла, должно обеспечиваться за счет перегрева присадочного металла и подплавления им основного металла.

В результате выполненных исследований определено, что надежное сплавление основы с наплавленным слоем обеспечивается при нагреве наплавляемой поверхности до температуры 1030...1050 °С, т.е. близкой к температуре плавления меди. При достижении указанной температуры, контролируемой энергетически-временными показателями электрошлакового нагрева, которые устанавливаются в процессе отработки технологии, начинали процесс наплавки путем подачи в кристаллизатор присадочного металла отдельными порциями со скоростью 0,4...0,5 кг/мин. Температуру шлаковой ванны на данном этапе поддерживали на уровне 1350...1400 °С, что обеспечивало расплавление присадочного металла и достаточный его перегрев для подплавления наплавляемой поверхности. Количество присадочного металла подавали из расчета получения наплавленного слоя толщиной 20 мм.

Анализ полученных по такой технологии образцов показал, что электрошлаковая наплавка в принципе обеспечивает надежное сплавление наплавленного металла с металлом основы (рис. 2).

В то же время вследствие высокой теплопроводности меди глубина проплавления исходной заготовки составляет 30...40 мм. Попытки уменьшить глубину проплавления изменением технологических параметров процесса путем снижения температуры шлаковой ванны или увеличением скорости подачи присадочного металла приводили к нестабильным результатам вплоть до частич-

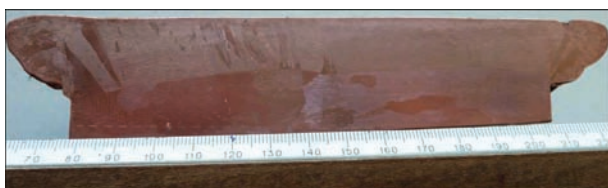


Рис. 3. Вид осевого темплета образца, наплавленного с использованием жидкого присадочного материала

ного или полного несплавления основы и присадки. Еще одной сложностью рассматриваемого способа электрошлаковой наплавки меди была необходимость корректировки технологических параметров при изменении вида и гранулометрического состава присадки.

Учитывая трудности, возникающие в процессах контроля глубины проплавления заготовки и выбора оптимальных технологических параметров при электрошлаковой наплавке с использованием твердого присадочного материала, в дальнейшем решено было использовать жидкий присадочный материал. Такой способ наплавки требует дополнительного оборудования для подготовки жидкой меди. Но ввиду сравнительно небольшого количества металла, используемого на наплавку, в качестве плавильного устройства может использоваться та же флюсоплавильная печь, в которой готовится шлак для «жидкого старта». То есть в этом случае методом электрошлаковой плавки в тигель-ковше под слоем шлака выплавляется медь и затем заливается в плавильную емкость, где осуществляется электрошлаковая наплавка.

Важной особенностью использования жидкого присадочного материала является то, что за счет контроля температуры нагрева наплавляемой поверхности, температуры и массы подаваемого на наплавку металла при известном градиенте температуры вблизи наплавляемой поверхности можно с достаточной для практического применения точностью рассчитать глубину проплавления заготовки.

Например, в случае нагрева наплавляемой поверхности до температуры 1050 °С, градиенте температур вблизи наплавляемой поверхности 5 град/мм (определена экспериментально) и толщине наплавляемого слоя 20 мм расчетная глубина проплавления при температуре подаваемой на наплавку меди 1300 °С составляет 5,4 мм. А при температуре подаваемой на наплавку меди 1350 °С глубина проплавления увеличивается до 7,5 мм.

Эксперименты по электрошлаковой наплавке с жидким присадочным материалом показали, что при соблюдении заданных технологических режимов обеспечивается полное сплавление наплавленного металла с металлом основы (рис. 3). Получены образцы с наплавленным слоем около 20 мм и глубиной проплавления наплавляемой заготовки в среднем около 5 мм. Наплавленный слой плотный, без пор и неметаллических включений, что свидетельствует о его хорошем качестве.

Исследования способа ЭШН меди были продолжены экспериментами по наплавке плоской медной прямоугольной заготовки размерами 300×160×50 мм. Наплавляемую заготовку устанавливали на водоохлаждаемый поддон и по периметру ограничивали огнеупорными кирпичами, которые при-

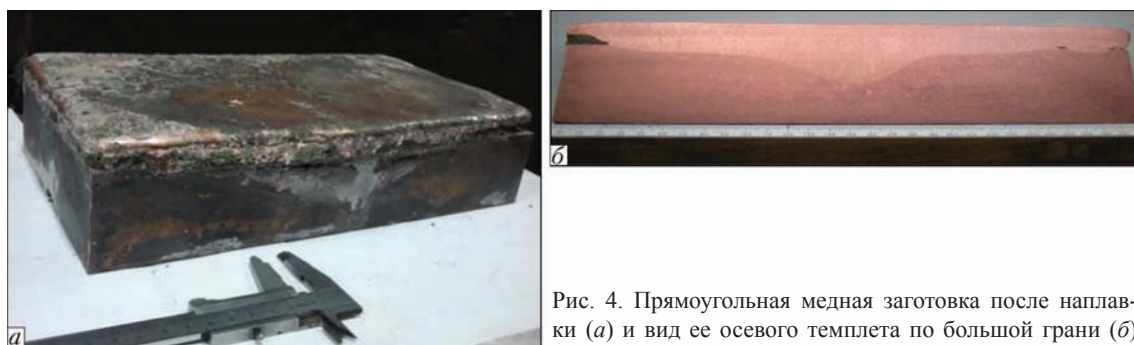


Рис. 4. Прямоугольная медная заготовка после наплавки (а) и вид ее осевого темплета по большой грани (б)

жимались к заготовке металлическим биндажом. Для подвода тока к шлаковой ванне использовались два графитированных электрода диаметром 100 мм, подсоединенных к одному из выходов силового трансформатора. Наплавку медного слоя, как и в предыдущем случае, осуществляли жидким металлом.

Анализ наплавленного образца показал, что при общем надежном сплавлении наплавленного слоя толщиной 15 мм с основой имеются небольшие местные участки несплавления по краям заготовки и увеличение глубины проплавления в зоне между токоподводящими электродами (рис. 4). Связано это с недостаточным нагревом периферийных зон и перегревом центра заготовки при примененной схеме токоподвода, когда основное тепловыделение происходило под электродами и между ними, а также плотным примыканием кирпичей, формирующих плавильное пространство, к боковой поверхности наплаваемого изделия. В случае использования многоэлектродной схемы токоподвода с равномерным нагревом наплаваемой поверхности и организации технологических зазоров между заготовкой и ограничивающей ее по периметру формой, как имело место при наплавке круглых заготовок, причины возможного неравномерного сплавления по сечению плоской заготовки будут устранены.

Для более детального исследования качества получаемого в процессе наплавки металла из наплавленной прямоугольной заготовки вырезали образцы для испытаний (рис. 5).

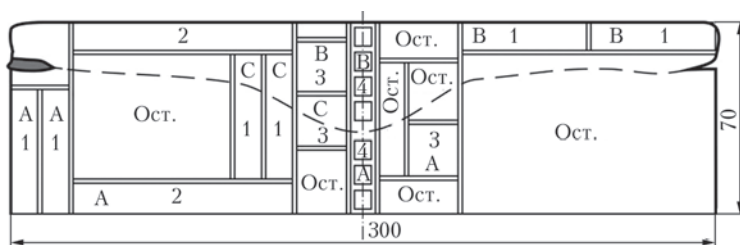


Рис. 5. Схема вырезки образцов: зона А — основной металл; В — наплавленный металл; С — переходной слой

Данные механических испытаний, определения твердости и электросопротивления приведены в табл. 1.

Видно, что электросопротивление наплавленного металла несколько выше, чем основного металла. Связано это с тем, что в экспериментах в качестве жидкого присадочного металла использовались отходы меди с повышенным содержанием примесей, в частности железа, а электросопротивление и прямо с ней связанная теплопроводность меди чувствительны к наличию таковых. При использовании чистой от примесей меди, например марки М1, проблем по электросопротивлению и, соответственно, по теплопроводности меди после электрошлаковой наплавки быть не должно.

Показатели механических свойств и твердости в наплавленном образце находятся на уровне, характерном для отожженной меди. Можно лишь отметить повышенные значения пластичности металла ($\sigma_{0,2}$ и δ) и несколько пониженные прочности (σ_B).

Содержание кислорода в наплавленном металле и металле основы существенно ниже, чем в меди марки М1 заводского производства (табл. 2). Это результат электрошлакового рафинирования

Таблица 1. Свойства меди электрошлаковой наплавки

Место вырезки образца (зона)*	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость a_u , МДж/м ²	Твердость, HRB	Удельное электросопротивление ρ , мкОм·м
А	183,6	104,8	68,4	70,6	1,69...1,73	44...45	0,0186
В	186,5	105,7	60,1	67,8	1,53...1,58	43...45	0,0256
С	196,0	104,5	68,0	71,4	1,49...1,55	44...45	0,0180
Медь М1	215,7...235,3	58,8	45-55	65...80	1,55...1,76	35...55	0,0172

*Зоны А, В, С соответствуют металлу основы, наплавленного и переходного слоев.



Рис. 6. Макроструктура металла образцов электрошлаковой наплавки

меди (заготовка для наплавки изготовлена из слитка электрошлаковой выплавки).

Исследование макроструктуры металла образцов наплавленной пластины показало, что медь имеет плотное строение без неметаллических включений и газовых пор при надежном качественном сплавлении присадочного и основного металлов (рис. 6).

Металл в зоне В (наплавка) характеризуется столбчатой структурой с вертикальным направлением роста кристаллов в сторону теплового центра (шлаковой ванны). Зона А (основной металл) отличается мелкозернистой структурой, что характерно для меди, подвергшейся обработке давлением (заготовка для горизонтальной ЭШН была получена путем прокатки медного слитка). Зона С (переходная) имеет ширину около 2...3 мм

The present work is devoted to the investigation of peculiarities of electroslag surfacing of copper billets (parts) for the aim of their repair or restoration. Taking into account the physical-chemical properties of copper the scheme of surfacing with a horizontal arrangement of surface being surfaced, realizing the electroslag process with non-consumable graphitized electrodes and using the solid (copper chop, chips, powder) and molten (preliminary melted copper) filler metal, was selected. For the electroslag surfacing of copper the boron-containing slag, wt.%: CaF_2 — 38...40.5; CaO — 25.3...27.5; SiO_2 — 20.7...23; $\text{Na}_3\text{B}_4\text{O}_7$ — 10...15 was developed. Temperature of slag melting was 980...1020 °C, and electric conductivity at operating temperatures was 4.0...5.0 $\text{Ohm}^{-1}\cdot\text{cm}^{-1}$. It was found that it is preferable to apply the molten filler metal for the electroslag surfacing of copper, when the complete fusion of a layer being surfaced with a base metal is provided at relatively small depth of the latter penetration (about 5 mm). The technological parameters of surfacing, such as temperature of heating the surface of the billet being surfaced, temperature of overheating of filler molten copper and electric parameters of the electroslag process, were determined experimentally. The quality of the surfaced copper corresponds to the level of the annealed copper by mechanical properties. The oxygen content is significantly lower than in copper of grade M1 of the factory production due to electroslag treatment of the surfaced metal. The surfaced steel has a dense homogeneous structure without non-metallic inclusions and gas pores. 6 Ref., 2 Tables, 6 Figures.

Key words: copper; electroslag surfacing; boron-containing slag; molten and solid filler metal; quality; properties

Поступила 02.02.2016

Т а б л и ц а 2. Содержание кислорода в металле

Место отбора образца	Содержание кислорода в пробах, %			Среднее содержание [O], мас. %
	1	2	3	
Зона А	0,0038	0,0044	0,0042	0,0041
Зона В	0,0091	0,0070	0,0065	0,0075
Медь М1	0,0252	0,0271	0,0282	0,0268

и характеризуется в месте сплавления резким переходом от равноосной к столбчатой структуре без наличия каких либо структурных дефектов в месте перехода.

На основании выполненных исследований можно сделать вывод о принципиальной возможности электрошлаковой наплавки медных заготовок медью с целью их восстановления и ремонта. Показано, что такая наплавка обеспечивает бездефектное сплавление основы с присадочным материалом при высоком качестве металла наплавленного слоя.

1. *Электрошлаковая сварка и наплавка* / Под ред. Б.Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1980. — 511 с.
2. *Электрошлаковая наплавка* / Ю.М. Кусков, В.Н. Скороходов, И.А. Рябцев, И.С. Сарычев // Под ред. А.Ф. Пименова. — М.: ООО «Наука и технологии», 2001. — 180 с.
3. *Илюшенко В.М., Лукьяненко Е.П.* Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с.
4. *Носатов В.А., Стеренбоген Ю.А., Кузьменко О.Г.* Восстановление штампов с применением электрошлакового обогрева // Кузнечно-штамповое производство. — 1987. — № 3. — С. 11–12.
5. *Каленский В.К., Панчишин Ю.А., Максимчук А.М.* О стабильности процесса электрошлаковой наплавки электродными лентами // Современные способы наплавки и их применение. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1982. — С. 92–97.
6. *Степанов В.В., Лопав Б.Е., Штенгельмейер С.В.* Вязкость флюсов, применяемых для электрошлакового переплава и подогрева // Автомат. сварка. — 1965. — № 11. — С. 28–30.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА, ЛЕГИРОВАННОГО БОРОМ, ПОЛУЧЕННОГО СПОСОБОМ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОГО ПЕРЕПЛАВА

Г.М. Григоренко¹, С.В. Ахонин¹, П.И. Лобода², С.Г. Григоренко¹,
А.Ю. Северин¹, В.А. Березос¹, Ю.И. Богомол²

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТУУ «Киевский политехнический институт», Киев, Украина.

03056, г. Киев, пр-т Победы, 37. E-mail: decan@iff.kpi.ua

Представлены результаты исследований структуры α -титанового сплава, легированного бором. Слитки получены способом электронно-лучевой плавки с применением промежуточной емкости. Изучено влияние легирования диборидом титана, а также термомеханической обработки на структурообразование и механические свойства модельных сплавов. Введение в технически чистый титан химического соединения TiB_2 приводит к измельчению зерна и выделению в мягкой матрице упрочняющей фазы TiB в виде стержневидных кристаллов, раздробленных в процессе термомеханической обработки. Показано, что легирование титанового сплава бором позволяет повысить его прочностные характеристики при сохранении достаточного уровня пластичности. Библиогр. 7, табл. 1, ил. 9.

Ключевые слова: слиток; электронно-лучевой переплав; титан; сплав; легирование; борид титана; структура; термомеханическая обработка

В промышленности Украины титановые сплавы занимают важное место среди современных конструктивных материалов. Низкая плотность, высокая коррозионная стойкость и удельная прочность делают эти сплавы незаменимыми не только для авиационной и космической промышленности, но и для других отраслей, включая медицину. Титановые сплавы успешно используют как броневого материала.

Уже сейчас широко применяются сплавы с улучшенным комплексом эксплуатационных характеристик, полученных за счет твердорастворного упрочнения путем комплексного легирования титана Al, V, Zn, Nb, Cr, Mo и др. элементами. В последние годы получило развитие такое направление, как создание титановых сплавов с дополнительным повышением механических свойств за счет выделения в структуре интерметаллидной фазы или химических соединений. Но создание экономнолегированных сплавов всегда остается актуальным вопросом.

В настоящее время широко ведутся работы по повышению прочности, пластичности, жаропрочности и других характеристик титановых сплавов путем создания в них специального структурно-фазового состояния за счет легирования, термической и термомеханической обработок. При этом важной задачей является достижение дис-

персности и равномерного распределения выделенной упрочняющей фазы в структуре. Известно, что бор давно уже используют в качестве модификаторов для измельчения литой структуры [1]. Кроме того, бор малорастворимый в титане и образует высокопрочные тугоплавкие выделения совместимые с титановой матрицей и обеспечивающие значительное упрочнение зерна [2], что представляет определенный интерес использовать его в качестве легирующего элемента в таких сплавах.

Целью работы является исследование структуры и механических свойств титанового сплава ВТ1-00, легированного бором, полученного способом электронно-лучевой плавки (ЭЛП).

Для получения экспериментальных слитков использовали многоцелевую лабораторную электронно-лучевую установку УЭ-208 (рис. 1).

Конструкция установки и переменное технологическое оснащение позволяют осуществлять следующие процессы: переплав металла непосредственно в круглом или прямоугольном кристаллизаторе; выплавку круглых и плоских слитков с применением промежуточной емкости; отливку слитков в горизонтальную изложницу, в том числе биметаллическую и многослойную; переработку кусковых отходов металла и стружки, а также выплавку сплавов из различной шихты; выплавку малогабаритных слитков.

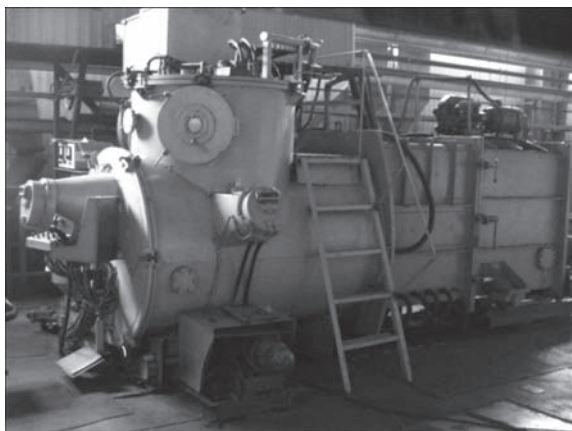


Рис. 1. Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208

Слитки получали способом ЭЛП с применением промежуточной емкости [3]. Такой способ плавки является весьма перспективным, позволяющим обеспечивать высокую степень удаления вредных примесей, а применение промежуточной емкости способствует рафинированию, усреднению химического состава и удалению включений высокой и низкой плотности [4]. При ЭЛП трудность представляет ввод бора в выплавляемый слиток, так как под воздействием электронно-лучевого нагрева в вакууме, при расплавлении бора, имеющего очень высокую упругость пара, происходит его испарение, а также распыление и унос частиц при введении его в шихту в виде порошка. Поэтому для введения бора в сплав использовали химическое соединение TiB_2 .

В качестве шихты использовали прессованные брикеты титановой губки ТГ-130 с добавлением TiB_2 в количестве 5,2 % (рис. 2). Из прессованных брикетов сформировали расходную шихтовую заготовку (рис. 3).



Рис. 2. Прессованный брикет титановой губки ТГ-130 + 5,2 % TiB_2



Рис. 3. Шихтовая заготовка для выплавки слитка $Ti + TiB_2$

Перед проведением опытных плавок осуществляли подготовку оборудования, которая заключалась в чистке камеры плавки, плиты электронно-лучевых нагревателей, промежуточной емкости, кристаллизатора и поддона от конденсата, пыли и остатков металла предыдущих плавок. В обязательном порядке провели замену катодов электронно-лучевых нагревателей.

Опытные плавки проводили в кристаллизаторе диаметром 110 мм (рис. 4). После загрузки шихты установку вакуумировали до уровня остаточного давления: в камере электронно-лучевых нагревателей — 10^{-3} , в камере плавки — 10^{-2} Па. Затем заготовку сплавляли в промежуточную емкость до ее заполнения и периодически сливали жидкий металл в медный водоохлаждаемый кристаллизатор. Первыми порциями слива формировали затравку будущего слитка до высоты, равной вну-



Рис. 4. Общий вид технологической оснастки



Рис. 5. Слиток титанового сплава, полученный методом ЭЛП: *а* — после плавки (диаметр 110 мм); *б* — после механической обработки (диаметр 105 мм)

тренному диаметру кристаллизатора, на которой, согласно математическим расчетам, плавка переходит в квазистационарный режим. Затем на достигнутом технологическом режиме выплавляли слиток необходимой высоты.

Во время экспериментальных плавки проводили контроль следующих технологических параметров: скорость плавки, ток электронных лучей, величину ускоряющего напряжения. Численные значения ускоряющего напряжения и тока лучей измеряли и регулировали с помощью предназначенных для этого приборов. Скорость плавки регулировали скоростью подачи заготовки, расходуемой в зону плавки.

Технологические параметры плавки слитков диаметром 110 мм следующие:

Общая мощность ЭЛ нагрева, кВт	60
Мощность в кристаллизаторе, кВт	16
Скорость плавки, кг/ч	30

После плавки слиток поместили в камеру в условиях вакуума до полного его охлаждения.

В результате плавки получили слиток диаметром 110, длиной 300 мм и массой 15 кг. Для про-

ведения дальнейших исследований поверхность слитка механически обработали (рис. 5).

Затем полученный методом ЭЛП и механически обработанный слиток подвергали термомеханической обработке, которую проводили на лабораторном реверсивном стане 500/350 фирмы «Skoda».

Конечная толщина заготовки составила 8 мм, а степень обжатия более 90 % (рис. 6, *а*).

После окончания термомеханической обработки полученный полуфабрикат повторно поместили в печь разогретую до температуры 900 °С и выдерживали 30 мин (рис. 4, *а*), а затем провели его рихтовку на гидравлическом прессе П-457 для устранения неровностей поверхности, полученных при прокатке (рис. 6, *б*).

Химический состав сплава определяли методом спектрального анализа на оптическом эмиссионном спектрометре с индуктивно связанной плазмой iCAP 6500 DUO, фирмы «Thermo Fisher Scientific» (США). Исследование микроструктуры образцов проводили с помощью светового микроскопа НЕОРНОТ-32 (ГДР) и многофункционального современного прибора с высокими техниче-

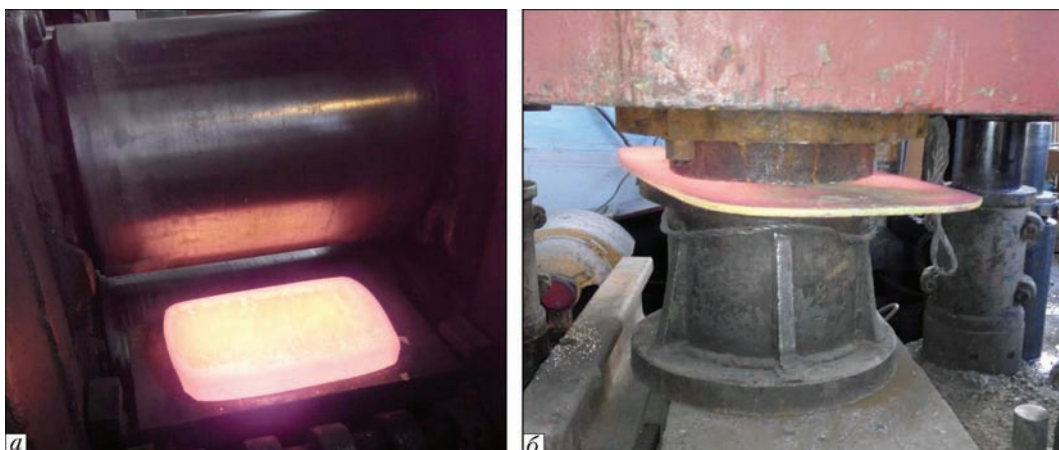


Рис. 6. Термомеханическая обработка слитка (*а*) и рихтовка полуфабриката (*б*)

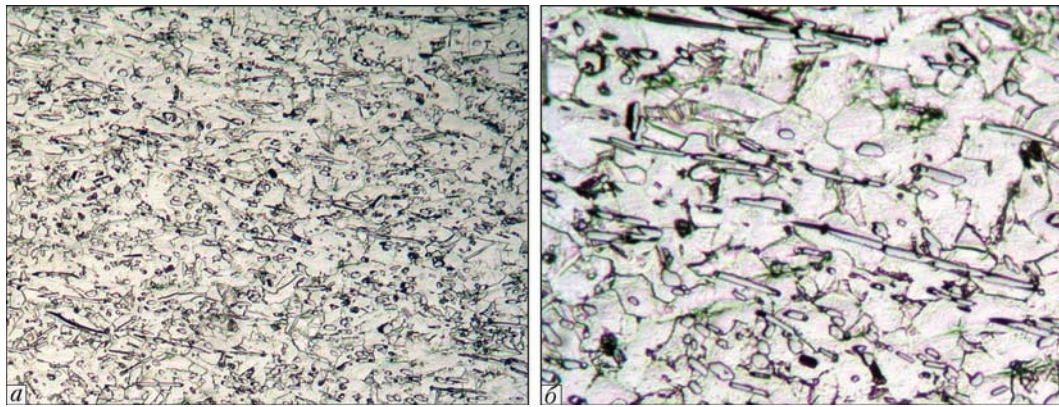


Рис. 7. Микроструктура экспериментального образца: *a* — $\times 200$; *б* — $\times 500$

скими характеристиками JAMP 9500F (JEOL Ltd, Япония). Прибор укомплектован энергодисперсионным спектрометром (ЭДС) OXFORD EDS INCA Energy 350 для анализа элементов (от бериллия до урана). Энергетическая разрешающая способность $E = 133$ эВ, диаметр электронного зонда — 1 мкм. Исследование проводили в сверхвысоком вакууме $5 \cdot 10^{-8}$ Па. Методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСФА) исследовали фазовый состав титановых сплавов и определяли параметры решетки отдельных фаз. Рентгеноструктурные исследования образцов проводили с помощью дифрактометра ДРОН-УМ1 в монохроматическом $\text{CuK}\alpha$ -излучении методом шагового сканирования. Твердость структуры измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 9,8 Н.

Состав подготовленных для исследований образцов следующий, мас. %: (основа) Ti–0,112Al–1,11B–0,06Cr–0,204Fe–0,004Nb–0,003Zr–0,048Ni–0,004V–0,006Sn. Микроструктура представлена на рис. 7.

Металлографические исследования показали, что в процессе термомеханической обработки в сплаве формируется полигональная структура матрицы, в которой наблюдаются выделения как в виде отдельных небольших частиц разной фор-

мы, так и крупных стержневидных кристаллов. Стержневидные выделения, в большей степени, раздробленные. Такое дробление является результатом высокотемпературной термомеханической обработки [6, 7].

Методом энергодисперсионной спектроскопии установлено, что матрица состоит из зерен α -фазы, а все выделения внутри нее обогащены бором, и их можно идентифицировать как бориды титана (TiB). Результаты анализа ЭДС приведены на рис. 8.

На рис. 9 представлен результат рентгенофазового анализа, который показал наличие в сплаве двух основных фаз: (α -Ti) в количестве 89,15 мас. % (параметры решетки: $a = 2,9557$, $c = 4,6986$) и TiB — 10,85 мас. % ($a = 6,1031$, $b = 3,0549$, $c = 4,5572$).

Результаты механических испытаний приведены в таблице.

Технический титан характеризуется невысокой прочностью и высокой пластичностью. Анализ результатов механических испытаний показал, что легирование сплава бором снижает показатели пластичности и значительно повышает прочностные характеристики.

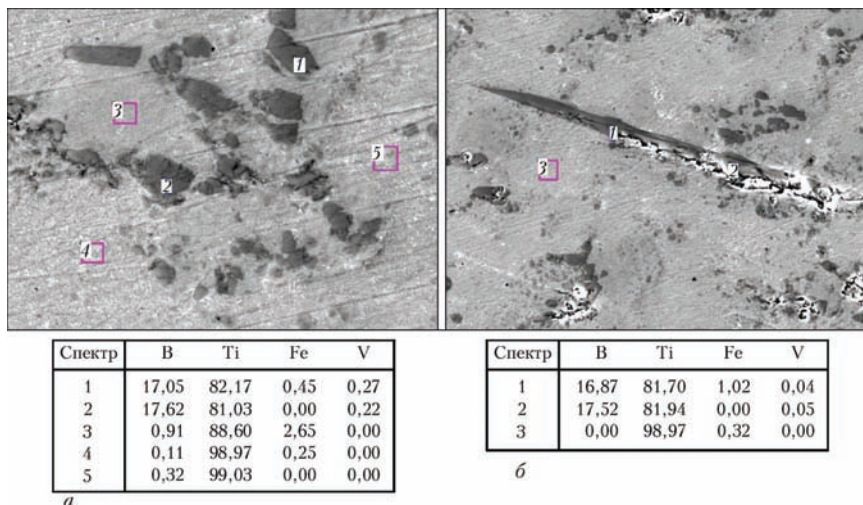


Рис. 8. Результаты ЭДС-анализа экспериментального образца, мас. %: *a* — $\times 5000$; *б* — $\times 2000$

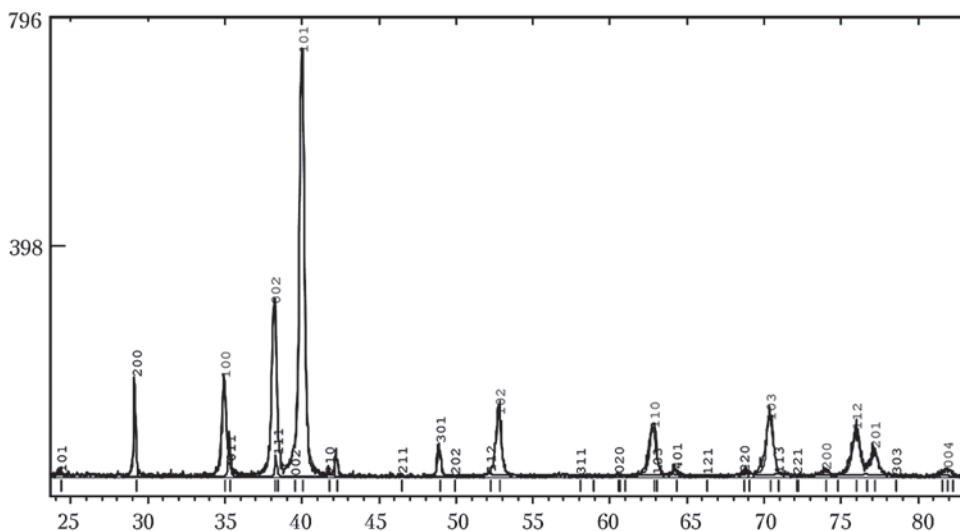


Рис. 9. Рентгенограмма экспериментального сплава

Механические свойства титановых сплавов					
Сплав	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	HV , МПа
Технический титан	350...500	450...560	25	55	1400...2000
Опытный образец	631	882	13	16	3500...3700

Выводы

Выплавлены опытные слитки диаметром 110 и длиной 300 мм титанового сплава, легированного бором.

Легирование исследуемого сплава бором путем введения химического соединения TiB_2 приводит к измельчению зерна и выделению упрочняющей фазы TiB в виде стержневидных кристаллов, которые дробятся в процессе последующей термомеханической обработки.

Выделение в мягкой матрице α -титанового сплава твердой тугоплавкой фазы TiB повышает его прочность и твердость.

Пользуясь опытом предыдущих работ [6], для полного дробления стержневидных выделений и их равномерного распределения по структуре, следует провести дополнительную термообработку. Структура, полученная после термической обработки сплава, должна обеспечить хорошее сочетание прочности и пластичности.

Results of investigations of structure of α -titanium alloy, alloyed with boron, are presented. Ingots were produced by the method of electron beam cold hearth melting. The effect of alloying with a titanium diboride, as well as thermodeformation on structure formation and mechanical properties of model alloys was studied. Adding of chemical compound TiB_2 into the commercially pure titanium leads to grain refining and precipitation of strengthening phase TiB in a soft matrix in the form of rod-like crystals, crushed in the process of the thermodeformational treatment. It is shown that the alloying of titanium alloy with boron allows increasing its strength properties, retaining a sufficient level of ductility. 7 Ref., 1 Table, 9 Figures.

Key words: ingot; electron beam remelting; titanium; alloy; alloying; titanium boride; structure; thermodeformational treatment

Поступила 29.01.2016

1. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. Конструкционные титановые сплавы. — М.: Металлургия, 1974. — 368 с.
2. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. — Киев: Изд-во АН УССР, 1960. — 500 с.
3. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. Электроннолучевая плавка тугоплавких и высокорреакционных металлов. — Киев: Наук. думка, 2008. — 311 с.
4. Зонная перекристаллизация алюминидов титана / Г.М. Григоренко, В.В. Лакомский, И.И. Стагкевич и др. // Тр. конф. «Титан в СНГ-2010» — Екатеринбург, 2010. — С. 132–139.
5. Грабин В.Ф. Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов. — Киев: Наук. думка, 1975. — 259 с.
6. Влияние легирования бором и лантаном на структуру и свойства сплава на основе интерметаллидного соединения $TiAl$ / Г.М. Григоренко, С.В. Ахонин, А.Ю. Северин и др. // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 15–20.
7. Структура та властивості високомодульних сплавів системи $Ti-B$ / С.О. Фірстов, М.І. Кузьменко, Л.Д. Кулака та ін. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2006. — № 3. — С. 27–32.

ВЛИЯНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ КОНДЕНСАЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДЕМПФИРОВАНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ-6

А.В. Микитчик¹, Ю.Э. Рудой¹, И.В. Грушецкий²,
А.О. Ахтырский¹, С.М. Романенко¹

¹Государственное предприятие «Международный центр электронно-лучевых технологий
ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины» (МЦ ЭЛТ).

03150, г. Киев, ул. Горького, 68. E-mail: yakovchuk@paton-icebt.kiev.ua

²Крыловский государственный научный центр.

196158, Россия, г. Санкт-Петербург, Московское шоссе, 44. E-mail: krylov@krylov.spb.ru

Представлены результаты сравнения демпфирующих свойств образцов из сплава Ti–6Al–4V (ВТ-6) без покрытия и с нанесенным трехслойным демпфирующим покрытием Cu/Ni/Cr суммарной толщиной 70 мкм. Покрытие получали электронно-лучевым осаждением в вакууме из паровой фазы. Исследование демпфирующей способности образцов проводили при комнатной температуре. Коэффициенты потерь определяли по ширине резонансного максимума и времени снижения уровней вибрации после импульсного воздействия. Установлено, что нанесение электронным лучом покрытия Cu/Ni/Cr обуславливает повышение демпфирующей способности образцов из ВТ-6 в 2...2,5 раза, о чем свидетельствует увеличение коэффициента потерь. Библиогр. 26, табл. 3, ил. 8.

Ключевые слова: электронно-лучевое испарение и конденсация в вакууме; вибрация; демпфирование (затухание) колебаний; долговечность; титановый сплав ВТ-6; защитные покрытия; компрессорные лопатки ГТД; коэффициент потерь; диссипация энергии

Введение. Титановый сплав Ti–6Al–4V (ВТ-6) широко применяется в авиационной промышленности для производства ответственных деталей компрессоров газотурбинных двигателей (ГТД) [1, 2]. Детали, изготовленные из данного сплава, обладают низкой демпфирующей способностью, что приводит к снижению их срока эксплуатации в условиях резонансных вибрационных нагрузок и, как следствие, может приводить к поломкам из-за высокочастотной усталости.

Усталость материала является одной из основных причин разрушения ответственных деталей компрессоров ГТД [3] и проявляется в виде возникновения усталостных трещин в теле лопаток при увеличении вибрационных нагрузок [4].

Для снижения амплитуды резонансных колебаний компрессорных лопаток широко используются конструктивные методы, например antivibrational полки или демпферы [3, 5], применение которых приводит к увеличению массы. Также возможен износ и появление трещин в замковой части лопаток [3].

Учитывая тенденцию к снижению веса, в настоящее время широко применяются роторы компрессоров ГТД, состоящих из монолитных дисков с лопатками, изготовленными из титановых сплавов. В этом случае в точках контакта между лопаткой и диском отсутствует конструктивное демпфирование, возникающее при трении. Одним из решений данной проблемы является нанесение

на поверхность лопаток покрытий для снижения резонансных напряжений [6–9]. Высокий уровень рассеяния механической энергии в таких покрытиях снижает уровень вибраций.

Перспективными материалами для демпфирования колебаний являются многослойные покрытия из металлов с различными значениями модуля упругости, который либо возрастает от границы раздела титанового сплава и мягкого демпфирующего подслоя к внешнему твердому эрозионно-стойкому слою, либо снижается от твердого внутреннего подслоя к мягкому внешнему слою [8, 10, 11]. Известно, что градиент модуля упругости слоев при вибрации вызывает внутреннее трение как между слоями покрытия, так и между покрытием и защищаемым сплавом [12].

Многие разрабатываемые современные демпфирующие покрытия на основе MgO + Al₂O₃, NiCrAlY/TiAl, получаемые плазменным напылением, имеют толщину более 250 мкм [4, 13, 14]. Одним из важных требований, предъявляемых к демпфирующим покрытиям, является минимизация их толщины и массы для уменьшения дополнительных нагрузок на современные тонкостенные компрессорные лопатки.

Столбчатая микроструктура конденсационных покрытий, получаемых электронно-лучевым испарением и конденсацией в вакууме (ЕВ-PVD) при температуре подложки $0,3T_{пл} < T_{пл} < 0,5T_{пл}$ [15], характерна наличием множества границ и дефек-

тно ориентированных зон, которые увеличивают рассеивание энергии в покрытии за счет внутреннего трения [12, 16]. Этот эффект может усиливаться благодаря формированию многослойных тонких покрытий и способствовать достижению ими демпфирующего эффекта.

Ранее [17] проводились испытания покрытия системы Ag/FeCrAl/Cr общей толщиной 100 мкм, показавшие значительное снижение амплитуды вибраций образца за счет внутренней диссипации энергии. Данное многослойное покрытие получали в МЦ ЭЛТ электронно-лучевым осаждением из паровой фазы на образцах из титанового сплава ВТ-6.

Целью данной работы является оценка демпфирующих свойств образцов из сплава ВТ-6 с трехслойным покрытием Cu/Ni/Cr и без него.

Материалы и методика эксперимента. Образцы представляли собой две одинаковые пластины из сплава ВТ-6, размерами 150×107×2,5 мм, на одну из которых наносили покрытие толщиной порядка 70 мкм на обе стороны.

Многослойное покрытие получали за один технологический цикл путем последовательного электронно-лучевого испарения в вакууме меди, никеля, хрома и последующего их осаждения из паровой фазы на образец, закрепленный в оснастке, расположенной над карусельным испарителем [18, 19]. Оснастка с образцами в процессе осаждения покрытия вращались со скоростью 30 об/мин. Температура подложки во время осаждения не превышала 500 °С.

Для удовлетворительной адгезии с подложкой, а также в качестве мягкого демпфирующего слоя с низким модулем упругости и высоким внутренним трением, была выбрана медь [8]. В качестве внешнего твердого износостойкого слоя с высоким значением модуля упругости использовали хром. Никель как промежуточный слой между медью и хромом был выбран из-за среднего значения модуля упругости, характерной склонности к двойникованию, а также магнитоупругости.

Толщину и микротвердость отдельных слоев покрытия измеряли на шлифах образцов (поперечное сечение) вырезанных из пластин, с помощью оптического микроскопа «Polyvar-Met» и приставки «Micro-Duomat 4000E» с фиксированной скоростью нагружения и временем выдержки при нагрузке 0,2 Н.

Для определения модуля упругости использовали наноиндентометр «Микрон Гамма» [20] в основу которого положен метод У. Оливера и Дж. Фарра [21].

Структуру покрытий исследовали на растровом электронном микроскопе (РЭМ) «Tescan Vega 3»,

а химический состав определяли с использованием энергодисперсионного спектрометра «Energy 200» к РЭМ «CamScan 4D» (программное обеспечение INCA) [22]. Ионное травление микрошлифов проводили на установке ВУП-5М.

Тонкую структуру образцов с покрытиями (поперечное сечение) изучали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью «Hitachi H-800» при ускоряющем напряжении 200 кВ. Подготовку образцов осуществляли по стандартной методике с использованием приборов «Polyfinn», «Microslice-4», «Ion Tech» (Англия) и «Gatan-656 PIPS» (США).

Исследования демпфирующей способности образцов проводили широко применяемыми в технике методами. Коэффициенты потерь определяли по ширине резонансного максимума и по времени снижения уровней вибрации после импульсного воздействия с использованием микрофона вместо акселерометра, поскольку акселерометр массой даже 2 г, закрепленный на мастике или магните, оказывал существенное демпфирующее влияние [23]. Расстояние между микрофоном и образцом составляло 1 см. Правомерность применения микрофона была обоснована дополнительными экспериментами.

Результаты исследования. Микроструктура и распределение химических элементов в трехслойном покрытии представлены на рис. 1, а, б соответственно. В табл. 1 приведены показатели толщин, микротвердости, модуля упругости и справочные значения материалов отдельных слоев покрытия [24].

Низкие значения модуля упругости осажденных слоев хрома и никеля могут быть связаны с особенностью их строения (рис. 1, б). Исследование тонкой структуры (рис. 2, а) и дифракции внешнего слоя хрома показало, что он состоит из вытянутых по направлению падения парового потока субмикронных монокристаллов (рис. 2, б) с большим количеством разнообразных дефектов, в том числе дислокаций, обеспечивающих диссипацию энергии. В структурах слоев меди и никеля, полученных на РЭМ (после ионного травления),

Таблица 1. Значения толщины, микротвердости, модуля упругости и справочные данные отдельных слоев демпфирующего покрытия				
Материал слоя	Толщина d, мкм	Микротвердость HV, ГПа	Модуль упругости E, ГПа	
			измеренный	справочный
Cu	32	0,8	115	110
Ni	16	1,75	140	210
Cr	32	2,1	117	300

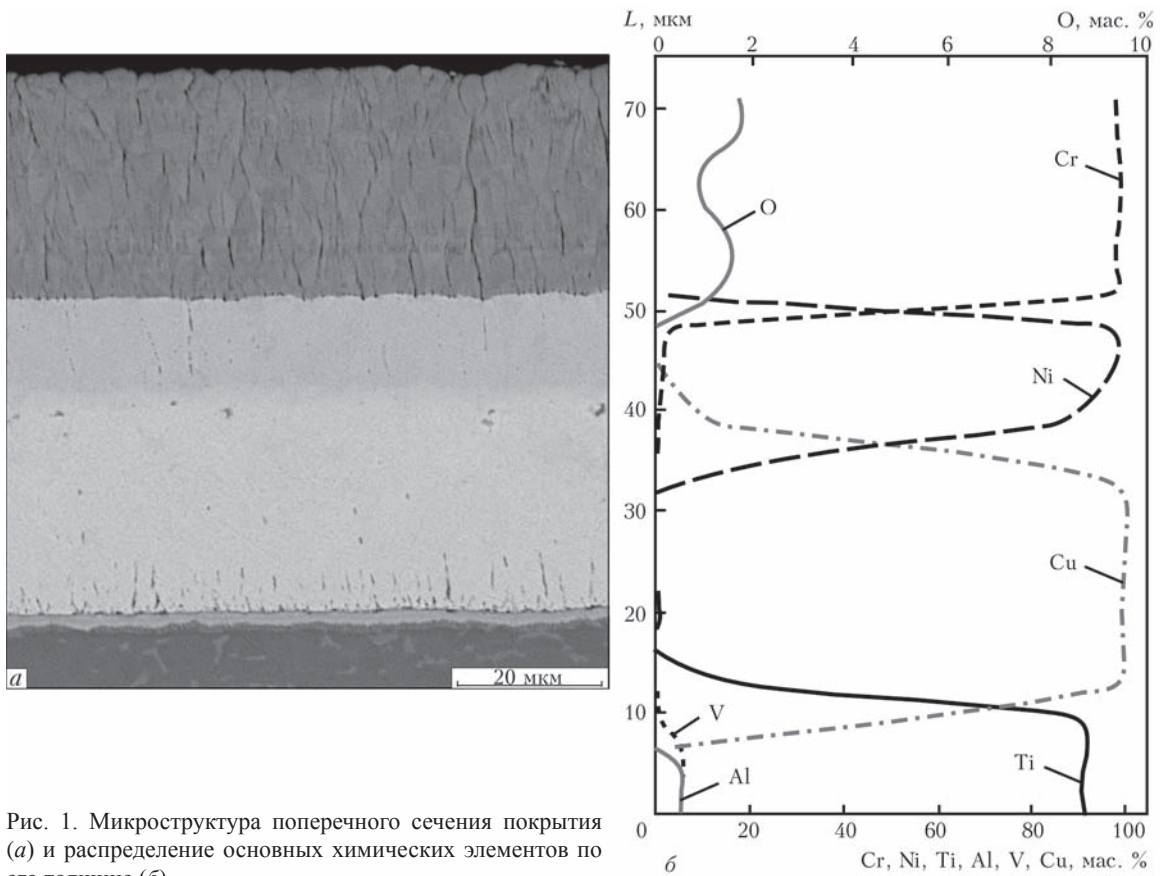


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения покрытия (а) и распределение основных химических элементов по его толщине (б)

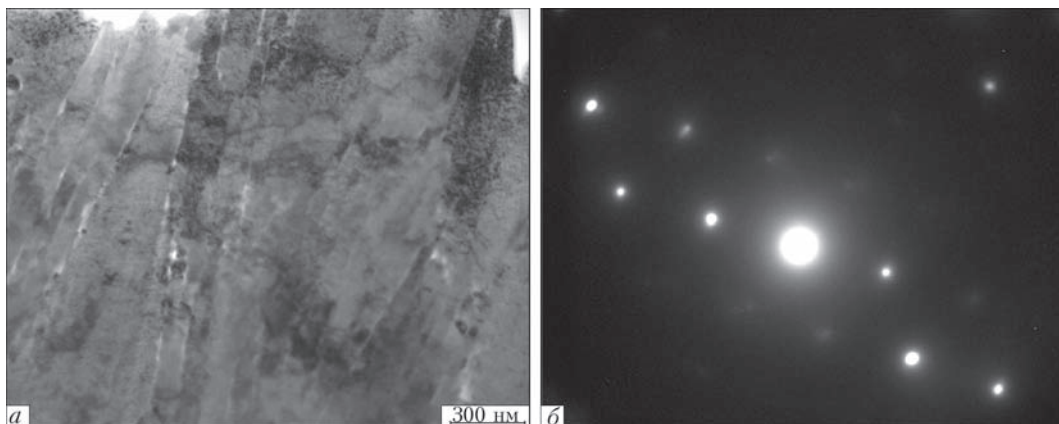


Рис. 2. Тонкая столбчатая структура поперечного сечения слоя хрома (а) и электронная микродифракция монокристалла хрома из этого слоя (б)

отчетливо различаются границы зерен, а также субмикронные двойники. На рис. 3 средний размер зерна в слое меди и никеля составляет 5 и 6 мкм соответственно, причем из-за достаточно низкой температуры подложки размер зерна слоя меди в зоне, прилегающей к подложке, приближается к субмикронным значениям. Именно границы зерен, двойников, дислокаций, присутствующие в полном объеме в тонких слоях, обеспечивают диссипацию механической энергии [25, 26].

Результаты определения коэффициента потерь.
По ширине резонансного максимума. Частотная

характеристика образцов титана с покрытием и без покрытия представлена на рис. 4.

Соответствующие собственные частоты хорошо видны в диапазоне частот до 1500 Гц. На более высоких частотах трудно было определить собственные частоты одинаковых мод колебаний образцов из-за увеличения их плотности. Поэтому, коэффициенты потерь определяли по ширине резонансных максимумов только на 1-й и 2-й собственных частотах.

Коэффициенты потерь, полученные в отдельных измерениях, представлены на рис. 5, средние значения приведены в табл. 2. Коэффициенты потерь

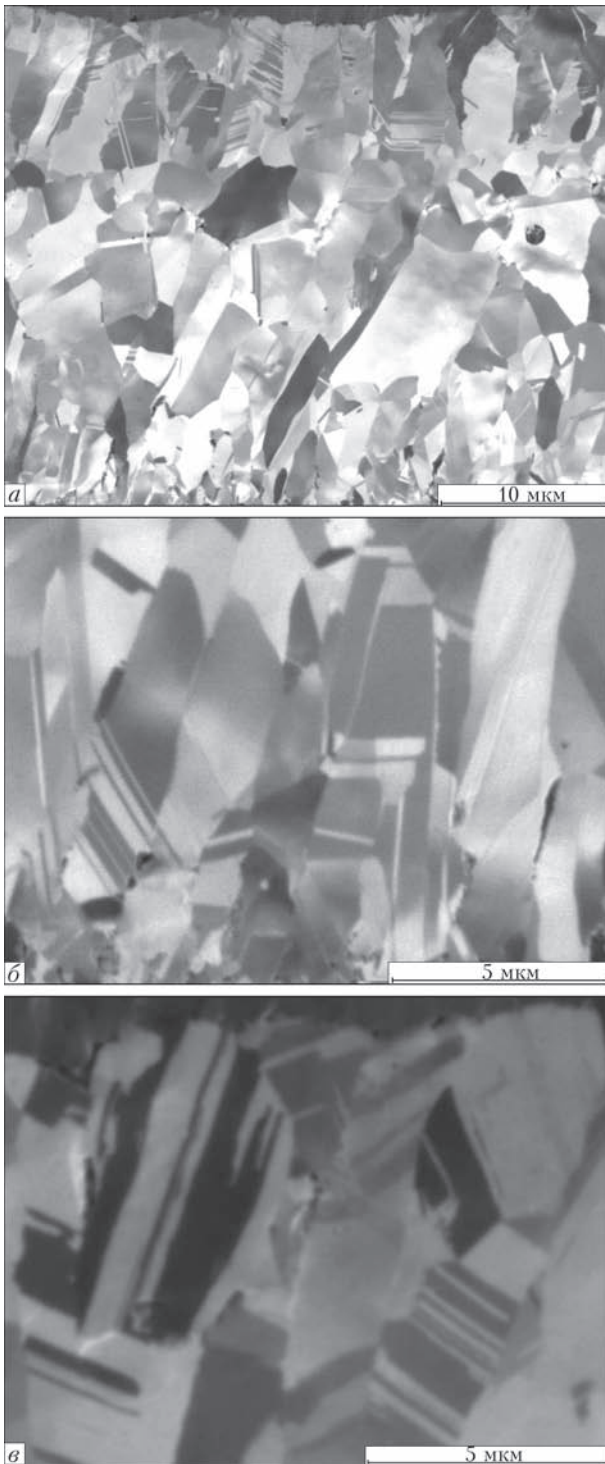


Рис. 3. Структуры слоев меди и никеля после ионного травления (а), меди в зоне прилегающей к подложке (б), меди в зоне прилегающей к внешнему слою хрома (в)

титанового образца с трехслойным покрытием оказались выше, чем коэффициенты потерь титанового образца без покрытия примерно в 2...2,5 раза.

По времени снижения уровней вибрации после импульсного воздействия. Определение коэффициентов потерь выполнялось в пяти точках при возбуждении колебаний последовательно в трех точках (рис. 6). Расстояние между микрофоном и

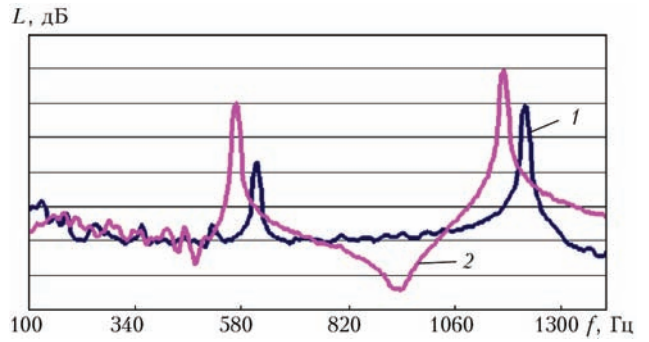


Рис. 4. Частотная характеристика образцов титана с покрытием (1) и без него (2), $\Delta f = 4$ Гц

Таблица 2. Средние значения коэффициентов потерь k_n , определенные на первых двух собственных частотах

Титановый образец	Частота, Гц			
	1-я собственная		2-я собственная	
	609	565	1217	1168
С покрытием	0,0025		0,0015	
Без покрытия	0,001		0,0007	

образцом составляло 1 см. Усредненные результаты измерений в точках представлены на рис. 7.

Коэффициенты потерь, определенные двумя разным методами (по времени снижения уровней вибрации (I) и по ширине резонансных максимумов (II)) для октавных полос частот 500 и 1000 Гц, в которые попадают первые собственные частоты образцов, приведены в табл. 3.

Из данных, приведенных в табл. 3, следует, что коэффициенты потерь, измеренные двумя методами, достаточно близки. Коэффициенты потерь

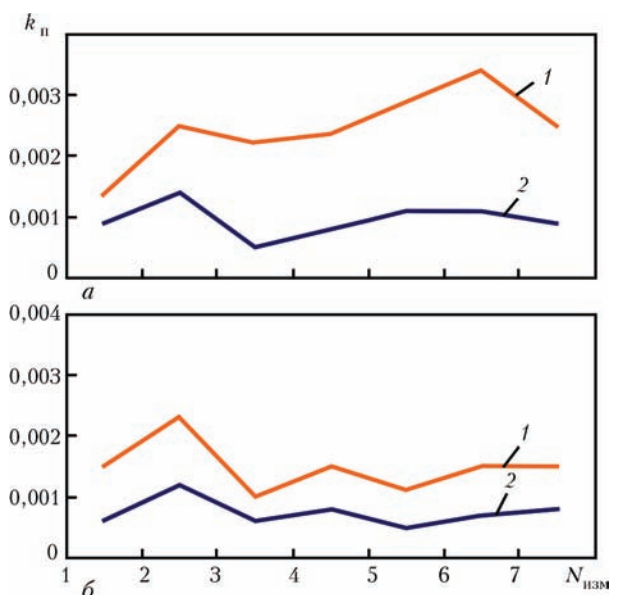


Рис. 5. Значения коэффициентов потерь, полученные при разных измерениях на первой (а) и второй (б) собственной частоте: 1 — титановый образец с покрытием; 2 — без покрытия

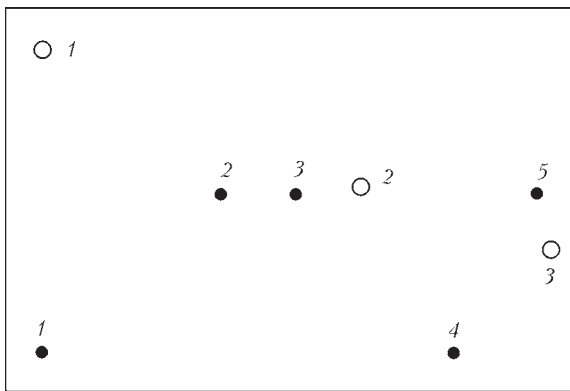


Рис. 6. Схема образца: ● — точки, в которых проводили измерения; ○ — точки в которых возбуждались колебания

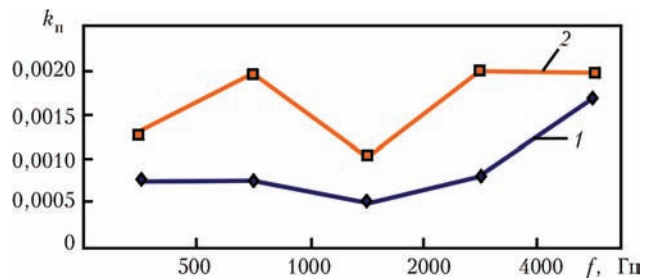


Рис. 7. Средние значения коэффициентов потерь колебаний образцов без покрытия (1) и с покрытием (2)

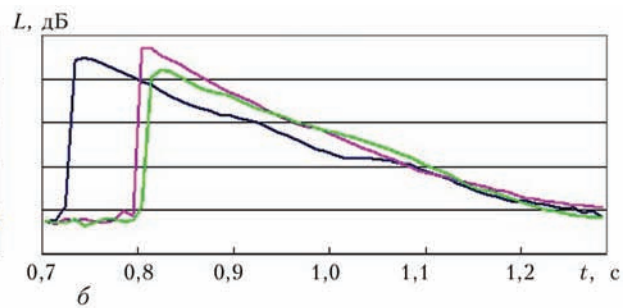
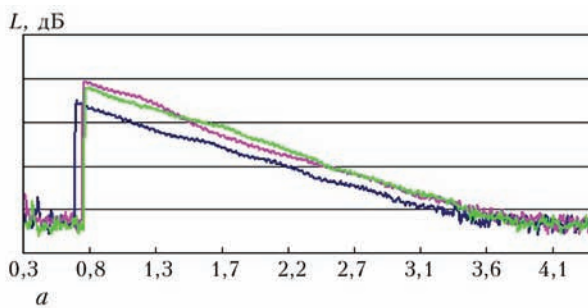


Рис. 8. Снижение уровней вибрации после импульсного воздействия в октавных полосах частот: а — 500; б — 4000 Гц

Таблица 3. Сравнительный анализ коэффициентов потерь образцов из сплава ВТ-6, измеренных двумя методами

Метод	Образец	Частота, Гц	
		500	1000
I	без покрытия	0,00075	0,00075
	с покрытием	0,0013	0,00195
	соотношение	1,73	2,60
II	без покрытия	0,001	0,0007
	с покрытием	0,0025	0,0015
	соотношение	2,50	2,14

образца из сплава ВТ-6 с трехслойным покрытием примерно в 2...2,5 раза выше по сравнению с образцом без покрытия.

Следует отметить, что для сплавов с повышенным демпфированием (например Sonoston, Аврора) высокие коэффициенты потерь достигаются только при значительных уровнях вибрации (напряжений, деформаций), что существенно ограничивает область применения подобных материалов. Для исследованного сплава ВТ-6 с покрытием снижение уровней вибрации после импульсного воздействия вполне равномерное в пределах времени регистрации и однозначно может быть аппроксимировано прямой линией. Примеры для октавных полос 500 и 4000 Гц представлены на рис. 8. Это означает, что коэффициенты потерь не зависят от амплитуды колебаний (в пределах тех амплитуд, которые имели место в данном эксперименте).

Выводы

Установлено, что микроструктура многослойного покрытия медь–никель–хром толщиной 70 мкм, осажденного на образцы из сплава ВТ-6 при температуре 500 °С способом электронно-лучевого испарения за один технологический цикл, состоит из внешнего столбчатого слоя субмикронных монокристаллов хрома с большим количеством дефектов и границ, слоя меди, прилегающего к подложке, и промежуточной прослойки никеля с размером зерен 5 и 6 мкм соответственно, для которых характерно наличие субмикронных двойников.

На основании полученных результатов по изменению модулей упругости слоев покрытия установлена незначительная разница в их значениях. Это свидетельствует о том, что ключевую роль в рассеянии энергии упругих колебаний играет количество дефектов структуры и субграниц, а именно двойников, дислокаций в каждом слое. Определено, что модуль упругости меди почти полностью отвечает справочным данным, а никеля и особенно хрома — отличается. Вероятно, это обусловлено их характерной столбчатой структурой.

Коэффициенты потерь пластины из сплава ВТ-6 с демпфирующим покрытием превышают коэффициенты потерь пластины без покрытия примерно в 2...2,5 раза в широком диапазоне звуковых частот (500...4000 Гц). Повышение коэффициентов потерь в два раза приводит к уменьше-

нию уровней вибрации на собственных частотах примерно на 6 дБ.

1. *Конструкционные материалы*: Справочник / Под ред. Б.Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1990. — 687 с.
2. *Структура* и физико-механические свойства вакуумных конденсаторов титанового сплава ВТ6 / И.С. Малащенко, В.В. Куренкова, И.В. Белоусов, В.И. Бибер // Современ. электрометаллургия. — 2014. — № 2. — С. 26–35.
3. *Чичков Б.А.* Рабочие лопатки авиационных газотурбинных двигателей. Ч.1. Эксплуатационная повреждаемость рабочих лопаток. — М.: МГТУ ГА, 2000. — 74 с.
4. *The evaluation of the damping characteristics of a hard coating on titanium* / С. Blackwell, A. Palazotto, T. George et al. // Shock and Vibration. — 2007. — 14. — P. 37–51.
5. *Ножницкий Ю.А., Федина Ю.А., Шадрин Д.В.* Исследование конструкционного демпфирования колебаний рабочих лопаток турбомашин на динамических разгонных стендах // Вест. Самар. гос. аэрокосмич. ун-та. — 2012. — № 3. — С. 314–320.
6. *Movchan B.A., Ustinov A.I.* Highly damping hard coatings for protection of titanium blades / Evaluation, control and preventing of high cycle fatigue in gas turbine engines for land, sea and air vehicles // Proc. of RTO-AVT 121 Symp. (Seville, Spain, Oct. 3–5 2005). — Seville, 2005. — P. 1–15.
7. *Movchan B.A.* Functionally graded EBPVD coatings // Surf. Coat. Technol. — 2002. — 149. — P. 252–262.
8. *Защитные и упрочняющие ионно-плазменные покрытия для лопаток и других ответственных деталей компрессора ГТД* / С.А. Мубояджян, Д.А. Александров, Д.С. Горлов и др. // Авиационные материалы и технологии: Юбил. науч.-техн. сб. — М.: ВИАМ, 2012. — С. 71–81.
9. *Исследование возможности повышения служебных характеристик лопаток компрессора ГТД методом ионного модифицирования поверхности* / С.А. Мубояджян, А.Н. Луценко, Д.А. Александров и др. // Труды ВИАМ. — 2013. — № 1. — С. 10–21.
10. *Структура* и свойства эрозионностойких градиентных покрытий на основе TiN, V₂C и Cr, полученных электронно-лучевым осаждением // Тез. докл. 3-й междунар. конф. «HighMatTech 2011», 3–7 окт. 2011 г., Киев, 2011. — С. 392.
11. *Влияние условий конденсации на структуру и свойства твердых покрытий на основе V₂C, полученных электронно-лучевым испарением в вакууме* / К.Ю. Яковчук, Ю.Э. Рудой, А.В. Микитчик и др. // Современ. электрометаллургия. — 2012. — № 1. — С. 28–33.
12. *Green J., Patsias S.* A Preliminary approach for the modeling of a hard damping coating using friction elements // Proc. of the 7th National Turbine Engine High Cycle Fatigue Conference (West Palm Beach, Florida, USA, May 2002). — P. 1–9.
13. *Torvik P.J.* Determination of mechanical properties of non-linear coatings from measurements with coated beams // Intern. J. of Solids and Structures. — 2009. — 46. — P. 1066–1077.
14. *Filippi S., Torvik P.J.* A Methodology for predicting the response of blade with nonlinear coatings // J. Eng. Gas Turbines Power. — 2010. — 133, № 4. — P. 1–7.
15. *Мовчан Б.А., Демчишин А.В.* Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсаторов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония // Физ. мет. и металлвед. — 1969. — 28, № 4. — С. 654–660.
16. *Torvik P.J.* A slip damping model for plasma sprayed ceramics // J. Appl. Mech. — 2009. — 76, № 6. — P. 1–8.
17. *Torvik P., Langley B.* Material properties of hard coatings developed for high damping // Proc. of the 51st AIAA/SAE/ASEE Joint Propulsion Conference, (Orlando, Florida, USA, July 29, 2015). — Orlando, 2015. — P. 1–17.
18. *Яковчук К.Ю., Рудой Ю.Э.* Одностадийная электронно-лучевая технология осаждения термобарьерных градиентных покрытий // Современ. электрометаллургия. — 2003. — № 2. — С. 10–16.
19. *Мовчан Б.А., Яковчук К.Ю.* Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий // Там же. — 2004. — № 2. — С. 10–15.
20. *Aznakayev E.* Micron-gamma for estimation the physico-mechanical properties of micromaterials // Proc. of the Intern. conf. «Small Talk-2003». — San Diego, California, USA, 2003. — P. 8–10.
21. *Oliver W.C., Pharr G.M.* An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. — 1992. — 7, № 6. — P. 1564–1583.
22. *ГОСТ 9.312–89 ЕСКЗС.* Покрытия защитные. Методы определения жаростойкости. — Введ. 01.07.90. — М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1989. — 7 с.
23. *Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В.* Вибропоглощающие свойства конструкционных материалов. — Киев: Наук. думка, 1971. — 375 с.
24. *Анурьев В.И.* Справочник конструктора-машиностроителя. — В 3 т. — 8-е изд., перераб и доп. — Т. 1. — М.: Машиностроение, 2001. — 912 с.
25. *Устинов А.И.* Диссипативные свойства наноструктурированных материалов // Пробл. прочности. — 2008. — № 5. — С. 96–104.
26. *Структура* и механические свойства наноструктурированных вакуумных конденсаторов никеля / А.И. Устинов, В.С. Скородзиевский, Е.В. Фесюн, В.Н. Тараненко // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии: Зб. наук. пр. — Киев: ПВВ ІМФ, 2012. — 10, № 1. — С. 11–18.

Presented are the results of comparison of damping properties of specimens of alloy Ti–6Al–4V (VT-6) without coating and with a deposited three-layer damping coating Cu/Ni/Cr of 70 μm total thickness. The coating was produced by electron beam precipitation in vacuum from a gas phase. The investigation of the damping ability of the specimens was carried out at a room temperature. The coefficients of losses were determined by a width of the resonance maximum and time of reducing the levels of vibration after the pulsed effect. It was found that the deposition of coating Cu/Ni/Cr by the electron beam increases the damping ability of VT-6 specimens by 2...2.5 times which is witnessed by increase in coefficient of losses. 26 Ref., 3 Tables, 8 Figures.

Key words: electron-beam evaporation and condensation in vacuum; damping (attenuation) of vibrations; durability; titanium alloy VT-6; protective coatings; compressor blades of GTE; coefficient of losses; dissipation of energy

Поступила 14.01.2016

ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ АЗОТОМ ИЗ ДУГОВОЙ ПЛАЗМЫ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИКА (Обзор. Часть 1)

И.В. Шейко, Г.М. Григоренко, В.А. Шаповалов

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены особенности легирования металлических материалов азотом, в том числе и из газовой фазы при плазменно-дуговом переплаве. В отличие от других легирующих элементов азот в стандартных условиях находится в газообразном состоянии. Поэтому использование его как легирующего элемента имеет свои особенности. Показано, что скорость абсорбции азота при ПДП чрезвычайно высока и это позволяет получать слитки, в которых содержание азота превышает стандартную растворимость газа в жидкой стали при температуре ликвидуса. Влияние азота как легирующего элемента сравнимо с влиянием углерода. На ряде примеров показано, что используя метод плазменно-дугового переплава представляется возможным в промышленных масштабах легировать стали азотом до концентраций, значительно превышающих его стандартную растворимость в металле. Выплавленные в плазменно-дуговых печах слитки отличаются высоким качеством поверхности и имеют плотную макроструктуру несмотря на высокое содержание азота. Растворенный в металле азот достаточно равномерно распределен в объеме слитков. Библиогр. 29, табл. 3, ил. 3.

Ключевые слова: дуговая плазма; легирование; растворимость газа; пороговая концентрация; азотсодержащие ферросплавы; плазменно-дуговой переплав; микроструктура; аустенитная структура; нержавеющие стали; инструментальные стали

Повышение прочности металла и улучшение его качества — одна из основных проблем металлургии, от решения которой зависит надежность и долговечность деталей и конструкций, а также металлоемкость современных машин. Из большого многообразия способов повышения служебных характеристик сталей важная роль принадлежит легированию, в том числе и азотом.

Азот как легирующий элемент хромоникелевых и хромоникельмарганцовистых сталей известен давно [1, 3, 4]. Легирование стали азотом позволяет в ряде случаев повысить качественные показатели, а применение азота практически не наносит урон окружающей среде.

Влияние азота как легирующего элемента сравнимо с влиянием углерода. Атомные радиусы азота и углерода близки между собой. Отношение атомных радиусов азота (углерода) и металлов меньше 0,59, что способствует образованию фаз внедрения. В некоторых случаях отношение атомных радиусов углерода и металлов больше 0,59. Поэтому твердый раствор азота в металлах более устойчив и, несмотря на то, что термодинамическая прочность нитридов хрома в хромистых сталях довольно высокая, карбиды хрома выпадают из раствора легче, чем нитриды. В результате влияние азота на коррозионную стойкость проявляется в меньшей степени, чем углерода [1–5].

Азот и углерод образуют с железом сплавы со сходными диаграммами состояния. Процесс изотермического превращения азотистого аустенита аналогичен превращению аустенита в сплавах железа с углеродом [3]. Однако коэффициент диффузии азота в железе примерно в два раза ниже (при 950 °C $D_N = 6,5 \cdot 10^{-8}$, а $D_C = 1,3 \cdot 10^{-7}$ см²/с). Поэтому распад азотистого аустенита более медленный процесс, чем превращение аустенита в сплавах железа с углеродом [6].

Другим преимуществом азота по сравнению с углеродом является возможность повышения прочностных свойств стали за счет большей растворимости в аустените азота (2,8 % N), чем углерода (2,14 % C) [1, 6]. Влияние азота как легирующего элемента на свойства стали разнообразно и, как правило, его введение сопровождается повышением прочностных характеристик [1, 7].

Введение азота в стали и сплавы, содержащие элементы с большим сродством к азоту, приводит к образованию мелкодисперсных нитридов, которые способствуют измельчению структуры [7].

Легирование азотом быстрорежущих сталей (P9 и P6M5) позволяет существенно повысить стойкость инструмента, в том числе и краснеломкость, что объясняется измельчением структуры и образованием мелкодисперсных нитридов, например ванадия [1, 3].

Весьма эффективным является легирование азотом хромоникелевых сталей аустенитного класса. Наряду с повышением прочностных свойств происходит улучшение сопротивляемости межкристаллитной коррозии, измельчение зерна и повышается температурный порог рекристаллизации [1–3]. Азот также как никель и углерод расширяет γ -область. Однако действие азота на γ -область значительно сильнее чем никеля. Известно [4], что 0,15 % N в хромоникелевых сталях эквивалентно 2...4 % Ni, а 0,25 % N эквивалентно 2,5...6 % Ni. Углерод также не менее сильный аустенизатор, но его введение делает сталь более хрупкой, а главный недостаток — он понижает коррозионную стойкость. В противоположность этому азот, находящийся в твердом растворе, повышает коррозионную стойкость сталей с недостаточным запасом аустенизации и не снижает у стабильно аустенитных сталей.

Высокое содержание никеля в сталях аустенитного класса и его высокая стоимость дают основание считать целесообразным частичную замену его элементами, в том числе и азотом, повышающими устойчивость аустенита. Условием получения стали с аустенитной структурой является необходимое соотношение концентраций аустенито- и ферритообразующих элементов, которое определяется по диаграмме Шеффлера (рис. 1).

Диаграмма позволяет определить структурный состав сплава при комнатной температуре в зависимости от содержания элементов, стабилизирующих феррит и аустенит. При этом для учета влияния легирующих элементов используются понятия никель-эквивалент $Ni_{э} = Ni + Co + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$ и хром-эквивалент $Cr_{э} = Cr + 1,5Mo + 1,5W + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb + 2,5Al$ [8–10]. Замена части никеля азотом существенно снижает стоимость аустенитной стали, сохраняя неизменными ее служебные характеристики.

Влияние азота как упрочняющего элемента аустенитных сталей основано на образовании растворов внедрения азота в аустените [1, 3]. Действие азота на прочность аустенитных сталей почти в два раза сильнее углерода, что хорошо видно из данных табл. 1 и рис. 2.

Стали, легированные азотом обладают высокими механическими свойствами не только при нор-

Таблица 1. Влияние некоторых легирующих элементов на предел текучести стали типа X18H10T в случае присадки 1 % легирующего элемента		
Легирующий элемент	Тип раствора	$\sigma_{0,2}$, кг/мм ²
N	Внедрения	70
C	—»—	40
Cr	Замещения	0,4
Mo	—»—	1,5

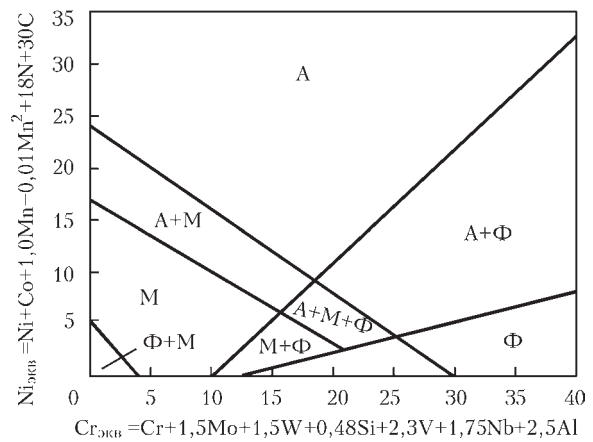


Рис. 1. Структурная диаграмма нержавеющей сталей

мальных температурах, но и при низких (–195 °C и ниже). Их пластичность и, особенно, ударная вязкость остаются на довольно высоком уровне [5]. Установлено также положительное влияние азота на жаропрочность аустенитных сталей [4].

В отличие от других легирующих элементов азот в стандартных условиях находится в газообразном состоянии. Поэтому его использование как легирующего элемента имеет свои специфические особенности.

При выплавке сталей в обычных металлургических агрегатах верхний предел содержания азота ограничивается стандартной растворимостью газа в жидкой стали при температуре ликвидуса. Поскольку главным азотопоглощающим компонентом нержавеющей сталей является хром, то на практике принято, чтобы содержание азота не превышало 1/75...1/100 концентрации хрома в стали. В противном случае в слитках образуются пузыри азотного происхождения.

Чаще всего азот в сталь вводят в процессе плавки путем присадки азотсодержащих ферросплавов. Наибольшее распространение для легирования стали получили ферросплавы хрома

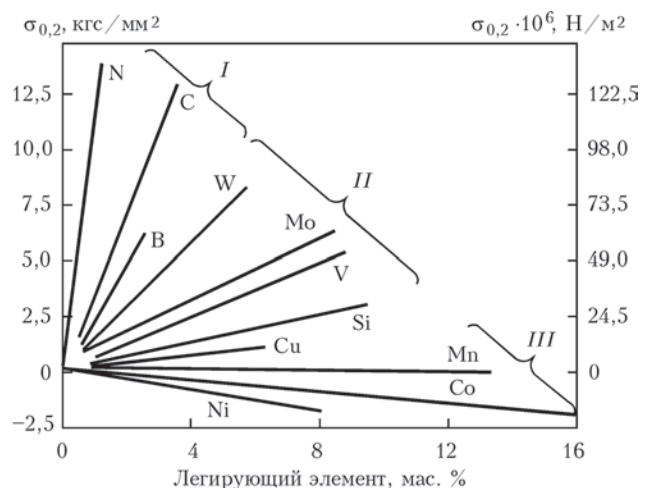


Рис. 2. Изменение предела текучести аустенитной стали типа 18-10 при легировании различными элементами: I — внедрения; II — ферритообразующие; III — аустенитообразующие

и марганца, содержащие азот. Получение этих ферросплавов связано с определенными трудностями технического характера. Так, по наиболее распространенной в настоящее время газо-термической технологии производства азотированного феррохрома расход электроэнергии составляет не менее 9000 кВт·ч/т. Азотированные ферросплавы содержат до 10 % азота. Его усвоение при легировании стали не превышает 70 % и зависит от ряда технологических параметров. Причем, чем выше требуемая концентрация азота, тем ниже коэффициент его усвоения [11–14]. Существенными недостатками легирования азотсодержащими ферросплавами является дополнительное загрязнение стали кислородом и неметаллическими включениями. Кроме того, при последующей разливке стали, возможна частичная потеря азота, а сами слитки не лишены пороков ликвационного и усадочного происхождения. Отмеченные недостатки являются основными факторами, повышающими стоимость азотистых сталей.

Другим распространенным методом азотирования является насыщение жидкого металла газообразным азотом путем его продувки в конвертере либо в ковше [13, 15–17]. При наличии установки ковш–печь или конвертера азотирование из газовой фазы более экономично по сравнению с азотированием ферросплавами и нет ограничений по составу металла. Однако азотирование продувкой расплава азотсодержащими газовыми смесями в кинетическом плане процесс довольно медленный и мало производительный. Поэтому требуется продолжительное время для получения стали с заданным количеством азота.

При выплавке сталей в обычных металлургических агрегатах верхний уровень содержания азота ограничивается стандартной растворимостью газа в жидкой стали при температуре ликвидуса [1, 18, 19]. Для выплавки стали с концентрацией азота, превышающей стандартную растворимость, прибегают к выплавке и разливке в условиях избыточного давления [20, 21]. При этом легирование азотом может проводиться как из газовой фазы, так и азотированными ферросплавами. Полученный металл далее разливается в изложницы или литейные формы, что приводит к возникновению в особенно крупных слитках химической и структурной неоднородности. При производстве слитков из сложнолегированных высокоазотистых сталей в них образуется химическая и структурная неоднородность, снижающая прочностные показатели [13, 14, 16].

В последнее время с целью ускорения насыщения металла азотом при выплавке сталей в индукционных камерных печах под давлением производят обработку полученного расплава низ-

котемпературной плазмой с использованием азотсодержащих газовых смесей [21, 22]. Это позволяет значительно ускорить насыщение сталей и сплавов азотом, довести его концентрацию до значений, существенно превышающих стандартную растворимость, удешевить технологию и снизить их стоимость. Тем не менее, отлитые в изложницы слитки из этих сталей не лишены пороков, характерных для традиционных литейных процессов, таких как химическая, зональная и структурная неоднородность.

В 60–70-е годы прошлого века бурное развитие получил процесс плазменно-дугового переплава (ПДП) сталей и сплавов с формированием слитка в охлаждаемом кристаллизаторе, который позволяет осуществлять легирование азотом из газовой фазы. Характерной особенностью этого процесса легирования является чрезвычайно высокая скорость абсорбции газа жидким металлом, которая на порядок выше, чем в обычных металлургических агрегатах. При ПДП часть поверхности жидкого металла, которая непосредственно контактирует с плазменным факелом, интенсивно поглощает азот в результате того, что в этой зоне с поверхностью расплава молекулы азота взаимодействуют в возбужденном состоянии. Остальная поверхность ванны взаимодействует с азотом в основном колебательном состоянии и поэтому ее можно рассматривать как поверхность, через которую происходит десорбция избыточного азота из расплава. Поэтому динамическое равновесие в расплаве устанавливается в соответствии с соотношением площадей абсорбции и десорбции азота и кинетики этих процессов.

Изначально ПДП выплавки азотсодержащих сталей развивалась в двух направлениях [23]: разработка коррозионностойких экономнолегированных сталей, в которых азот используется как аустенитообразующий элемент (стали с частичной заменой никеля азотом) и их выплавка в печах ПДП; выплавка малоуглеродистых высокопрочных сталей, в которых азот используется как самостоятельный легирующий элемент.

Поэтому разрабатывая стали, содержащие сверхравновесный азот, необходимо было установить величину азотного эквивалента никеля и марганца для области концентраций азота, превышающих уровень его стандартной растворимости. В связи с этим авторы работ [23–25] разделили стали на три группы в зависимости от содержания хрома, %: 18...20, 21...24 и 26...28. Результаты исследований представлены в табл. 2.

Анализ представленных в таблице данных позволяет сделать следующие выводы. ПДП в азотсодержащей атмосфере с формированием слитка в водоохлаждаемом кристаллизаторе об-

Таблица 2. Влияние азота на структуру хромоникелевых сталей

Химический состав, мас. %			Стандартная растворимость азота $S_{N,1873}^{\circ}$ %	Структурный состав	
Cr	Ni	N		Металлографическая оценка	По Шеффлеру без азота
18,3	2,2	0,44	0,18	A + M + Ф	M + Ф
18,3	2,2	0,59	→→	A	A
19,5	4,7	0,33	0,19	A + M + Ф	A + M + Ф
19,5	4,7	0,48	→→	A	A + M + Ф
21,0	3,0	0,45	0,23	A + 10 % Ф	A + M + Ф
21,0	3,0	0,55	→→	A + следы Ф	A + 20 % Ф
21,0	3,0	0,58	→→	A	A + 18 % Ф
21,0	6,0	0,47	0,31	A + 21 % Ф	A + 13 % Ф
21,0	6,0	0,56	→→	A + следы Ф	A + 8 % Ф
21,0	6,0	0,61	→→	A	
23,5	6,5	0,42	0,32	A + 10 % Ф	A + 18 % Ф
23,5	6,5	0,45	→→	A + следы Ф	A + 17 % Ф
23,5	6,5	0,51	→→	A	A + 14 % Ф
28,1	2,3	0,74	0,38	A + 25 % Ф	A + 58 % Ф
27,8	4,8	0,76	0,37	A + 11 % Ф	A + 25 % Ф
27,8	4,0	0,84	→→	A + 8 % Ф	A + 23 % Ф
26,9	8,2	0,92	0,44	A	A + 8 % Ф

Примечание. А — аустенит; М — мартенсит; Ф — феррит.

ладает достаточно широкими технологическими возможностями. Он позволяет получать слитки с содержанием азота, в несколько раз превышающим стандартную растворимость. Увеличение содержания азота в стали приводит к расширению аустенитной области и уменьшению или полному устранению ферритной составляющей.

Группа сталей, содержащих 18...20 % Cr; наиболее распространенная в химическом машиностроении, используется для изготовления аппаратуры для работы в средах средней агрессивности. Введение в стали этого класса азота расширяет γ -область и смещает границу устойчивого аустенита в сторону понижения содержания никеля. Причем введение различного количества азота в сталь позволяет изменить ее структурный состав от трехфазной (аустенит + мартенсит + феррит при 0,35 % N) до чисто аустенитной (0,48 % N).

Группа сталей, содержащих 21...24 % Cr; В зависимости от содержания азота в сталях этой группы их структура изменяется от двухфазной аустенитно-ферритной с 8 % ферритной составляющей до полностью аустенитной.

Группа сталей, содержащая 26...28 % Cr; При введении в сталь азота выше уровня стандартной растворимости (0,92 % N) создаются благоприятные условия для образования однофазной аустенитной структуры уже при 8,2 % Ni. Дальнейшее повышение содержания элементов, способствующих образованию аустенита при почти неизменном содержании хрома, приводит к повышению его устойчивости без изменения структуры стали.

Влияние высоких концентраций азота на структуру хромоникелевых низкоуглеродистых сталей показано на рис. 3 [25].

Структурные диаграммы, представленные на рисунке, построены на основе классической диаграммы Шеффлера. Диаграмма на рис. 3, а соответствует содержанию азота, равному его стандартной растворимости при 1600 °С, б — двухкратному, в — трехкратному и г — четырехкратному пересыщению стали азотом при 1600 °С.

Анализ представленных на рис. 3 диаграмм показывает, что количество никеля, необходимое для получения устойчивого аустенита в хромоникелевой стали, тем меньше, чем выше содержание азота в ней.

Известно, что хром является сильным ферритобразующим элементом и в то же время он способствует вовлечению азота в хромоникелевые и хромоникельмарганцовистые стали. Таким образом, при повышении концентрации хрома в стали одновременно возрастает и содержание азота, как аустенитообразующего элемента. Поскольку расширяющее действие азота на γ -область проявляется сильнее, чем сужающее хрома, то в сталях с высоким содержанием хрома выклинивается область двухфазных структур (A + Ф) и расширяется область чисто аустенитной структуры (рис. 3, в, г). Поэтому при четырехкратном пересыщении жидкой стали азотом представляется возможным получить чисто аустенитную структуру в безникелевых сталях, начиная с 18 % Cr [24, 26].

В реальных условиях переплава скорость насыщения расплава азотом определяет производительность переплавного процесса, а в техно-

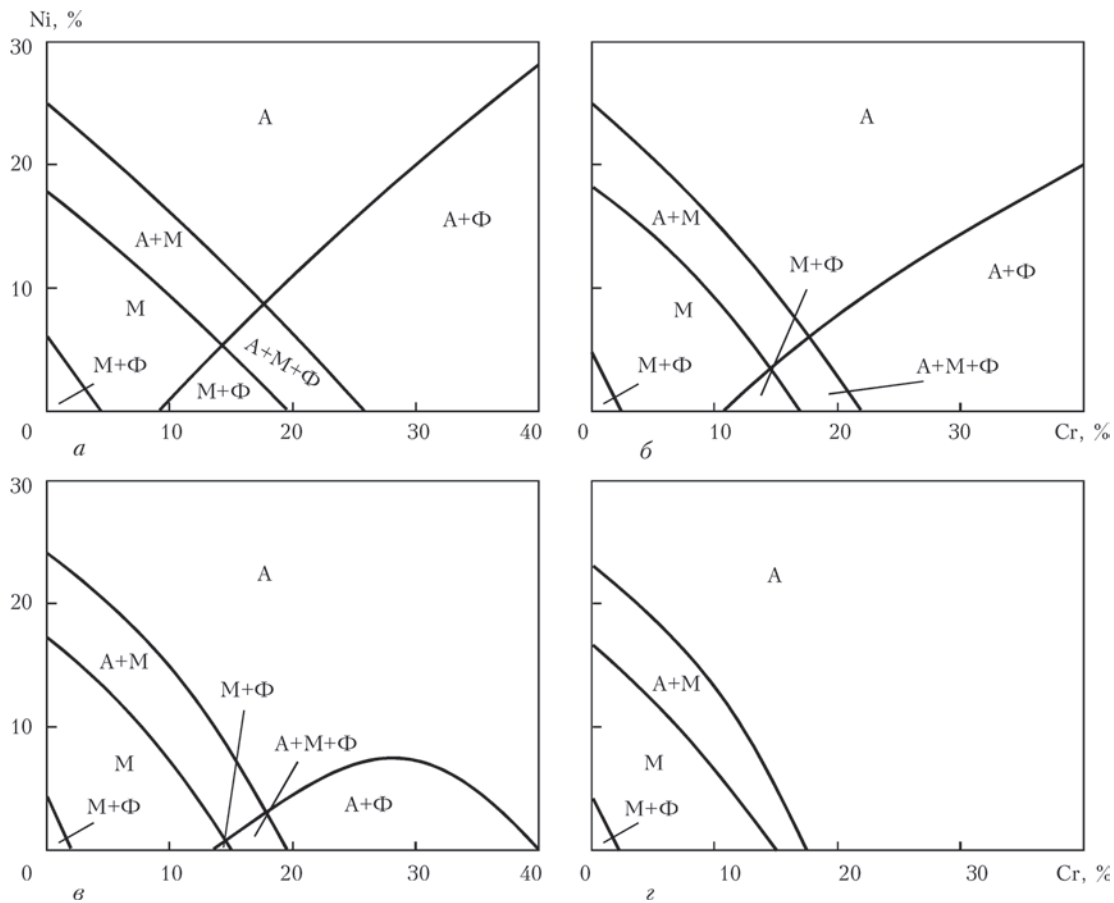


Рис. 3. Структурные диаграммы низкоуглеродистых хромоникелевых сталей с различным содержанием азота: а — $[N] = S_{N, 1873}$; б — $[N] = 2S_{N, 1873}$; в — $[N] = 3S_{N, 1873}$; г — $[N] = 4S_{N, 1873}$

логическом варианте — скорость вытягивания слитка. Относительно влияния скорости вытягивания слитка на содержание азота в хромоникель-марганцовистых сталях в литературе известны несколько противоречивые данные. Так, по данным работы [27] увеличение скорости переплава приводит к заметному снижению концентрации азота в слитке, причем это наблюдается при скорости вытягивания слитка выше 15 мм/мин. По результатам работы [25] при переплаве таких высокохромистых сталей как ЭИ835, ЭИ981 и ЭИ395 скорость вытягивания слитка вплоть до 23 мм/мин не влияет на содержание азота.

Проанализируем уравнение диффузионной кинетики для случая ПДП, приняв $\beta_a = \beta_0 = \beta$:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F} \left(1 - e^{-\beta \frac{F}{V} \tau} \right). \quad (1)$$

Здесь необходимо отметить, что кинетический фактор $F\tau/V$ есть не что иное, как линейная скорость вытягивания слитка $V_{сл}$. Тогда выражение (1) можно записать следующим образом:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F} \left(1 - e^{-\frac{\beta}{V_{сл}}} \right). \quad (2)$$

Если подставить в уравнение (2) значение скорости вытягивания, то видно, что при скорости примерно до 10 мм/мин выражение в скобках в пределах точности опытов можно приравнять единице. Тогда уравнение примет вид:

$$C_N = \frac{F_a C_N^* + F_0 C_N^p}{F}, \quad (3)$$

или

$$C_N = \frac{F_a K_N^* + F_0 K_N}{F} \sqrt{P_{N_2}}. \quad (4)$$

В установившемся режиме переплава при скоростях вытягивания до 10 мм/мин (в промышленных печах ПДП скорость вытягивания, как правило, не превышает 4...8 мм/мин) металлическая ванна насыщается азотом до концентрации, которая определяется законом Сивертса. Это является прямым подтверждением того, что концентрация азота в металлической ванне определяется динамическим равновесием азота в расплаве, которое зависит от соотношения площадей абсорбции и десорбции азота в металлической ванне и кинетики этих процессов.

1. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент в стали. — М.: Metallurgizdat, 1961. — 264 с.

2. Месъкин В.С. Основы легирования стали. Изд. 2-е. — М.: Металлургия, 1964. — 234 с.
3. Гудремон Э. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1966. — 456 с.
4. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. — М.: Металлургия, 1967. — 799 с.
5. Высокопрочные аустенитные стали / М.В. Приданцев и др. — М.: Металлургия, 1969. — 288 с.
6. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Металлургия, 1966. — 231 с.
7. Упрочнение конструкционных сталей нитридами / М.И. Гольдштейн, А.В. Гринь, А.В. Блюм и др. — М.: Металлургия, 1970. — 189 с.
8. Колпишон Э.Ю., Иванова М.В., Шитов Е.В. Азотсодержащие стали эквивалентного состава // Черные металлы. — 2007. — Февраль. — С. 10–12.
9. Помарин Ю.М., Бялик О.М., Григоренко Г.М. Вплив газів на структуру та властивості металів і сплавів. — Київ: НТУУ «КПІ», 2007. — 128 с.
10. Cobelli P. Development of ultrahigh strength austenitic stainless steels alloyed with nitrogen: Diss. ... of doctor of technical sciences: Swiss federal institute of technology in Zurich, 2003. — 124 p.
11. Трегубенко Г.Н., Рабинович А.В. Разработка технологии применения нетрадиционных азотсодержащих лигатур при выплавке хромистых, хромомарганцевых и кремний-марганцевых сталей // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2001. — № 5. — С. 31–33.
12. Зиатдинов М.Х., Шатохин И.М. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез азотированного феррохрома // Сталь. — 2009. — № 9. — С. 48–53.
13. Свяжин А.Г., Капусткина Л.М. Стали, легированные азотом // Известия вузов. Черная металлургия. — 2005. — № 10. — С. 36–46.
14. Легирование стали азотом / Л.Г. Ригина, Я.М. Васильев, В.С. Дуб и др. // Электротехнология. — 2005. — № 2. — С. 14–21.
15. Ковшеево газовое азотирование полупродукта для получения коррозионно-стойкой азотистой стали / С.С. Быков, А.М. Столяров, В.В. Рожнецев, Г.И. Морозов // Там же. — 2009. — № 3. — С. 16–17.
16. Совершенствование технологии производства полупродукта для получения коррозионностойкой азотистой стали / С.С. Быков, А.М. Столяров, В.В. Рожнецев, Г.И. Морозов // Там же. — 2008. — № 1. — С. 5–8.
17. Шитов Е.В. Повышение эффективности металлургического производства азотсодержащих сталей с целью стабилизации их служебных характеристик: Автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.02 / СПбГПУ. — СПб., 2007. — 18 с.
18. Морозов А.И. Водород и азот в стали. — М.: Металлургия, 1968. — 284 с.
19. Азот в металлах. — М.: Металлургия, 1976. — 224 с.
20. Treizer J., Kubish C. Metallurgie und Eigenschaften unter hohem erschmelzener stickstoffhaltiger legierter Stahle. — Berg und Hüttenmänn. Monatsh. — 1963. — **108**, № 11. — S. 369–380.
21. Раев Ц. Создание лабораторных и промышленных установок для одностадийного производства высокоазотистой стали // Электротехнология. — 2004. — № 2. — С. 6–10.
22. Жекова Л., Раев Ц. Исследование возможности создания высокоазотистых сталей с использованием метода плавки во взвешенном состоянии под высоким давлением // Металлург. — 2007. — № 2. — С. 37–41.
23. Лакомский В.И. Плазменнодуговой переплав / Под ред. Б.Е. Патона. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
24. Лакомский В.И., Григоренко Г.М., Торхов Г.Ф. Исследование процессов взаимодействия азота с металлом при ПДП / Сб. ст. «Рафинирующие переплавы». — Киев: Наук. думка, 1975. — Вып. 2. — С. 151–159.
25. Аустенитные высокоазотистые хромоникелевые стали, выплавленные в плазменно-дуговых печах / Б.Е. Патон, В.И. Лакомский, Г.Ф. Торхов и др. // ДАН СССР. — 1971. — Т. 198, № 2. — С. 391–393.
26. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.
27. Хохлов А.А., Игнатенко А.Г. Влияние плазменно-дугового переплава на качество высоколегированной стали, используемой для изготовления сварочной проволоки // Пробл. спец. электротехнологии. — 1979. — Вып. 11. — С. 85–89.
28. Мелькумов И.Н. и др. Свойства хромистых сталей с высоким содержанием азота // Металловедение и термическая обработка металлов. — 1970. — № 12. — С. 18–21.
29. Григоренко Г.М., Помарин Ю.М. Водород и азот в металлах при плазменной плавке. — Киев: Наук. думка, 1989. — 200 с.

Peculiarities of alloying of metallic materials with nitrogen, including that from a gas phase in plasma-arc remelting (PAR) are considered. Unlike the other alloying elements, the nitrogen under standard conditions is in a gaseous state. Therefore, its application as an alloying element has its peculiar features. It is shown that the rate of nitrogen absorption in PAR is rather high and allows producing ingots in which the nitrogen content exceeds the standard gas solubility in a molten steel at the liquidus temperature. The nitrogen effect as an alloying element is comparable with the effect of carbon. It is shown on some examples that by applying the method of plasma-arc remelting it seems to be possible in the industrial scales to alloy steel with nitrogen up to the concentrations, much exceeding its standard solubility in metal. Ingots, melted in the plasma-arc furnaces, are characterized by the high quality of surface and have a dense macrostructure in spite of a high nitrogen content. Nitrogen, dissolved in metal, is sufficiently uniformly distributed in the volume of ingots. 29 Ref., 3 Tables, 3 Figures.

Key words: arc plasma; alloying; gas solubility; threshold concentration; nitrogen-containing ferroalloys; plasma-arc remelting; microstructure; austenite structure; stainless steels; tool steels

Поступила 02.03.2016

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВУХАТОМНЫХ ГАЗОВ С МЕДЬЮ В УСЛОВИЯХ ПЛАЗМЕННОГО НАГРЕВА

Г.М. Григоренко, И.В. Шейко, Р.В. Козин, Ю.М. Помарин

Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Такие газы, как водород, кислород и азот в том или ином виде всегда присутствуют в металлах, так как это основные компоненты окружающей среды. Они попадают в металл как из первородного сырья, так и в процессе переплава (рафинирования). Повышение концентрации газов в металле негативно сказывается на его качестве, образуя пористость и различные химические соединения. Изучение механизмов поглощения и удаления газов из металлов, а также их влияние на структуру и механические свойства является актуальной задачей. Исследовано взаимодействие азота, кислорода и водорода с жидкой медью в условиях плазменного нагрева. Установлено, что плазменная плавка меди приводит к существенному снижению содержания кислорода и водорода в металле, причем конечное содержание этих газов зависит от наличия влаги в атмосфере печи, величины тока плазменной дуги, а также исходного содержания этих газов в меди. Библиогр. 20, табл. 3, ил. 6.

Ключевые слова: медь; кислород; водород; азот; растворимость; плазменный нагрев

Медь принадлежит к металлам, растворимость азота в которых ничтожно мала как в жидком, так и в твердом состоянии и поэтому в ряде случаев азот может применяться в качестве защитного газа при сварке меди и сплавов на ее основе [1–3]. В то же время в работах [4–9] отмечается, что азот при определенных условиях содействует образованию пор в сварных швах.

Взаимодействие азота с металлами, расплавленными электрической дугой или плазмой, привлекает внимание исследователей на протяжении многих лет [10–14]. Медные сплавы характеризуются повышенной склонностью к образованию газовых пор и поэтому брак отливок по дефектам газового происхождения достигает внушительных размеров (до 70 %) [15, 16]. Механизм взаимодействия азота из плазмы дуги с жидким металлом

весьма сложный, а концентрация азота в металле определяется множеством физических, термодинамических и кинетических факторов.

Наиболее достоверные данные о стандартной растворимости азота в жидкой и твердой меди были получены в работе [17], авторы которой использовали метод индукционной плавки во взвешенном состоянии. Азот, аргон и гелий, которые использовали в экспериментах, дополнительно очищали от примесей рядом поглотителей. Опыты проводили с применением образцов вакуумплавленной меди.

Зависимость стандартной растворимости азота в жидкой меди от температуры приведена на рис. 1. Уравнение этой зависимости имеет следующий вид:

$$\lg K_N^{\text{Cu}} = -\frac{3610}{T} - 1,612. \quad (1)$$

Теплота растворения азота в меди согласно расчетам [17] находится в пределах $\Delta H = 16500 \pm 1400$ кал/г·атом.

Целью настоящей работы является изучение взаимодействия азота с жидкой медью в условиях плазменного нагрева. Опытные плавки проводили на установке УПИ, созданной в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, принципиальная схема которой показана на рис. 2.

Отличительной особенностью конструкции этой установки является то, что медный водоохлаждаемый кристаллизатор выполнен в виде разъемного элемента. Это позволяет расплавленный до заданной температуры металл сливать в клино-

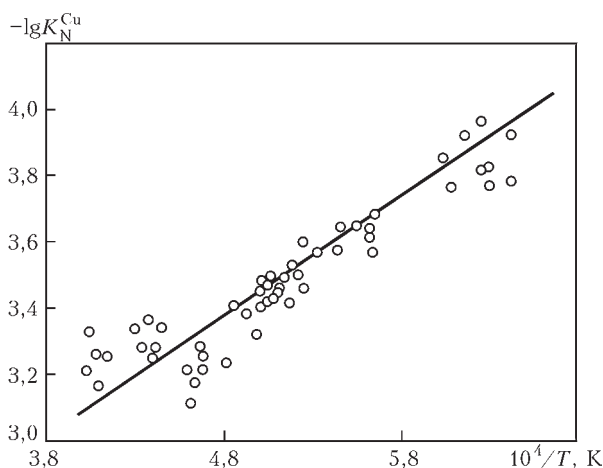


Рис. 1. Зависимость стандартной растворимости азота в жидкой меди от температуры

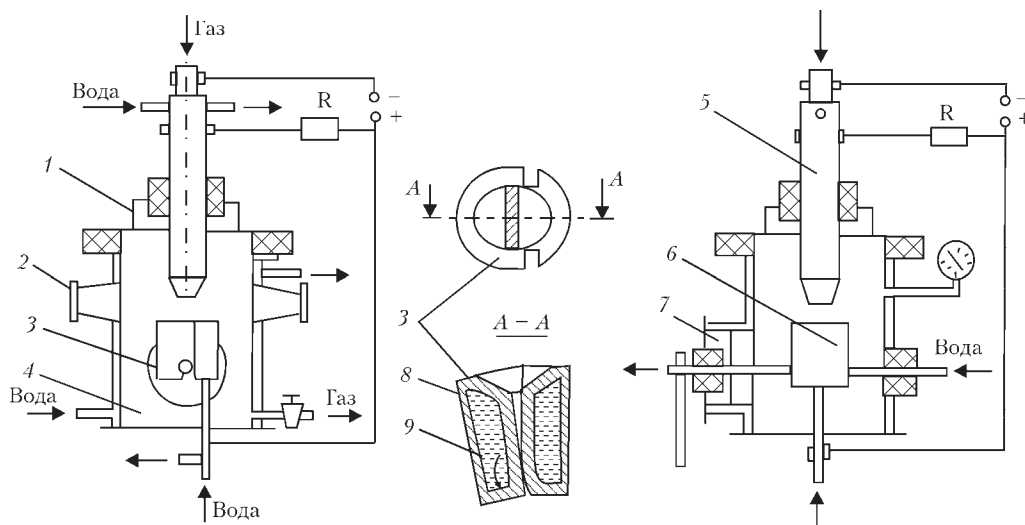


Рис. 2. Принципиальная схема плазменно-дуговой установки УПИ: 1 — съемная крышка; 2 — смотровое окно; 3 — раскрывающийся кристаллизатор; 4 — плавильная камера; 5 — дуговой плазматрон; 6 — расплавленный образец металла; 7 — фланец; 8 — закристаллизовавшийся образец металла; 9 — ось поворота подвижного элемента кристаллизатора

Таблица 1. Химический состав исходной меди, мас. %

Марка ГОСТ859-78	Cu	Bi	Sb	As	Fe	Ni	Pb	Sn	S	[O]	[H]
М1«б»	99,9	0,001	0,002	0,002	0,005	0,002	0,005	0,002	0,004	0,006	0,00026
М1	99,9	0,001	0,002	0,002	0,005	0,002	0,005	0,002	0,004	0,03	0,00018

видную форму. Угол раскрытия его составляет 7°, что обеспечивает чрезвычайно высокую скорость кристаллизации металла (не менее 10³ град/с) и таким образом позволяет фиксировать весь поглощенный медью азот. Масса переплавляемых образцов составляет в среднем 6 грамм.

Опытные плавки проводили с использованием меди марок М1«б» и М1 (табл. 1).

Азотно-аргоновую смесь готовили отдельно с содержанием азота 2,2 % и во время плавки дополнительно разбавляли аргоном. Главная особенность экспериментов заключается в том, что во время плавки поверхность жидкого металла долж-

на быть полностью покрыта плазменным факелом. Для этого во время плавки поддерживали следующий режим: ток дуги $I_d = 300$ А; напряжение на дуге $U_d = 25...30$ В; расход газа $G_r = 10...15$ л/мин; давление в плавильной камере $P_k = 100$ кПа.

Для определения времени выдержки расплавленного образца меди М1«б» до его полного насыщения под плазменным факелом провели серию плавки при парциальном давлении азота в плавильной камере 0,25 и 9 кПа (рис. 3).

При парциальном давлении азота $P_{N_2} = 0,25$ кПа полное насыщение металла азотом

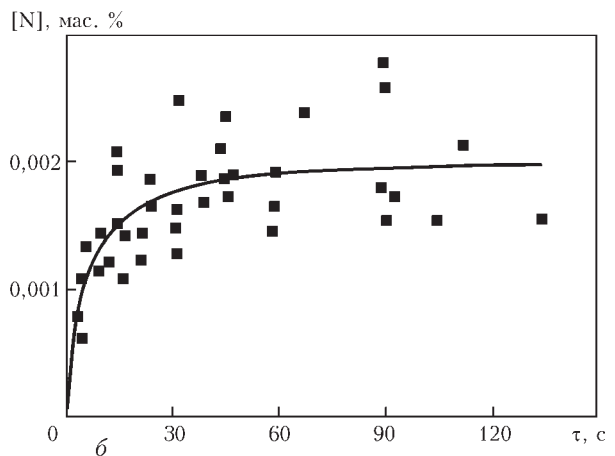
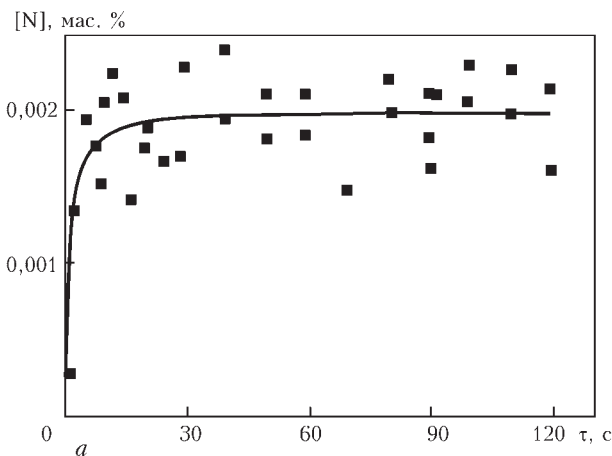


Рис. 3. Зависимость содержания азота в меди М1«б» от времени взаимодействия с плазменным факелом: а — $P_{N_2} = 0,25$ кПа, б — $P_{N_2} = 9$ кПа

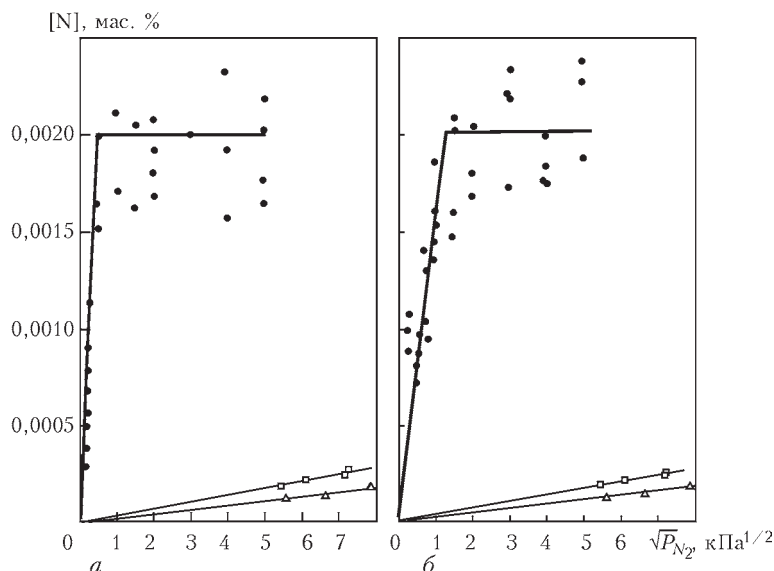


Рис. 4. Зависимость содержания азота в металлической ванне от его парциального давления в газовой фазе: а — М1 «б»; б — М1; жидкая медь: □ — 1973 К, Δ — 1773 К [17]

наступает через 10...15 с, а при повышении до $P_{N_2} = 9$ кПа время насыщения возрастает до 20...30 с. При этом наблюдается интенсивное кипение ванны и на ее поверхности образуется слой паров меди, который затрудняет транспорт возбужденных молекул азота к поверхности жидкого металла. Это объясняется тем, что с увеличением концентрации азота в плазмообразующем газе возрастают теплоэнергетические параметры плазменной дуги и, соответственно, перегрев металлической ванны.

На рис. 4 приведены зависимости содержания азота в меди при плазменной плавке от его парциального давления в газовой фазе. Эта зависимость характеризуется двумя участками. Первый участок — это наклонная прямая, которая проходит через начало координат, вторая — параллельная оси абсцисс.

При малых парциальных давлениях азота (первый участок) процессы абсорбции и десорбции газа (азота) в различных участках ванны протекают в диффузионном режиме. В этом случае концентрация азота в металле возрастает прямо пропорционально $\sqrt{P_{N_2}}$ в газовой смеси. После достижения определенной концентрации (поро-

говой) дегазация металлического расплава происходит путем пузырькового кипения и концентрация азота в металлической ванне с увеличением парциального давления не изменяется.

Значения основных величин, характеризующих поглощение азота медью приведены в табл. 2.

Наибольшую опасность для меди и ее сплавов с точки зрения образования дефектов в сварных швах и литых изделиях представляют кислород и водород. Газовые поры в меди образуются из-за того, что при кристаллизации металла растворимость водорода в меди резко снижается и он выделяется в отдельную фазу. Выделившийся водород взаимодействует с кислородом, имеющимся в растворе и образует пары воды [18]



которые не могут диффундировать из объема металла и поэтому вызывают пористость в слитке или отливке.

Имеющиеся в литературе сведения о поведении кислорода и водорода в меди и ее сплавах при плазменной плавке отрывочны, а в некоторых случаях противоречивы и не дают полного представления о взаимосвязи технологических параметров плавки и содержании этих газов в металле [19, 20]. Поэтому была проведена серия лабораторных плавов, целью которых явилось уточнение поведения кислорода и водорода в меди при плазменной плавке на переменном токе.

Опыты проводили с использованием меди особой чистоты класса ВЗ и катодной М1. Кроме того, М1 предварительно отжигали в вакууме при температуре 1073 К с целью снижения в ней исходного содержания водорода. Данные о содержании примесей в исходных образцах меди приведены в табл. 3.

Массу переплавляемых образцов выбирали таким образом, чтобы в процессе плавки вся его верхняя поверхность была покрыта плазменным факелом. В качестве плазмообразующего газа ис-

Таблица 2. Термодинамические константы поглощения азота медью

Марка меди	Пороговая концентрация азота, %	Коэффициент пропорциональности K_N^* , %·кПа ^{1/2}	Стандартная растворимость, K_N^{1373} , %·кПа ^{1/2}	K_N^* / K_N^{1373}
М1 «б»	0,002	0,04	0,00063	63,5
М1	0,002	0,015	0,00063	23,8

Т а б л и ц а 3. Химический состав меди исследуемых образцов, мас. %

Марка меди	Bi	Sb	As	Fe	Ni	Pb	Sn	Zn	[O]
M1	0,001	0,002	0,002	0,006	0,002	0,005	0,002	0,006	0,05
B3	0,0003	0,0006	0,0004	0,0006	0,0006	0,0002	0,0002	0,004	–

пользовали аргон марки А, содержащий не более 0,0007 % O_2 и высокой чистоты с содержанием кислорода до 0,00002 %, которые дополнительно очищали от влаги.

Экспериментальные плавки проводили на переменном токе при атмосферном давлении аргона в плавильной камере и следующих режимах работы плазмотрона: $I_d = 200, 300$ и 450 А, $U_d = 40...45$ В, $G_r = 10...12$ л/мин. Содержание паров воды в атмосфере плавильной камеры контролировали конденсационным гигрометром «Байкал-1».

Концентрацию кислорода и водорода в образцах меди определяли методом восстановительного плавления в потоке газа-носителя на газоанализаторах RO-16 (кислород) и RH-2 (водород) фирмы «LECO».

Методика проведения плавки заключалась в следующем: в лунку раскрывающегося кристаллизатора помещали образец металла, плавильную камеру герметично закрывали и вакуумировали. Далее камеру заполняли аргоном до атмосферного давления, которое контролировали с помощью мановакууметра. После этого поджигали плазменную дугу и расплавляли образец металла. Выдерживали образец в жидком состоянии заданное время и раскрывали кристаллизатор, в клиновидную щель которого происходил слив металла. За начало отсчета принимали время поджига плазменной дуги, поскольку расплавление образца при выбранном токе на плазмотроне происходило в течение 3...5 с после этого.

На рис. 5 приведены кинетические кривые изменения содержания водорода в меди при различных значениях тока плазменной дуги и парциального давления паров воды в атмосфере плавильной камеры. Из приведенных данных видно, что время достижения динамического равновесия в значительной мере зависит от P_{H_2O} в газовой фазе плавильной камеры (рис. 5, а).

При $P_{H_2O} = 0,0003$ кПа равновесная концентрация водорода в меди M1 достигается через 30 с после поджига плазменной дуги. При $P_{H_2O} = 0,007$ кПа это время увеличивается более чем в два раза. Кроме того, наблюдается тенденция влияния тока дуги на время достижения равновесной концентрации водорода в металле при повышении

содержания влаги в аргоне. С увеличением тока дуги это время сокращается.

Ощутимое влияние на изменение концентрации водорода в меди оказывает его исходное содержание в металле. При низком исходном содержании водорода в металле (рис. 5, б, в) на кинетических кривых отмечаются пики в начальный период плавки. Это можно объяснить тем, что после поджига плазменной дуги происходит испарение влаги со стенок плавильной камеры и других охлаждаемых элементов (сопло плазмотрона, поверхность кристаллизатора и пр.). В результате в атмосфере плавильной камеры повышается концентрация паров воды, которые частично попадают в столб плазменной дуги и разлагаются на водород и кислород. Под действием высокой температуры плазменной дуги образующийся водород легко растворяется в жидком металле. Механизм поглощения водорода аналогичен описанному в работах [10, 11]. Суть его в том, что с поверхностью расплава двухатомный газ взаимодействует в молекулярном виде. Высокая скорость поглощения его жидким металлом объясняется тем, что молекулы находятся в возбужденном состоянии. При этом концентрация водорода в металле определяется динамическим равновесием между скоростями поглощения и выделения газа из расплава. Поскольку скорость поглощения газа из плазменной дуги значительно превосходит скорость десорбции, то в расплаве устанавливается концентрация газа, значительно превосходящая равновесную для данного парциального давления.

В дальнейшем содержание влаги в атмосфере плавильной камеры падает из-за того, что через плазмотрон в нее (объем около одного литра) проходит 10...12 литров осушенного аргона. В этих условиях содержание водорода в расплаве снижается. Следует отметить, что при использовании аргона высокой чистоты содержание водорода в меди на 10...15 % ниже, чем при плавке на аргоне марки А.

Кинетические кривые изменения содержания кислорода в меди при различных значениях тока плазменной дуги приведены на рис. 6, из которых видно, что в условиях плазменной плавки меди в атмосфере аргона наблюдается значительное снижение содержания кислорода в расплаве. При

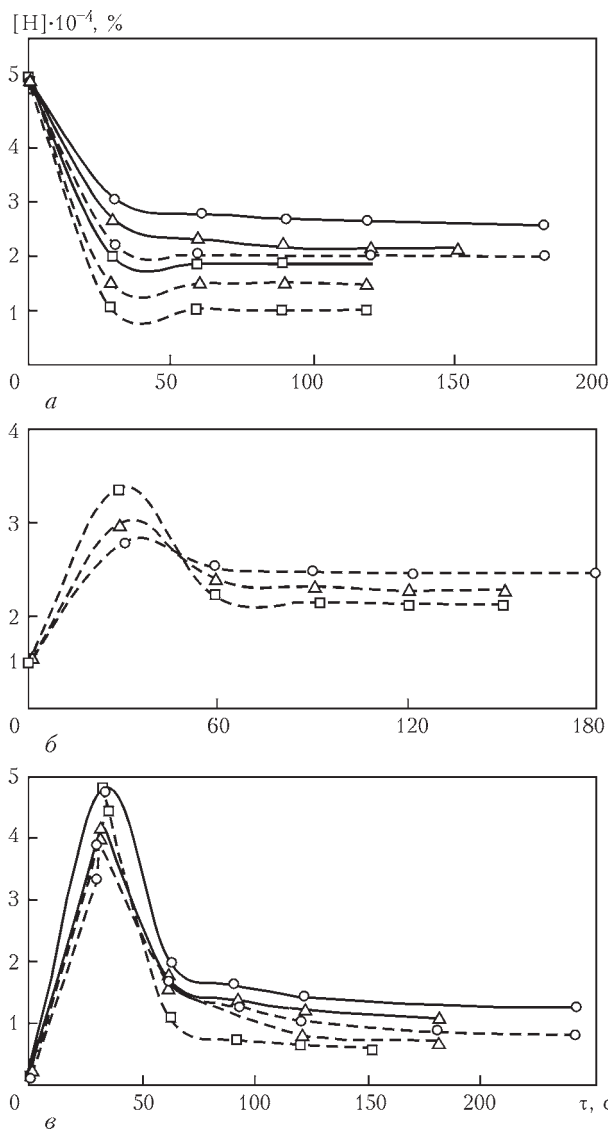


Рис. 5. Изменение содержания водорода в меди М1 (а, б) и В3 (в) в процессе плазменной плавки при различном токе: \circ — 200; Δ — 300; \square — 400 А; прямая — $P_{H_2O} = 0,007$; штриховая — $P_{H_2O} = 0,0003$ кПа

этом эффективность удаления кислорода зависит от его исходного содержания в металле и тока плазменной дуги.

При увеличении тока плазменной дуги возрастает количество тепла, поступающего в металлическую ванну и температура расплава повышается. Известно [15], что реакция растворения кислорода в жидкой меди идет с выделением тепла. Поэтому повышение температуры ванны приводит к снижению константы равновесия реакции растворения кислорода в меди. Образующиеся в области активного пятна плазменной дуги пары меди, во-первых, понижают парциальное давление кислорода в пограничном слое и, во-вторых, вступают во взаимодействие с молекулами кислорода с образованием в газовой фазе оксидов, которые способствуют снижению химического потен-

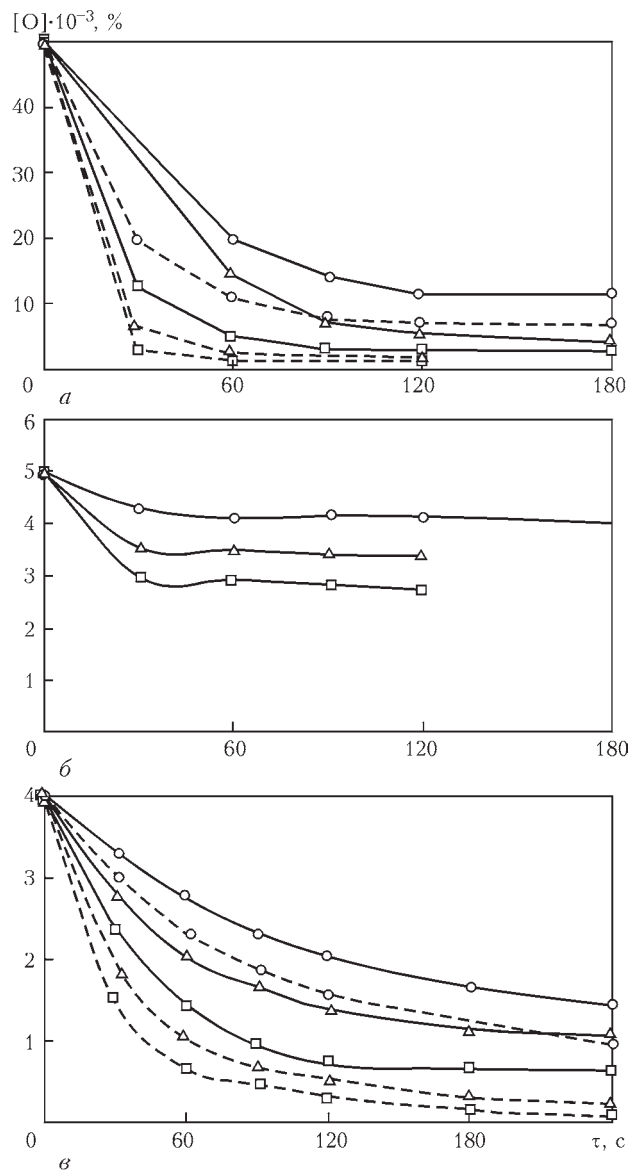


Рис. 6. Изменение содержания кислорода в меди М1 (а, б) и В3 (в) в процессе плазменной плавки при различном токе дуги: \circ — 200 А; Δ — 300 А; \square — 450 А; прямая — $P_{H_2O} = 0,007$; штриховая — $P_{H_2O} = 0,0002$ кПа

циала кислорода в пограничном слое. Благодаря этому равновесие реакции растворения кислорода сдвигается в сторону уменьшения его концентрации в металле.

Установлено, что наиболее полно происходит удаление кислорода из меди, имеющей более высокую исходную его концентрацию. Так, медь М1 значительно загрязненная кислородом (0,05 %), содержание которого в процессе плазменной плавки достаточно быстро снижается до 0,008...0,003 % при парциальном давлении кислорода в плазмообразующем газе $P_{O_2} = 0,0007$ кПа и до 0,004...0,002 % при $P_{O_2} = 0,0002$ кПа (рис. 6, а). При плазменной плавке предварительно отожженной меди М1с содержанием кислорода 0,0045 % существенного снижения его в металле

не происходит (рис. 6, б) даже в случае использования аргона высокой чистоты с $P_{O_2} = 0,0002$ кПа, что можно объяснить наличием в меди примесей.

В меди ВЗ, содержащей не более 0,01 % примесей (в меди М1 — 0,1 %), концентрация кислорода после плазменной плавки может снизиться до $(2,5 \dots 2) \cdot 10^{-3}$ при $P_{O_2} = 0,0007$ и до $(2,1 \dots 1,5) \cdot 10^{-3}$ % при $P_{O_2} = 0,0002$ кПа (рис. 6, в).

Выводы

1. Установлено, что при малых парциальных давлениях азота процессы абсорбции и десорбции газа в различных участках ванны протекают в диффузионном режиме. При этом концентрация азота в металле возрастает прямо пропорционально корню квадратному из парциального давления азота в газовой смеси.

2. После достижения пороговой концентрации дегазация металлического расплава проходит путем пузырькового кипения и концентрация азота в металлической ванне с увеличением парциального давления не изменяется.

3. Плазменная плавка меди приводит к существенному уменьшению содержания кислорода и водорода в металле, что значительно снижает возможность образования пористости.

1. *Азот в металлах* / В.В. Аверин, А.В. Ревякин, В.И. Федорченко и др. — М.: Металлургия, 1976. — 224 с.
2. *Baker E.H.* Experiments on the melting of copper under nitrogen // *J. Inst. Met.* — 1971. — **99**. — P. 228–229.
3. <http://electrosvarka.su/index.php/mod=text&uitxt=418>
4. *Илюшенко В.М.* Свариваемость технических марок меди // Прогрессивные методы сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов. — Киев, 1982. — С. 5–13.
5. *Шашков А.Н., Хромова Ц.С.* Азотнодуговая сварка меди // Автогенное дело. — 1951. — № 9. — С. 11–13.

6. *Гусельщиков М.К.* Электрическая и газовая сварка в судостроении и судоремонте. — М.-Л.: Изд-во «Морской транспорт», 1948. — 218 с.
7. *Подгаецкий В.В.* Некоторые особенности сварки меди под флюсом металлическим электродом // Автомат. сварка. — № 3. — С. 3–12.
8. *The gas metal – arc welding of copper* / Т. Kobayashi, Т. Kuwana, М. Ando, I. Fugita // *Trans. Jap. Welding Soc.* — 1970. — **1**, № 1. — P. 61–71.
9. *Littleton J., Lammas J., Jordan M.* Nitrogen porosity in gas shielded arc welding of copper // *Welding J.* — 1974. — **53**, № 12. — P. 561–565.
10. *Григоренко Г.М., Лакомский В.И.* Макрокинетика поглощения азота электродным металлом из атмосферы дуги // Автомат. сварка. — 1968. — № 1. — С. 27–32.
11. *Григоренко Г.М., Лакомский В.И.* Электрическое поглощение газов при дуговой сварке // Там же. — 1970. — № 2. — С. 27–29.
12. *Ерохин А.А.* Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов. — М.: Наука, 1973. — 188 с.
13. *Кинетика взаимодействия металла с азотсодержащей плазмой дугового разряда* / В.А. Григорян, В.И. Кашин, В.Л. Клибанов и др. // Взаимодействие газов с металлами. — М.: Наука, 1973. — С. 18–21.
14. *Григоренко Г.М.* Газообменные процессы при плазменной и дуговой плавке // Прогрессивні мат. і техн. Том I. — Киев: Академперіодика, 2003. — С. 102–112.
15. *Газы в цветных металах и сплавах* / Д.Ф. Чернега, О.М. Бялик, Д.Ф. Иванчук и др. — М.: Металлургия, 1982. — 176 с.
16. *Чурсин В.М.* Плавка медных сплавов. Физико-химические и технологические основы. — М.: Металлургия, 1982. — 152 с.
17. *Растворимость азота в жидкой меди* / Ю.И. Костенко, Н.Н. Калинюк, Г.Ф. Торхов, Ю.В. Латаш // Проблемы спец. электрометаллургии. — 1984. — Вып. 21. — С. 74–78.
18. *Плавка и литье цветных металлов и сплавов* / Под ред. А.Д. Мерфи. — М.: Металлургиздат, 1959. — 646 с.
19. *Стрельцов Ф.Н., Клевицов А.А.* Перспективы применения плазменных печей для выплавки медных сплавов // Цвет. металлы. — 1980. — № 7. — С. 101–104.
20. *Плавка меди и медных сплавов в плазменных печах* / Ф.Н. Стрельцов, И.И. Потапов, А.В. Николаев и др. // Физ. и хим. обраб. материалов. — 1975. — № 6. — С. 37–40.

Such gases as hydrogen, oxygen and nitrogen in any form are always present in metals, as they are main components of the environment. They enter the metal both from the raw materials and also in the process of remelting (refining). The increase in concentration of gases in metal has a negative effect on its quality, forming porosity and different chemical compounds. The study of mechanisms of absorption and removal of gases from metals, and also their effect on structure and mechanical properties is urgent. The interaction of nitrogen, oxygen and hydrogen with a molten copper under the plasma heating conditions was investigated. It was found that the plasma melting of copper leads to a significant reduction of oxygen and hydrogen in metal, moreover, the final content of these gases depends on the presence of moisture in the furnace atmosphere, current value of plasma arc, and also initial content of these gases in copper. 20 Ref., 3 Tables, 6 Figures.

Key words: copper; oxygen; hydrogen; nitrogen; solubility; plasma heating

Поступила 26.01.2016

ИННОВАЦИОННЫЕ ПОДХОДЫ И ГИБКИЕ РЕШЕНИЯ ДЛЯ РАЗЛИВКИ МЕТАЛЛА НА МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МИКРО-ЗАВОДАХ

В.И. Дубоделов¹, А.Н. Смирнов¹, С.В. Куберский², М.С. Горюк¹

¹Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины.

03680, г. Киев-142, ГСП, бульв. Академика Вернадского, 34/1. E-mail: metal@ptima.kiev.ua

²Донбасский государственный технический университет.

93100, г. Лисичанск, Луганская обл., пр. Ленина, 84. E-mail: donstu.lisichansk@ukr.net

Проведен комплексный анализ возможностей повышения конкурентоспособности металлургического микро-завода за счет использования инновационных решений в части повышения качества стали и эффективности ее разливки. Рассмотрены преимущества использования в структуре микро-заводов различных способов разливки стали с использованием машин непрерывного и полунепрерывного литья радиального, вертикального и горизонтального типа, а также литейно-прокатных модулей для разливки металла на колесо и центробежной литейной машины. Показаны преимущества использования электромагнитного перемешивания на разливочных агрегатах с небольшой скоростью вытягивания заготовки, а также целесообразность применения в их конструкции мультифункционального магнитодинамического промежуточного ковша для реализации комплекса технологических операций свойственных современным агрегатам «ковш-печь». Библиогр. 23, ил. 3.

Ключевые слова: микро-завод; технологическая схема; сталь; непрерывная разливка; электромагнитное воздействие; промежуточный ковш; доводка; эффективность; качество

Одной из тенденций развития металлургии в части создания высокоэффективных технологических построений является концепция металлургических микро-заводов, которые обеспечивают снижение удельных показателей по капиталоемкости производства, уменьшение энергозатрат, оптимизацию расходов сырья и материалов на единицу готовой продукции, а также снижение нагрузки на окружающую среду. Не менее важным преимуществом современных микро-заводов является широкое использование сырья и расходных материалов, расположенных вблизи конкретного предприятия. Инициаторами создания новых высокоэффективных металлургических заводов обычно являются заготовители-переработчики лома или фирмы, торгующие металлопрокатом, а также предприятия, реконструирующие или развивающие свои металлургические производства. В зависимости от объемов и сортамента микро-заводы могут выпускать от нескольких десятков до 150...200 тыс. т готовой продукции в год [1–3].

Основной специализацией микро-заводов является производство продукции массового спроса ограниченного сортамента (например, строительная арматура), либо, наоборот, высококачественной (сортовой прокат машиностроительного назначения, качественная катанка и т. д.) с высокой добавленной стоимостью. В случае выпуска высококачественной продукции на первое место выходят вопросы обеспечения предприятия качественными сырьевыми материалами, современными технологиями и оборудованием, а также сред-

ствами автоматизации. Таким образом, микро-завод может производить практически любые виды продукции, которые необходимы заказчику при наличии соответствующих технологий и оборудования, внедрение которых определяется в первую очередь рентабельностью производства. Соответственно технологические схемы металлургических микро-заводов в зависимости от конкретных условий могут трансформироваться от простых узкоспециализированных однониточных с ограниченным сортаментом продукции до сложных универсальных и многовариантных.

Принимая во внимание вышеизложенное, можно утверждать, что металлургический микро-завод следует рассматривать как систему совмещенных технологий и агрегатов с гибкой структурой, максимально адаптированную к местным условиям и потребностям рынка. К характерным особенностям подобных производств относятся: модульный принцип построения оборудования и технологического процесса, позволяющий существенно снизить затраты на инжиниринг и технологическую подготовку производства; размещение завода в непосредственной близости к потребителям, что позволяет существенно снизить транспортные расходы и упростить логистику; использование в качестве основного шихтового материала стального лома, образующегося непосредственно в регионе расположения предприятия; компактная планировка и, соответственно, размещение на ограниченных площадях; минимальные удельные капитальные затраты и пр.

Целью настоящей работы является проведение комплексного анализа возможностей повышения конкурентоспособности металлургического микро-завода за счет использования инновационных решений в части повышения качества стали и эффективности ее разливки.

Наибольшее распространение в металлургии получили микро-заводы с «классическим» построением, включающим дуговую сталеплавильную печь (с массой плавки 10...20 т), агрегат ковш-печь (АКП) для доводки стали, а также одно- или двухручьевую сортовую (блочную) машину непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) (рис. 1) [4–6].

Ключевыми элементами, обеспечивающими эффективность и рентабельность работы такого завода, являются функционирование АКП для малых объемов стали, а также компактность сортовой МНЛЗ радиального типа (величина радиуса 3,5...4,0 м). Известно, что использование АКП для объемов стали в ковше менее 12...15 т имеет серьезные ограничения, которые связаны с техникой подогрева металла в ковше. Небольшой внутренний диаметр ковша фактически ограничивает подвод тепла при дуговом подогреве вследствие того, что близость расположения электродов и огнеупоров в шлаковом поясе приводит к интенсивному износу последних и быстрому выводу ковша из эксплуатации. Для принудительного перемешивания стали в ковше достаточно широко используется электромагнитное перемешивание. При этом индуктор располагается на внешней стороне стенки сталеразливочного ковша [7], а кожух в месте установки индуктора выполняется из немагнитной нержавеющей стали.

Компактность сортовой МНЛЗ достигается, прежде всего, благодаря уменьшению радиуса машины. Как правило, радиус сортовой МНЛЗ микро-заводов и протяженность главной технологической линии в 2...2,5 раза меньше, чем высокопроизводительной сортовой МНЛЗ (например, современного мини-завода). Это оказывается возможным за счет уменьшения скорости вытяжки заготовки до 1,5...2,0 м/мин и менее. Для сравнения на высокопроизводительных сортовых МНЛЗ скорость вытяжки достигает 5...6 м/мин, что соответствует разливке 200...250 тыс. т заготовки на один ручей в год.

Для высококачественных заготовок больших сечений (блоч 160×160 мм и более) представ-

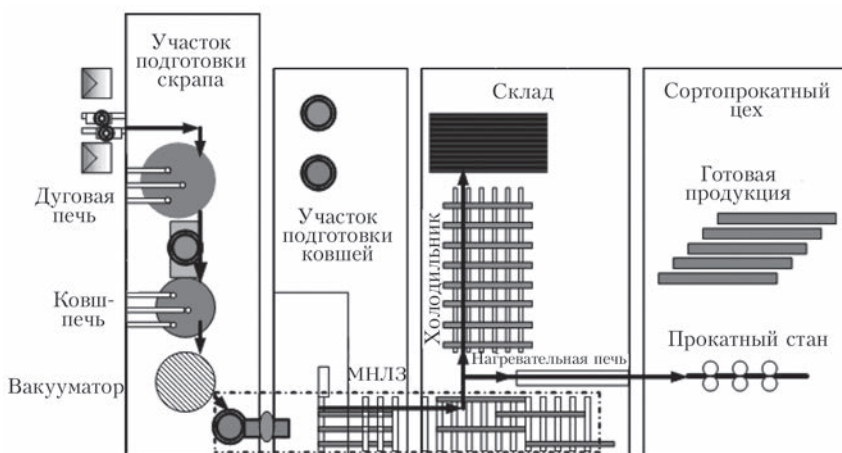


Рис. 1. Общая схема построения металлургического микро-завода

ляется целесообразным использование вертикальных машин полунепрерывного литья заготовок (МПНЛЗ) с небольшой скоростью вытяжки (0,10...0,50 м/мин) [8]. Между тем, как показывает практика развития металлургических микро-заводов, одним из важных преимуществ таких производств является возможность выполнения малых (несколько тонн) заказов в предельно сжатые сроки. Для такого рода производств целесообразно иметь плавильные агрегаты (дуговые или индукционные) с массой плавки 5...10 т. В этом случае возникает проблема обеспечения выхода годной заготовки, что достигается рациональным выбором агрегатов для разливки металла. В зависимости от сечения заготовки разливку металла целесообразно осуществлять на МПНЛЗ вертикального типа (большие сечения), либо горизонтального (малые сечения) [7–9].

Вертикальные МПНЛЗ получили достаточно широкое распространение в промышленности как при разливке цветных сплавов, так и при литье стали. Фактически на МПНЛЗ могут разливаться заготовки различных сечений и качества в зависимости от требований потребителей. При этом в отличие от радиальных МНЛЗ заготовки в процессе затвердевания не подвергаются растягивающим деформациям, что дает возможность разливать хрупкие и трещиностойкие стали. Высокое качество заготовок (круг, квадрат), которые потребляются преимущественно машиностроительными предприятиями, достигается комплексной доводкой стали в ковше, применением систем электромагнитного перемешивания, установленных в кристаллизаторе, а также в зоне вторичного охлаждения (ЗВО) [9].

Для повышения качества структуры заготовки на современных МПНЛЗ применяют электромагнитное воздействие в кристаллизаторе (вращение металла в горизонтальной плоскости) и в нижней части ЗВО [9, 10]. Эффективность такой электромагнитной обработки весьма высока, поскольку

скорость вытяжки заготовки на таких машинах, как правило, сравнительно низкая, и время непосредственного воздействия на затвердевающую заготовку оказывается достаточным для подавления столбчатой структуры, повышения физической и химической однородности в слитке. Экономически важным эффектом при этом является уменьшение глубины проникновения усадочной раковины за счет принудительного перемешивания металла в головной части отливаемой заготовки.

Горизонтальные машины непрерывного литья заготовки (ГМНЛЗ) имеют достаточно серьезный спектр технологических и конструкционных преимуществ, которые проявляются именно при разливке качественных сталей небольшими объемами на заготовки малых сечений. В большинстве конструкций ГМНЛЗ промежуточный ковш и кристаллизатор совмещены в единую систему, что упрощает процесс дозирования и существенно снижает вторичное окисление металла [11–13]. Известны также технические решения, в которых стыковка кристаллизатора осуществляется непосредственно с плавильным агрегатом.

Основные преимущества ГМНЛЗ следующие: минимальная строительная высота, при которой возможно размещение их в существующих сталеплавильных цехах литейных и машиностроительных предприятий, а также удобство при монтаже и обслуживании оборудования, расположенного в одну линию; благодаря горизонтальному расположению технологической линии конструкция приобретает дополнительную гибкость, что позволяет при незначительных затратах менять технологическую длину машины, количество, конструкцию, расположение ЗВО и устройств для ЭМП, оперативно настраивать машину при переходе на разливку нового сечения; отсутствие вторичного окисления на участке промежуточный ковш (металлоприемник)–кристаллизатор создает благоприятные условия для разливки заготовок малых сечений (например, круг диаметром 60...80 мм); отсутствие пластической деформации заготовки в процессе литья, что характерно, например, для радиальных МНЛЗ. Можно также добавить, что подача жидкого металла на мениск в вертикально расположенный кристаллизатор с малым сечением сама по себе представляется технически сложной задачей. Это обстоятельство особенно важно при работе со сталями, которые раскислены алюминием и борсодержащими лигатурами. При разливке таких сталей обычно наблюдается зарастание внутренней полости дозирующего устройства, что в значительной степени затрудняет процесс литья и влияет на качество получаемых заготовок.

Самостоятельным направлением применения концепции металлургических микро-заводов

может быть создание на машиностроительных предприятиях, имеющих в своем составе сталеплавильные цеха, литейно-прокатного модуля, который выпускал бы длинномерную прокатную продукцию непосредственно для нужд данного региона. Особенностью работы модуля для получения сортового проката является необходимость уменьшения поперечного сечения заготовки и увеличения скорости ее вытяжки. Так, весьма перспективным техническим решением представляется получивший распространение способ разливы цветных металлов и сплавов на вращающееся колесо (рис. 2) [14, 15].

Производительность такого литейно-прокатного модуля (6,0...14,5 т/ч) полностью соответствует требованиям, которые предъявляются к микро-заводам. В то же время, как показали промышленные исследования, при такой системе разливки необходимо предусматривать специальные меры по минимизации потерь тепла металлом в сталеразливочном и промежуточном ковшах.

Аналогичная технологическая схема вполне может найти применение и при разливке стали на сортовую заготовку. Безусловно, при этом понадобятся новые технические решения в части организации подвода стали, ее дозирования, поддержания стабильной температуры разливки, а также гармонизации величины предельной скорости деформации при разгибе заготовки и скорости ее вытяжки. Например, по данным японской компании Hitachi, кондиционная сортовая заготовка (трапеция, высота заготовки — 128, ширина — 160×130 мм) получается при использовании компактного литейно-прокатного модуля на базе роторной МНЛЗ (высота по сталеразливочному ковшу 8...10, длина 36...40 м, диаметр колеса 3000 мм, скорость разливки 4,2 м/мин) [16].

При разливке сравнительно небольших объемов стали (несколько тонн) большой интерес представляют специальные решения дискретной разливки на мерные сортовые заготовки. Например, таким технологическим агрегатом может быть специальная центробежная машина, позволяющая получать кольца определенного диаметра с сечением, которое близко к сечению сортовой заготовки [17]. Полученную кольцевую заготовку в правильно-деформирующей машине разрезают на ножницах, предварительно разгибают гидравлическим разгибом с получением промежуточной заготовки С-образной формы, прокатывают между двух валков в один проход в прямолинейную полосу, являющуюся подкатом для мелкосортного прокатного стана. При этом обеспечивается возможность прямого совмещения процессов разливы и прокатки, что в значительной степени повышает эффективность работы микро-завода.

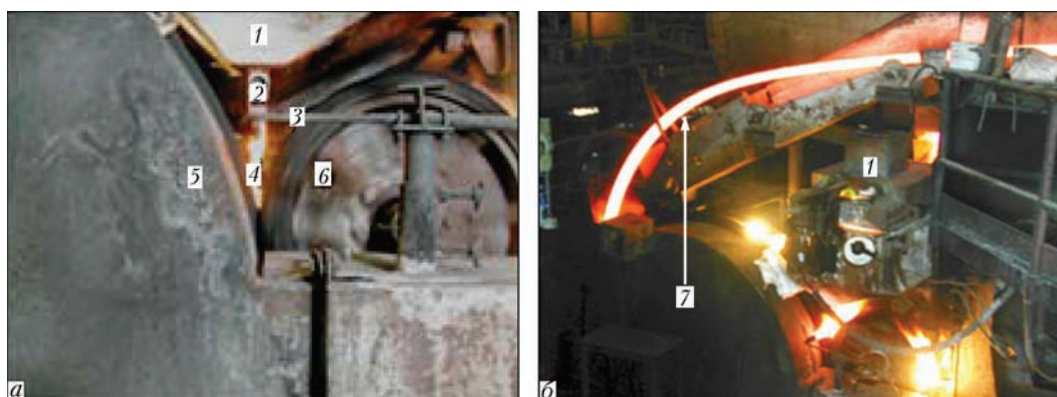


Рис. 2. Процесс подачи расплава в кристаллизатор (а) и выхода заготовки с колеса (б) на роторной МНЛЗ: 1 — промежуточный ковш; 2 — керамический стакан; 3 — газовая горелка для подогрева расплава; 4 — струя расплава; 5 — рабочее колесо в защитном кожухе; 6 — прижимной ролик; 7 — непрерывная заготовка

В структуре современного металлургического микро-завода могут использоваться как отдельные виды перечисленных выше разливочных агрегатов, так и несколько одновременно. Это обусловлено, с одной стороны, широким спектром номенклатуры производимой такими предприятиями продукции для обеспечения высокого уровня конкурентоспособности, а с другой — относительно низкой стоимостью машин для разлива небольших объемов металла. К примеру, ПАО «Артемовский завод по обработке цветных металлов» использует в своей технологической схеме МПНЛЗ, ГМНЛЗ, а также литейно-прокатный модуль для разлива на колесо, что позволяет ему производить различные профили, начиная с заготовок для прокатки листа до прутков и труб.

В целом рассмотренные выше технические решения и технологические построения позволяют утверждать, что выплавка и разлива стали небольшими объемами дают возможность существенно трансформировать систему технологических операций и скорректировать работу основных агрегатов применительно к конкретному микро-заводу. Например, при определенных конструктивных решениях доводку стали по температуре, химическому составу и качеству можно осуществлять непосредственно в промежуточном ковше (ПК), что позволит вынести из ковша большую часть операций, которые в традиционной металлургии выполняются в АКП.

Концепция многофункционального магнитодинамического промежуточного ковша (МД-ПК), который обеспечивает подогрев и разливу металла, а также его рафинирование, разработана в Физико-технологическом институте стали и сплавов Национальной академии наук Украины [18–21]. Такой ПК наиболее эффективен при разливе качественных марок сталей на заготовки малых сечений. Как правило, такие стали производятся сравнительно небольшими партиями, что затрудняет их доводку в небольших сталеразливочных ковшах в силу боль-

ших потерь тепла и высоких удельных затрат на огнеупоры. Соответственно в ПК в этом случае переносится основная часть технологических операций по доводке стали. Конструктивное решение для таких ПК представлено на рис. 3.

Одной из основных особенностей предложенного ПК является возможность управления (за счет бесконтактного и малоинерционного действия электромагнитных полей) циркуляцией между индукционным каналом и тиглем и разливкой жидкого металла. Также возможна установка дополнительного электромагнитного перемешивателя (ЭМП) на боковой стенке или под днищем тигля ПК, что позволяет управлять движением циркуляционных потоков в жидкометаллической ванне. Рациональной траекторией движения таких потоков является их перемещение снизу вверх и затем вдоль границы, разделяющей покровный шлак и сталь. В этом случае создаются наиболее благоприятные условия для всплытия и ассимиляции неметаллических включений, которые негативно влияют на прочностные показатели металлопродукции. Дополнительным преимуществом ЭМП при этом является возможность управления конвективными потоками, что имеет большое значение в случае изменения уровня налива металла в ПК.

Возможность индукционного подогрева стали непосредственно при ее сливе из ПК позволяет в случае необходимости обеспечивать регламентированный нагрев стали, подаваемой в кристаллизатор. Такой метод подогрева стали позволяет оперативно корректировать температуру металла в случае ее падения ниже требуемой для нормальной разлива. Характерной особенностью этого процесса подогрева является высокая скорость нагревания металла, которое происходит без угара и вторичного окисления. Индукционный нагрев металла оказывается особенно эффективным для МНЛЗ и МПНЛЗ, на которых разливаются заготовки малых сечений при низких скоростях литья. Это особенно актуально при серийной непрерыв-

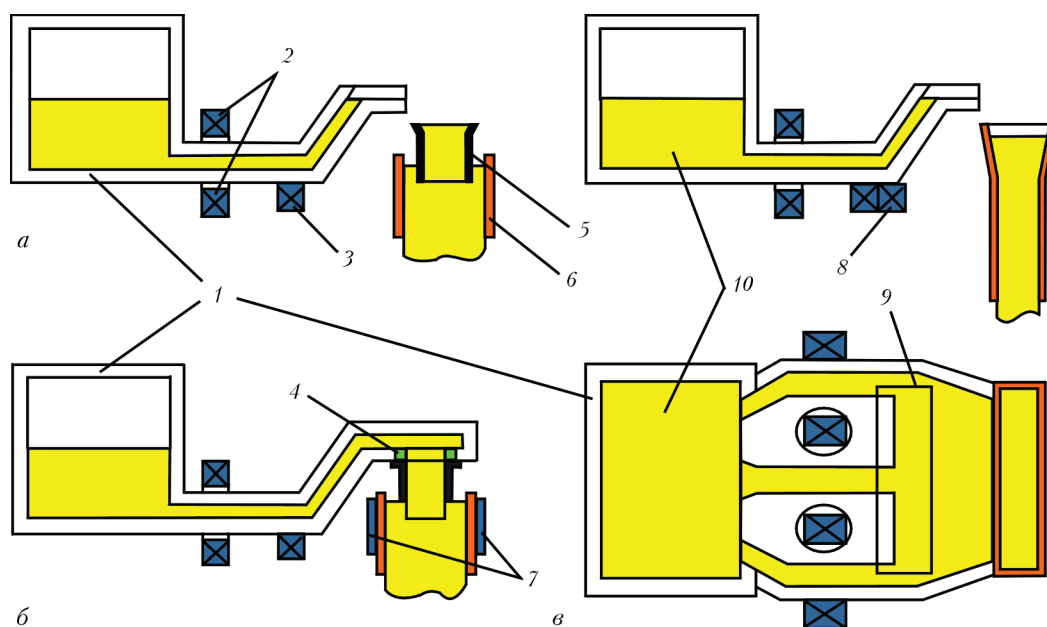


Рис. 3. Схема разливки стали через многофункциональный МД-ПК с применением электромагнитных воздействий: *а* — полунепрерывная разливка; *б* — непрерывная разливка сортовой заготовки и блюмов; *в* — непрерывная разливка тонкого сляба; 1 — МД-ПК; 2 — индуктор; 3 — электромагнит для создания электромагнитной силы, обеспечивающей перемешивание и разливку стали; 4 — герметизирующая прокладка; 5 — погружной стакан; 6 — кристаллизатор; 7 — пульсационный ЭМП; 8 — электромагнитное устройство для рассредоточения струи стали по ширине сляба в кристаллизаторе; 9 — зона создания электромагнитной силы при разливке металла из ПК в кристаллизатор тонкослябовой МНЛЗ; 10 — жидкая ванна

ной разливке в период замены одного сталеразливочного ковша на другой.

В предлагаемой схеме возможности разливки на квадратные и круглые заготовки малых сечений могут быть расширены благодаря прямой связи ПК с кристаллизатором посредством наклонного металлопровода, оснащенного электромагнитным устройством для дозированной подачи стали. Применение такого устройства расширяет функциональные возможности ПК, поскольку требуемый расход металла, подаваемого в кристаллизатор, обеспечивается работой электромагнитного устройства и мало зависит от уровня налива металла в промежуточном ковше. Соответственно допустимый уровень металла в ПК в момент окончания разливки, обусловленный эффектом воронкообразования при традиционных схемах дозирования стали в кристаллизатор, может быть значительно уменьшен. Дополнительным преимуществом рассматриваемой схемы подачи металла в сравнении с традиционной, включающей вытекание стали из стакана-дозатора ПК, расположенного над кристаллизатором, является существенное уменьшение ферростатического напора падающей струи. В этом случае соответственно снижается глубина проникновения падающей струи в жидкую ванну отливаемого слитка, что следует рассматривать как фактор, обеспечивающий улучшение качества.

В целом разработанный multifункциональный МД-ПК (рис. 3), обеспечивающий гомогенизацию жидкой стали, подогрев ее для поддер-

жания необходимых температурных параметров, а также высокую чистоту по содержанию неметаллических включений посредством наложения электромагнитных воздействий на расплав, может быть достойной альтернативой классическому АКП. При этом такая обработка стали фактически совмещается с литейным агрегатом, что позволяет максимально оперативно управлять качеством металла и параметрами литья.

Принимая во внимание тот факт, что специфика функционирования микро-завода обуславливает создание гибких и квазибезынерционных технологических процессов, которые должны обеспечивать минимальные потери металла при разливке даже небольших партий, роль ПК как multifункционального агрегата значительно возрастает. Между тем известно, что основные потери стали при разливке на МНЛЗ и МПНЛЗ обычно обусловлены остатком металла в ПК, который образуется по окончании процесса литья. Возможность подогрева и принудительного перемешивания металла позволяет использовать его в следующем цикле разливки и соответственно уменьшить потери стали.

Еще одним серьезным источником потерь металла при разливке является обрезь заготовки, которая обусловлена проникновением усадочной раковины вглубь слитка при затвердевании последних порций металла. При этом масса металла, теряемого с обрезью, может колебаться в значительных пределах и составлять 5...15 % в зависимости от сечения разливаемой заготовки.

Уменьшение глубины проникновения усадочной раковины вглубь слитка может быть достигнуто путем доливки определенной массы жидкого металла в головную его часть. В технологическом плане реализация процесса доливки металла в кристаллизатор МНЛЗ или МПНЛЗ традиционного типа крайне сложна. Вместе с тем применение для разливки рассмотренного в настоящей статье мультифункционального МД-ПК может быть вполне оправданным и эффективным.

Дополнительный положительный эффект в улучшении качества заготовки возможен при использовании устройства для электромагнитного перемешивания стали, которое целесообразно устанавливать в зоне вторичного охлаждения под кристаллизатором [22, 23]. Для МНЛЗ и МПНЛЗ, разливающих сталь с невысокой скоростью вытяжки заготовки, перемешивание жидкой ванны и принудительная конвекция у фронта кристаллизации осуществляется практически по всей высоте слитка. При этом металл в жидкой ванне постоянно циркулирует сначала через область действия электромагнитного поля, где он закручивается в горизонтальные потоки, а затем опускается в нижние горизонты и вовлекает в перемешивание слои металла, которые расположены у фронта затвердевания. Новым управляющим элементом предлагаемого комплексного электромагнитного перемешивателя является многофазный индуктор, который создает в жидкой стали силы, компенсирующие силу тяжести, и направленные против движения поступающей в кристаллизатор стали. Эти силы являются достаточными для регулирования подачи стали вплоть до состояния частичной левитации. Ток, подаваемый в индуктор (электромагнит), является полигармоническим и программируется посредством специального преобразователя частоты. Несущая частота тока 80...110 Гц, частота основной гармоники, создающая пульсации магнитного давления и акустические волны, равна частоте собственных колебаний жидкой ванны слитка. Совпадение этих частот обеспечивает акустический резонанс и высокий уровень амплитуд давления. При резонансе амплитуда давления вблизи дна кратера в 4...5 раз превышает это давление на мениске, обеспечивая достаточный уровень пульсации скорости жидкой фазы на фронте кристаллизации.

Преимущества конструкции предлагаемого комплексного ЭМП следующие: уменьшается скорость движения струи жидкой стали при заливке в кристаллизатор, что устраняет проблему возникновения вихрей и исключает попадание в жидкую часть слитка включений (шлакообразующая смесь, пузырьки газа и т. д.); уменьшается глубина следов качания на поверхности слитка и

снижается вероятность возникновения поперечных поверхностных трещин и других дефектов (наплывы, раковины); принудительное перемешивание способствует образованию дополнительных центров кристаллизации и росту равноосных кристаллов за счет снижения интенсивности роста крупных дендритных кристаллов и обламывания их вершин.

Выводы

1. Расширение области применения микро-заводов позволяет производить металлопродукцию небольшими партиями и обеспечивать потребности определенного региона. Конкурентоспособность таких заводов достигается за счет обеспечения высокого качества металлопродукции широкого марочного состава и типоразмеров при условии минимизации издержек на производство и логистику. Особенно высокий уровень добавленной стоимости на таких предприятиях обеспечивается при производстве небольших партий продукции из специальных и сложнотермических сталей, отвечающих необходимому уровню эксплуатационных характеристик, согласованных с заказчиком.

2. Специфика работы микро-заводов превращает в востребованные гибкие квазибездынерционные методы доводки стали, в том числе использующие электромагнитные воздействия, обеспечивающие принудительное перемешивание металла, его подогрев и подачу (дозирование) в кристаллизатор. Применительно к микро-заводом наибольший интерес представляет концепция мультифункционального МД-ПК, приближающегося по своим возможностям к известным АКП. Такой ПК создаст дополнительные возможности для организации разливки стали с высоким выходом годной высококачественной заготовки и обеспечивает снижение расхода материалов.

3. Благодаря относительно малым объемам производства и небольшим партиям разливаемой стали, в условиях микро-завода появляются дополнительные возможности по применению оригинальных машин и агрегатов для разливки стали, которые позволяют получать заготовку, приближенную по сечению к конечной продукции. К числу таких МНЛЗ и МПНЛЗ следует отнести горизонтальные машины для разливки круга и квадрата небольшого сечения, а также литейно-прокатные модули для разливки металла на колесо. Технология производства сортового проката на новых и действующих прокатных станах микро-заводов должна осуществляться из заготовок оптимальных размеров сечения и массы. Это обеспечит уменьшение расходного коэффициента металла, его угара, количества окалина на 30...60 % и величины концевой обрезки от 20 до 70 % за счет

увеличения выхода мерных длин в зависимости от вида выпускаемой продукции.

4. Для сечений большего размера, по-прежнему, представляется эффективным применение МПНЛЗ вертикального типа, оборудованных электромагнитным перемешивателем, расположенным под кристаллизатором. При этом широкий спектр точных заготовок машиностроительных деталей и готовых изделий (шаров, втулок, осей, звездочек) может быть получен путем применения на заключительной стадии различного деталяпрокатного оборудования.

1. *Запскалов Н.М.* Мини металлургические заводы: основы успеха // *Сталь*. — 2013. — № 9. — С. 84–92.
2. *Инновационное* развитие малых металлургических заводов как ключевое направление модернизации сталеплавильного комплекса Украины / В.И. Дубоделов, А.Н. Смирнов, С.В. Куберский, М.С. Горюк // *Вісн. Нац. акад. наук України*. — 2015. — № 12. — С. 33–45.
3. *Лякишев Н.П., Николаев А.В.* Металлургия стали на пороге третьего тысячелетия // *Электрометаллургия*. — 2002. — № 1. — С. 3–13.
4. *Металлургические* мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохов, А.Ю. Цупрун. — Донецк: Норд-Пресс, 2005. — 469 с.
5. *Протасов А.В., Пасечник Н.В., Сивак Б.А.* Электрометаллургические мини-заводы. — М.: Металлургиядзат, 2013. — 420 с.
6. *Проектирование* и строительство металлургического микро-завода / А.Б. Стеблов, С.Н. Березов, М.М. Таирбеков, И.В. Дуброва // *Литье и металлургия*. — 2013. — № 1. — С. 17–19.
7. *Некоторые* аспекты организации производства в условиях современного микро-завода / А.Н. Смирнов, А.Ю. Цупрун, Е.В. Штепан, Е.В. Новикова // *Металл и литье Украины*. — 2009. — № 1–2. — С. 15–19.
8. *Марченко И.К.* Полунепрерывное литье стали. — М.: Металлургия, 1986. — 246 с.
9. *Певзнер Б.В.* Получение слитков большого сечения с улучшенной макроструктурой на УПНРС металлургического завода «Электросталь» // *Новые направления в развитии оборудования непрерывной разливки металлов*. — Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2009. — С. 51–55.
10. *Сивак Б.А., Майоров А.И., Ротов И.С.* Горизонтальные машины непрерывного литья заготовок: состояние и перспективы // *Черная металлургия: Бюл. АО «Черметинформация»*. — 1998. — Вып. 9–10. — С. 7–24.
11. *Койано Т., Ито М.* Разработка и промышленное применение процесса горизонтальной непрерывной разливки на МНЛЗ компанией «Ниппон Кокан» // *Достижения в об-*

ласти непрерывной разливки стали. — М.: Металлургия, 1987. — С. 210–220.

12. *Реушетов В.В., Костин В.Н., Трушин А.И.* Горизонтальные машины непрерывного литья стальных заготовок // *Металлургические процессы и оборудование*. — 2006. — № 2. — С. 24–32.
13. *Швердтфегер К.* Непрерывная разливка стали на горизонтальных МНЛЗ // *Черные металлы*. — 1986. — № 1. — С. 3–11.
14. *Arderiu O.G., Properzi G.* Continuous Copper Rod Production from 100 % Scrap / *Proc. 65th Annual Convention of the Wire Assoc. Intern. Atlanta, Georgia, USA, Mar. 1995* // *Wire J. Intern.* — 1996. — P. 75–82.
15. *Шутов И.В., Смирнов А.Н., Куберский С.В.* Литейно-прокатный модуль для получения катанки из рафинированной меди // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. — 2011. — № 6. — С. 44–46.
16. *Investigation of Steel Billets Produced by a Rotary Type Continuous Caster* / T. Aizawa, E. Niyama, H. Kodama et al. // *Transaction ISIJ*. — 1984. — 24. — P. 992–998.
17. *Злобин А., Злобин С.* Судовой металлургический комплекс // *Металлоснабжение и сбыт*. — 2012. — № 11. — С. 112–119.
18. *The magnetodynamic tundish for continuous casting of steel* / V. Dubodelov, A. Smirnov, V. Pogorsky, M. Goryuk. // *Proc. of the 5th Intern. Symp. on Electromagnetic Proc. of Materials («EPM 2006»)*. — Sendai, Japan, Oct. 23–27, 2006. — P. 114–119.
19. *Новые* технологические процессы непрерывной разливки стали с применением магнетодинамического промежуточного ковша В.И. / Дубоделов, А.Н. Смирнов, В.К. Погорский, М.С. // *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. — 2010. — № 1. — С. 96–101.
20. *Электромагнитные* воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл при непрерывной разливке стали: перспективы использования мирового опыта и отечественных разработок в металлургии Украины / В.И. Дубоделов, М.С. Горюк, А.Н. Смирнов, А.Ф. Колесниченко // *Сб. научн. тр. Междунар. конф. «50 лет непрерывной разливки стали в Украине»*. — Донецк, 4–5 ноября 2010 г. — С. 353–366.
21. *Features of functioning of magnetodynamic tundish at continuous casting of steel* / V. Dubodelov, O. Smirnov, M. Goryuk et. al. // *Proc. of the 8th Intern. Conf. on Electromagnetic Processing of Materials EPM2015*. — Cannes, France, Oct. 12–16, 2015. — SIMAP Laboratory — EPM Group: 2015, ISBN 978-2-9553861-0-1. — P. 625–628.
22. *Аникеев В.В.* Полунепрерывная разливка сплошных и полых слитков в машиностроении // *Электрометаллургия*. — 2013. — № 8. — С. 9–17.
23. *Innovative combinations of MHD technologies and original electromagnetic devices for highly efficient casting on CCM* / V. Dubodelov, O. Smirnov, S. Louhenkilpi, A. Kolesnichenko // *Ibid.* — P. 621–624.

An integrated analysis of feasibilities of increasing the competitive capabilities of the metallurgical micro-plant was carried out at the expense of application of the innovation solutions with increasing the steel quality and efficiency of its casting. Advantages of applying of different methods of steel casting in the structure of micro-plants are considered by using machines of the continuous and semi-continuous casting of a radial, vertical and horizontal type, and also casting-rolling modules for metal casting to the wheel of a centrifugal casting machine. Shown are the advantages of using the electromagnetic stirring in different units at a low rate of the billet withdrawal, as well as the rationality of application of a multi-functional magneto-dynamic intermediate ladle in their design for realization of a complex of technological operations typical for modern «ladle-furnace» units. 23 Ref., Figures 3.

Key words: *micro-plant; process flowsheet; steel; continuous casting; electromagnetic effect; intermediate ladle; finishing; efficiency, quality*

Поступила 09.02.2016

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ МЕДИ И НИКЕЛЯ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ

А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко, Ю.А. Хохлова

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

Исследована микро- и субструктура конденсатов ГЦК-металлов, полученных методом электронно-лучевого испарения и осаждения в вакууме. Показано, что при снижении температуры осаждения в конденсатах формируются наноструктурированные состояния, отличающиеся субструктурой зерен: нанодвойниковая в случае меди и нанофрагментированная — никеля. При переходе субструктуры из монодоменного состояния зерен меди в полидоменное (нанодвойниковое) угол наклона зависимости Холла–Петча изменяется, тогда как для конденсатов с нанофрагментированной субструктурой зерен никеля линейная зависимость сохраняется. Кроме того установлено, что степень чувствительности пластического течения к скорости деформации значительно увеличивается для нанодвойниковых конденсатов меди, для конденсатов никеля она не имеет значительного влияния на деформационное поведение материала. Такие отличия в пластической деформации наноструктурированных конденсатов меди и никеля могут быть связаны с разным типом границ между элементами их субструктуры: когерентные границы в случае нанодвойниковой субструктуры зерен меди и дислокационные, малоугловые между нанофрагментами зерен меди. Библиогр. 31, ил. 6.

Ключевые слова: нанодвойники; нанофрагменты; вакуумные конденсаты; электронно-лучевое испарение; микротвердость; наноиндентирование

Введение. Известно, что деформационное поведение материалов становится иным при изменении их микроструктуры с крупнозернистой на нанозернистую, что связывается со сменой механизма их пластической деформации: в случае материалов с крупнозернистой микроструктурой, пластическая деформация реализуется благодаря инициированию работы источников дислокаций и их перемещению по зерну, тогда как в нанозернистых материалах пластическая деформация контролируется процессами, происходящими по границам зерен (генерацией дислокаций, проскальзыванием зерен, порообразованием и т. п.) [1–3]. Полагают, что переход от дислокационного механизма пластической деформации к механизмам, связанным с зернограницными процессами, сопровождается изменением угла наклона или даже знака в зависимости предела текучести от размера зерен в координатах Холла–Петча [4–6]. Кроме того, в случае ГЦК-металлов (медь, никель) с нанокристаллической структурой их микротвердость увеличивается в несколько раз в сравнении с такими же металлами с крупным зерном, а пластичность при этом снижается [7–10]. Например, в работе [10] показано, что микротвердость нанокристаллического никеля, полученного методом электроосаждения, достигала 6 ГПа, а пластичность 2...4 %.

При исследовании материалов с нанодвойниковой структурой наблюдали другую ситуацию

[11–16]. Введение когерентных двойниковых границ наноразмерного масштаба в структуру зерен меди приводит к увеличению предела текучести до 1 ГПа, что в 10 раз выше, чем для крупнокристаллической меди, при этом пластичность материала оставалась на уровне ~ 13 % [11, 17]. Высокая плотность границ нанодвойников в зернах меди, с одной стороны, действует как барьер для дислокационного движения и приводит к значительному упрочнению, а с другой, является местом скопления и нагромождения дислокаций, что дает свой вклад в пластическую деформацию.

Отличия механизмов пластической деформации крупно- и нанозеренных материалов влияют и на степень чувствительности их напряжения течения к скорости деформирования. В работах [18–22] при исследовании деформационных характеристик нанокристаллических меди и никеля, полученных методом электроосаждения, установлено, что уменьшение размера зерен приводит к значительному увеличению степени чувствительности напряжения течения к скорости деформации и к уменьшению активационного объема перемещения дислокаций. Подобные результаты были получены и в работе [23]. При сравнении деформационных характеристик в зависимости от скорости нагружения для нанокристаллического и субмикрокристаллического никеля с размерами

зерен 40 и 200 нм соответственно выявлено, что нанокристаллический никель имеет высокую чувствительность к скорости деформации, тогда как субмикроструктурный относительно нечувствительный к скорости нагружения. На образцах же субмикроструктурной меди, полученной методом интенсивной пластической деформации, с размером зерен 200 нм было показано, что степень чувствительности напряжения течения к скорости деформирования имеет высокое значение [24].

Авторами работы [18] отмечено, что в меди с размером зерен 400...500 нм и с разной плотностью двойниковых границ, полученной методом электроосаждения, наблюдали изменения чувствительности напряжения течения к скорости деформации в зависимости от типа субструктуры. Так, медь с высокой плотностью двойников имеет высокую степень чувствительности ($m \sim 0,036$), тогда как для меди с низкой плотностью двойников $m \sim 0,005$. При этом активационный объем для меди с двойниковой субструктурой зерен и с монодоменной составляет ~ 12 и $135 b^3$ (b — вектор Бюргера) соответственно.

Таким образом, из проведенного анализа литературных данных видно, что деформационное поведение нано- и субкристаллических материалов в разных исследованиях отличаются. Такие отличия могут быть связаны с разными методами получения материалов. В процессе электрохимического осаждения могут попадать примеси [10], которые не только содействуют образованию двойниковых ламелей, но и негативно воздействуют на другие параметры, например, транспортные свойства, а использование метода интенсивной пластической деформации ограничено низкой термической стабильностью нанокристаллических материалов относительно рекристаллизационных процессов.

Из сказанного выше следует, что свойства наноструктурированных ГЦК-металлов, полученных разными методами, могут отличаться из-за изменений характеристик микроструктуры образцов. Поэтому для выяснения влияния размера характерных элементов микроструктуры материалов на их деформационное поведение необходимо получить эти материалы одинаковым способом.

Ранее было показано, что при определенных условиях электронно-лучевого осаждения в конденсатах ГЦК-металлов формируется нанодвойниковая (для конденсатов с низкой энергией дефектов упаковки) или нанофрагментированная (с высокой) субструктура зерен [25–27]. Такая субструктура зерен ГЦК-металлов приводит к значительному повышению прочностных свойств конденсатов.

Учитывая структуру границ характерных элементов субструктуры, когерентных в случае нанодвойниковых доменов и малоугловых (дислокационных) при наноразмерных фрагментах, предположили, что деформационное поведение таких материалов должно отличаться. Это могло проявиться, в первую очередь, в различной степени чувствительности напряжения текучести металлов с различной субструктурой зерен к скорости деформации [28].

В данной работе на примере ГЦК-металлов (медь с энергией дефектов упаковки ~ 67 и никель ~ 150 мДж/м² [29]), полученных в виде тонких фольг методом электронно-лучевого испарения и конденсации паровой фазы в вакууме, исследовано влияние их субструктуры зерен на деформационное поведение конденсатов при их индентировании с различными скоростями.

Методика получения образцов и способы исследования. Тонкие фольги ГЦК-металлов получали методом электронно-лучевого испарения слитка в вакууме с последующей конденсацией паровой фазы на подложку, вдоль которой создавали градиент температуры (для меди 165...700, для никеля 165...800 °С). Для отделения фольги от подложки на нее предварительно осаждали слой соли (NaCl или CaF₂). Чистота слитков 99,7 — для меди и 99,95 % — для никеля.

Микроструктуру фольг исследовали методами сканирующей (CamScan4) и просвечивающей (НИТАСН-800) электронной микроскопии. Образцы для просвечивающей электронной микроскопии готовили по стандартной методике путем механического шлифования поперечного сечения фольги с последующей полировкой и ионным травлением.

Микротвердость конденсатов измеряли на поперечных шлифах фольг с использованием оптического микроскопа PolyvarMet, оснащенного приставкой для измерения твердости. Нагрузка на индентор 10 г и время нагружения 10 с. Точность измерения при этом составила 10 %.

Исследования степени чувствительности микротвердости к скорости нагружения проводили с помощью микротвердомера «Микрон-гамма» с автоматической записью кривых нагружения и разгружения. Использовали нагрузки величиной 200 и 400 мН при скоростях нагружения 100, 10 и 1 мН/с.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Микроструктура поперечного сечения фольг меди полученных при различных температурах осаждения, показана на рис. 1. Видно, что

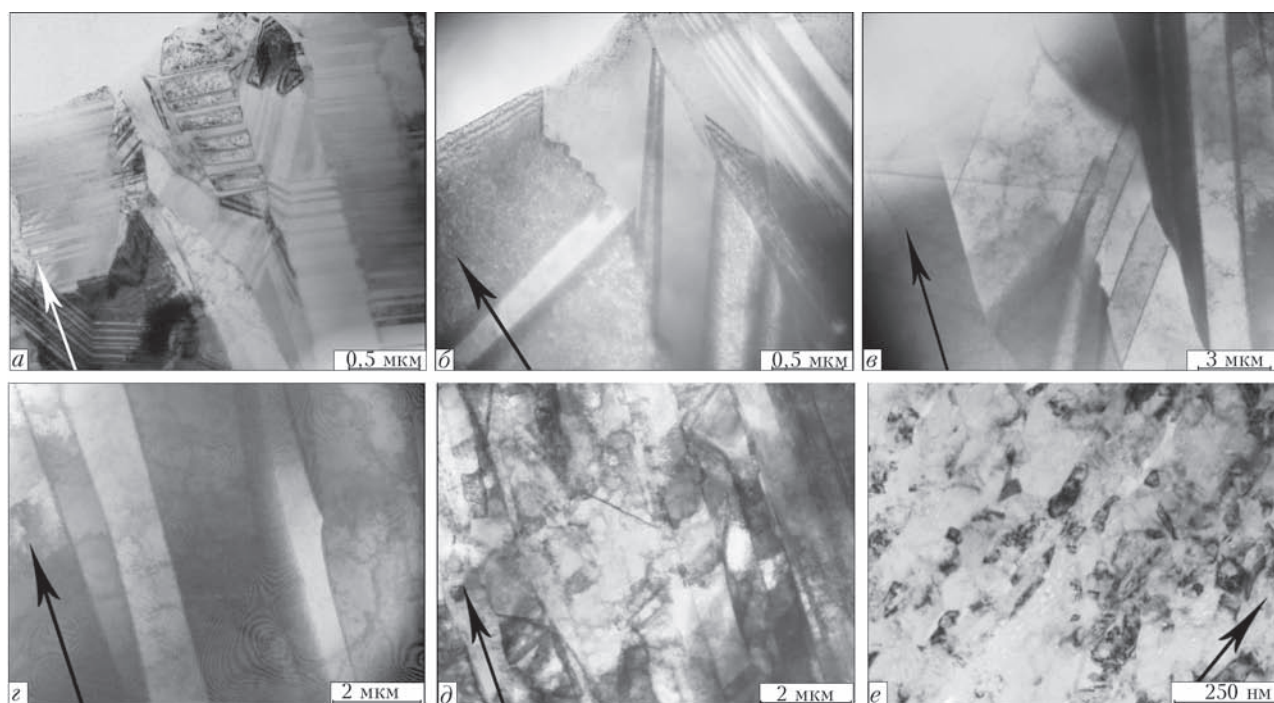


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения конденсатов меди, осажденных при температурах подложки 250 (а), 400 (б), 700 °С (в), никеля — 500 (г), 275 (д), 220 °С (е) (стрелками обозначены направления роста кристаллитов)

при снижении температуры осаждения от 700 до 170 °С размер зерен в фольге уменьшается от 3...4 мкм до 250 нм. При этом наблюдается изменение субструктуры их зерен: субструктура зерен высокотемпературных фольг меди характеризуется наличием дефектов дислокационного типа, а зерен низкотемпературных фольг — двойниковыми доменами наноразмерного масштаба (при температуре осаждения $T_n \sim 170$ °С толщина двойников ~ 50 нм).

В фольгах никеля субструктура зерен тоже изменяется от монодоменной к полидоменной при снижении температуры осаждения (рис. 1, г, д, е). Но, как показали электронно-микроскопические исследования, домены в зернах фольг никеля не являются двойниками, они развернуты друг отно-

сительно друга на небольшие углы и разделяются малоугловыми границами. При этом размер зерен изменяется от 10 мкм до 380 нм для фольг осажденных при температурах 800 и ~ 200 °С соответственно. Размер фрагментов зерен для низкотемпературных конденсатов составляет 40...50 нм.

Зависимость микротвердости конденсатов ГЦК-металлов с разным типом субструктуры от размеров характерных элементов микроструктуры в координатах Холла–Петча показана на рис. 2. Для конденсатов меди (рис. 2, а) характерны две прямолинейные области с разными углами наклона: область I характерна для конденсатов с монодоменной структурой, II — для конденсатов с нанодвойниковой субструктурой. Как видно из рисунка, интенсивное увеличение микротвердо-

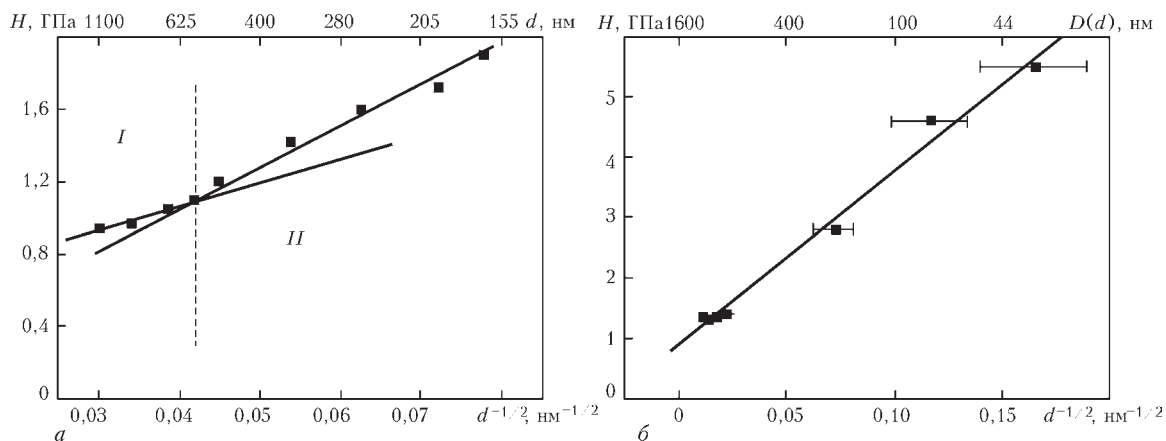


Рис. 2. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов: а — меди от среднего размера микро- и субструктурных элементов ($d = (D + l)/2$, где D — средний размер зерен; l — средняя толщина двойникового домена); б — никеля от размера характерных элементов микроструктуры (зерен с дислокационной структурой D) и субструктуры (фрагментов d)

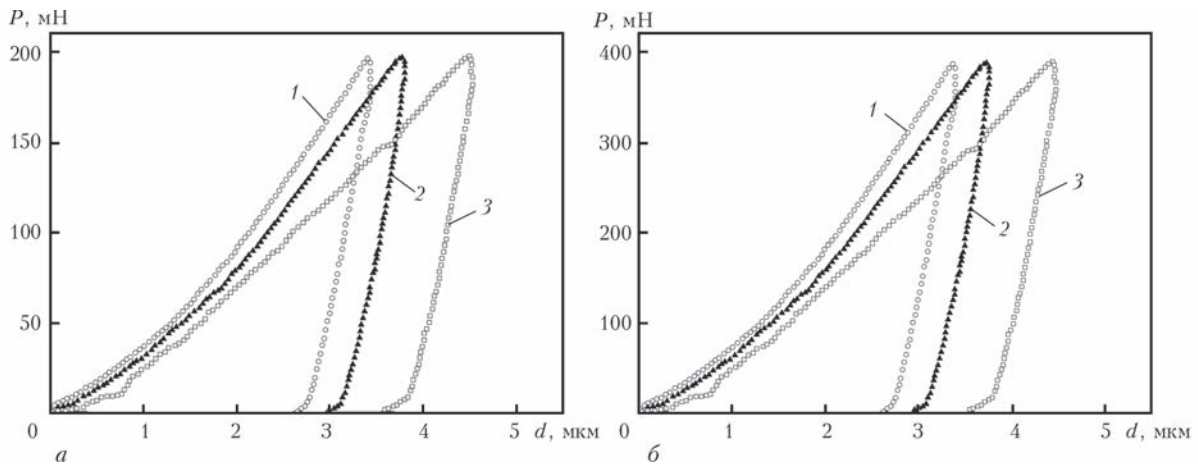


Рис. 3. Зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях (1 — 100; 2 — 10; 3 — 1 мН/с) для вакуумных конденсатов меди с монокристаллической структурой (а) и поликристаллической субструктурой (б)

сти наблюдается, когда в субструктуре конденсатов меди начинают формироваться двойниковые домены. И при толщине доменов ~ 50 нм значение микротвердости достигает ~ 2 ГПа [25].

Для конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой микротвердость конденсатов увеличивается при снижении характерных размеров элементов субструктуры (рис. 2, б), но в координатах Холла–Петча эта зависимость описывается линейной зависимостью [27]. Из этого следует, что границы фрагментов являются такими же барьерами для движения дислокаций, как и границы зерен.

Таким образом, для вакуумных конденсатов ГЦК-металлов с разным типом субструктуры наблюдается увеличение микротвердости при снижении характерных размеров элементов субструктуры. Но, как показывают результаты (рис. 2, а, б), границы двойников имеют более высокое значение коэффициента Холла–Петча, чем малоугловые границы, по сравнению с границами зерен. Из этого можно предположить, что двойниковые гра-

ницы являются более эффективными барьерами для дислокаций, чем малоугловые.

Зависимости изменения глубины проникновения индентора от скорости нагружения для вакуумных конденсатов меди с монокристаллической и поликристаллической субструктурой представлены на рис. 3. Видно, что с увеличением скорости нагружения величина смещения индентора уменьшается, что соответствует увеличению микротвердости конденсатов. Однако диапазон изменения микротвердости от скорости деформации в случае нанодвойниковой субструктуры зерен меди больше, чем для монокристаллической.

Исходя из соотношения $\sigma \approx \dot{\epsilon}^m$, где m — степень чувствительности напряжения течения материала σ к скорости его деформации $\dot{\epsilon}$, m можно оценить по углу наклона зависимости $\ln \sigma$ от $\ln \dot{\epsilon}$. Полагая, что микротвердость и скорость нагружения эквивалентны пределу текучести и скорости деформирования соответственно, то наклон прямых будет совпадать со значением m в координатах H и $\ln \dot{\epsilon}$.

Как видно из рис. 4, наклон зависимости, который отвечает конденсатам с монокристаллической структурой намного меньше, чем для нанодвойниковой ($m = 0,017$ и $0,059$ соответственно). Полученные результаты соответствуют данным работ [18, 24].

Если учесть связь между степенью чувствительности к скорости деформирования и активационным объемом, то можно определить величину активационного объема пластического течения исследуемых материалов с разными характеристиками микроструктуры. Для ее расчетов использовали выражение:

$$v^* = \frac{3\sqrt{3}kT}{mH},$$

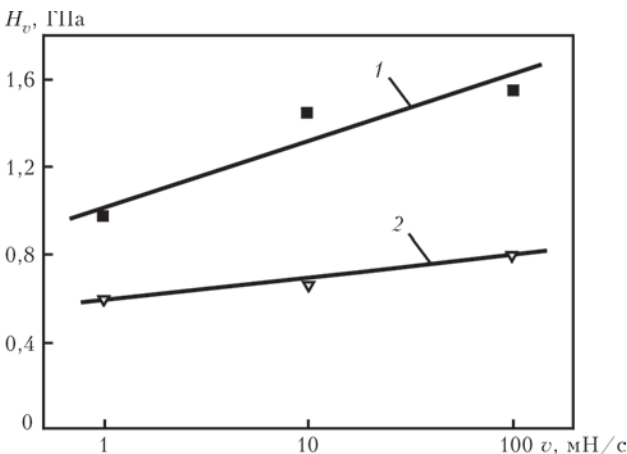


Рис. 4. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов меди с нанодвойниковой (1) и монокристаллической (2) субструктурами от скорости нагружения индентора

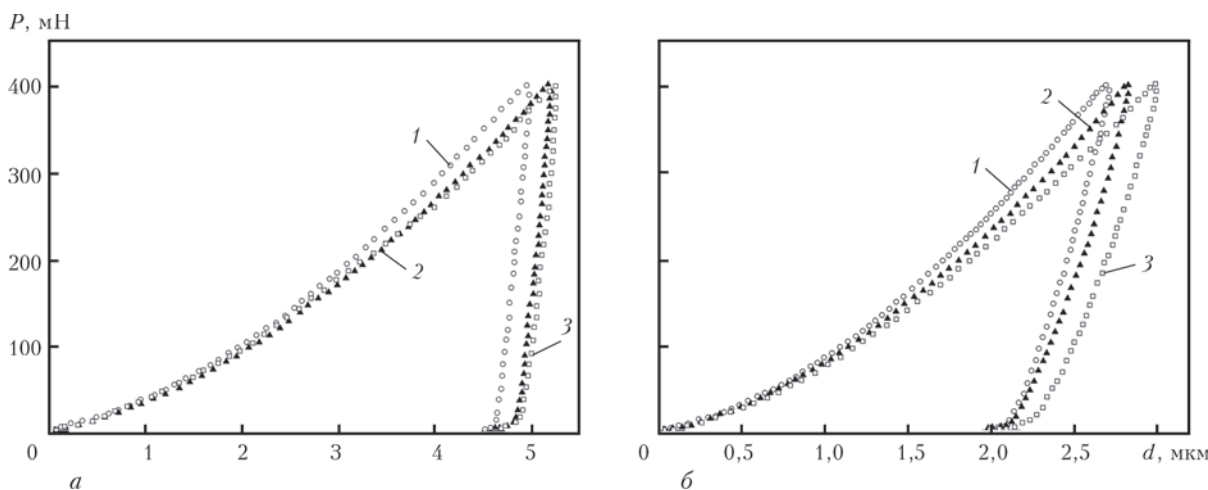


Рис. 5. Зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях ($1 — 100$; $2 — 10$; $3 — 1$ мН/с) для вакуумных конденсатов никеля с монодоменной структурой (a) и нанофрагментированной субструктурой (b)

где m и H — экспериментальные значения степени чувствительности к скорости деформации и микротвердости [24].

Представив эти величины для монодоменной и нанодвойниковой субструктур меди в единицах b^3 , где b — вектор Бюргерса, получим, ~ 117 и $\sim 18b^3$ соответственно. Видно, что для монодоменной структуры вакуумных конденсатов меди активационный объем больше, чем для нанодвойниковых, т. е. для меди с крупным зерном энергия активации процесса пластического течения сильнее зависит от напряжения, чем для нанодвойниковой меди.

Для конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой зерен зависимость смещения индентора d от величины нагружения при разных скоростях показана на рис. 5. Как видно, при увеличении скорости нагружения величина смещения индентора практически не изменяется. При этом для конденсатов с монодоменной структурой зерен не наблюдается роста микротвердости при увеличении скорости нагружения, и степень чувствительности m не изменяется (рис. 6), а для конденсатов с нанофрагментированной субструктурой характерно слабое увеличение микротвердости, т. е., степень чувствительности практически не зависит от скорости нагружения индентора.

Полученные экспериментальные данные величины степени чувствительности $m = 0,022$ и активационного объема ($v^* = 25,5b^3$) для нанофрагментированных конденсатов никеля согласуются с литературными данными $m = (0,01 \dots 0,03)$, которые получены для нанокристаллического никеля с размером зерен ~ 20 нм [10]. Слабое увеличение значения степени чувствительности от скорости деформации отмечено и в работе [23] для нанокристаллического никеля по сравнению с крупнокристаллическим.

Для обычных крупнокристаллических ГЦК-металлов m слабо зависит от размера зерна,

а активационный объем дислокационных процессов составляет $\sim 800 \dots 1000b^3$ [30]. В таких материалах действуют дислокационные механизмы пластической деформации. При уменьшении размера зерна до нанометрического масштаба работа источников дислокаций в зерне подавляется, а вероятность образования скоплений дислокаций критической величины существенно снижается. В таких материалах пластическая деформация обеспечивается генерацией и поглощением дислокаций границами зерен и активизацией перемещения зернограницных дислокаций. С активизацией этих процессов связывают более высокую степень чувствительности наноструктурированных материалов к скорости деформирования [18].

Для вакуумных конденсатов меди и никеля с субмикронным размером зерен зернограницные процессы не должны были играть доминирующую роль при деформационном поведении. Вместе с тем, разделение зерна на домены двойниковыми границами, в случае меди, и малоугловыми границами, в случае никеля, свидетельствует о

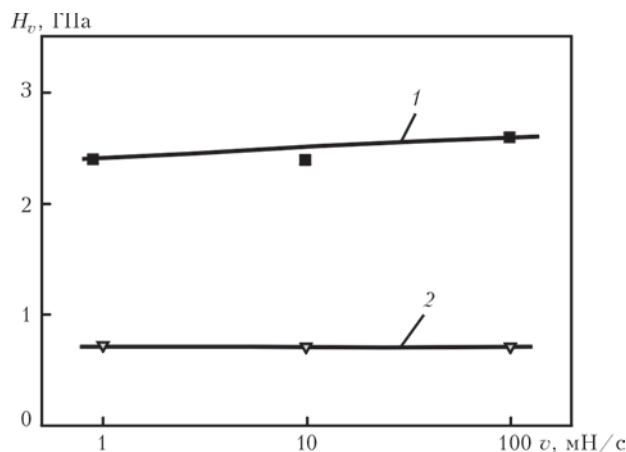


Рис. 6. Зависимость микротвердости вакуумных конденсатов никеля с нанофрагментированной субструктурой (1) зерен и монодоменной (2) структурой от скорости нагружения индентора

различном характере влияния границ, формирующих субструктуру, на деформационное поведение материалов.

Поскольку зависимости степени чувствительности напряжения течения к скорости деформации конденсатов с близкими размерами зерен, но с различным типом субструктуры отличаются, то можно предположить, что структура этих границ по разному влияет на дислокационные процессы. В случае нанодвойниковой субструктуры зерен степень чувствительности напряжения течения резко возрастает, тогда, как нанофрагментированная не оказывает существенного влияния на деформационное поведение материала. В работе [18] показано, что в структуре нанодвойниковой меди после ее деформации плотность дислокаций увеличивается, наблюдается смещение границ двойников, образование ступенек и дислокационных петель. Следовательно, границы двойников могут быть не только препятствием для перемещения дислокаций, но и сами могут быть подвижными элементами, которые обеспечивают пластическую деформацию зерен и служат источниками дислокаций. Генерацию дислокаций дефектными границами двойников также наблюдали при компьютерной симуляции пластической деформации методом молекулярной динамики [31].

Исследование структурных изменений при пластической деформации металлов, зерна которых разделены малоугловыми границами, показали, что они по мере увеличения степени деформации трансформируются в большеугловые границы, в результате чего размер зерен уменьшается. На этом основании можно предположить, что субзерна на начальных стадиях деформации не оказывают существенного влияния на перемещение дислокаций. Хотя, при дальнейшем увеличении степени пластической деформации они могут становиться эффективными барьерами для дислокаций, что способствует повышению микротвердости.

Таким образом, зависимость степени чувствительности напряжения течения к скорости нагружения ГЦК-металлов определяется не только размером зерна, но и типом его субструктуры. Медь, элементы субструктуры зерен которой разделены двойниковыми границами, характеризуется высокой степенью чувствительности напряжения течения к скорости деформирования при уменьшении размера двойниковых доменов до нанометрического масштаба, даже в случае субмикронного размера зерен. Тогда как никель, с нанофрагментированной субструктурой зерен субмикронного размера, характеризуется такой же степенью

чувствительности напряжения течения к скорости деформации, как и никель с монодоменной субструктурой зерен микронного размера.

Выводы

1. Показано, что уменьшение размера зерна вакуумных конденсатов ГЦК-металлов при снижении температуры их получения сопровождается формированием полидоменной субструктуры зерен, тип которой зависит от энергии дефекта упаковки металла. В случае низкой энергии дефекта упаковки металла (медь) образуется нанодвойниковая субструктура зерен, а при высокой (никель) — нанофрагментированная.

2. Наклон зависимости микротвердости вакуумных конденсатов ГЦК-металлов от размера характерных элементов микроструктуры в координатах Холла–Петча повышается при изменении монодоменной на нанодвойниковую субструктуру зерен меди, тогда как для нанофрагментированной субструктуры никеля наклон не изменяется.

3. Степень чувствительности напряжения течения к скорости деформации зависит не только от размера зерна, но и от типа субструктуры зерен металлов. Для нанодвойниковых конденсатов меди наблюдается существенное увеличение степени чувствительности, тогда как в случае нанофрагментированных зерен никеля степень чувствительности изменяется незначительно.

1. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Физика металлов и металловедение. — 1999. — **88**, № 1. — С. 50–73.
2. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 2. Механические и физические свойства // Физика металлов и металловедение. — 2000. — **89**, № 1. — С. 91–112.
3. Kumar K.S., Van Swygenhoven H., Suresh S. Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys // Acta Materialia. — 2003. — **51**, № 19. — P. 5743–5774.
4. Meyer M.A., Mishra A., Benson D.J. Mechanical properties of nanocrystalline materials // Progress in Materials Science. — 2006. — **51**, № 4. — P. 427–556.
5. Андриевский Р.А., Глезер А.М. Прочность наноструктур // Успехи физических наук. — 2009. — **179**, № 4. — С. 337–358.
6. Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Предел текучести и пластическая деформация нанокристаллических наноматериалов // Успехи механики. — 2003. — **2**, № 1. — С. 68–125.
7. Sanders P.G., Eastman J.A., Weertman J.R. Elastic and tensile behaviour of nanocrystalline copper and palladium // Acta Mater. — 1997. — **45**, № 10. — P. 4019–4025.
8. Chen J., Lu L., Lu K. Hardness and strain rate sensitivity of nanocrystalline Cu // Scripta Materialia. — 2006. — **57**, № 12. — P. 15813–1586.
9. Microsample tensile testing of nanocrystalline copper / Y.M. Wang, K. Wang, D. Pan et al. // Scripta Materialia. — 2003. — **48**, № 11. — P. 1913–1918.

10. *Dalla Tore F., Van Swygenhoven H., Victoria M.* Nanocrystalline electrodeposited Ni: microstructure and tensile properties // *Acta Mater.* — 2002. — **50**, № 15. — P. 3957–3970.
11. *Ultrahigh strength and high electrical conductivity in copper / Lu L, Shen YF, Chen X, Qian L, Lu K.* // *Science.* — 2004. — 304. — P. 422–426.
12. *Tensile properties of copper with nano-scale twins / Y.F. Shen, L. Lu, Q. H. Lu et al.* // *Scripta Mater.* — 2005. — **52**, № 10. — P. 989–994.
13. *You Z.S., Lu L., Lu K.* Tensile behavior of columnar grained Cu with preferentially oriented nanoscale twins // *Acta Materialia.* — 2011. — **59**. — P. 6927–6937.
14. *Indentation of nanotwinned fcc metals: Implications for nanotwin stability / Jiddu Bezares, Shuyin Jiao, Yue Liu et al.* — // *Acta Materialia.* — 2012. — **60**. — P. 4623–4635.
15. *Lu L., You Z.S., Lu K.* Work hardening of polycrystalline Cu with nanoscale twins // *Scripta Materialia.* — 2012. — **66**. — P. 837–842.
16. *Chen X.H., Lua L., Lu K.* Grain size dependence of tensile properties in ultrafine-grained Cu with nanoscale twins // *Scripta Materialia.* — 2011. — **64**. — P. 311–314.
17. *Северденко В.П., Точицкий Э.И.* Структура тонких металлических пленок. — Минск: Наука и техника, 1968. — 210 с.
18. *Nano-sized twins induce high rate sensitivity of flow stress in pure copper / L. Lu, R. Schwaiger, Z.W. Shan et al.* // *Acta Mater.* — 2005. — **53**, № 7. — P. 2169–2179.
19. *Strain rate sensitivity of Cu with nanoscale twins / Y F. Shen, L. Lu, M. Dao et al.* // *Scripta Mater.* — 2006. — **55**, № 4. — P. 319–322.
20. *Chen J., Lu L., Lu K.* Hardness and strain rate sensitivity of nanocrystalline Cu // *Scripta Materialia.* — 2006. — **57**, № 12. — P. 1581–1586.
21. *Lu L., Li S.X., Lu K.* An abnormal strain rate effect on tensile behavior in nanocrystalline copper // *Scripta Materialia.* — 2001. — **45**, № 10. — P. 1163–1169.
22. *Wang Y.M., Ma E.* Temperature and strain rate effects on the strength and ductility of nanostructured copper // *Applied Physics Letters.* — 2003. — **83**, № 15. — P. 3165–3167.
23. *Some critical experiments on the strain-rate sensitivity of nanocrystalline nickel / R. Schwaiger, B. Moser, M. Dao et al.* // *Acta Materialia.* — 2003. — **51**, № 17. — P. 5159–5172.
24. *Effect of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on the strain rate sensitivity and activation volume: fcc versus bcc metals / Q. Wei, S. Cheng, K. T. Ramesh et al.* // *Materials Science and Engineering A.* — 2004. — **381**, № 1–2. — P. 71–79.
25. *Влияние температуры подложки на микро- и субструктуру конденсатов меди, осажденных из паровой фазы / А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко и др.* // *Современ. электрометаллургия.* — 2007. — № 4. — С. 19–26.
26. *Ustinov A.I., Fesiun O.V.* Effect of substrate temperature on the structure of Ag–Cd condensates // *Surface Coatings Technol.* — 2010. — № 204. — P. 1774–1778.
27. *Влияние микроструктуры вакуумных конденсатов никеля на их прочностные свойства. А.И. Устинов, Е.В. Фесюн, Т.В. Мельниченко и др.* // *Наноструктурное материаловедение.* — 2010. — № 4. — С. 45–53.
28. *Головин Ю.И.* Наноидентирование и механические свойства твердых тел в субмикрообъемах, тонких приповерхностных слоях и пленках (Обзор) // *Физика твердого тела.* — 2008. — **50**, № 12. — С. 2113–2142.
29. *Вишняков Я.Д.* Дефекты упаковки в кристаллической структуре. — М.: Металлургия, 1970. — 216 с.
30. *Conrad H.* Grain size dependence of the plastic deformation kinetics in Cu // *Mater. Sci. Eng. A.* — 2003. — **341**. — P. 216–228.
31. *Konopka K., Misera J., Wyrzykowski J.W.* The generation of dislocations from twin boundaries and its effect upon the flow stresses in FCC metals // *J. Mater. Process. Technol.* — 2000. — **99**. — P. 255–259.

Micro- and substructure of condensates of FCC-metals, produced by the method of electron beam evaporation and condensation in vacuum was investigated. It is shown that at reduction of temperature of condensation a nanostructured state is formed in condensates, characterized by the substructure of grains: a nano-twinned one in case of copper and nano-fragmented in case of nickel. During substructure transition from a monodomain state of copper grains into a polydomain (nano-twinned) one the angle of inclination of the Hall-Petch dependence is changed, while the linear dependence is retained for the condensates with a nano-fragmented substructure of nickel grain. It was also found, that the degree of sensitivity of a plastic flow to the deformation rate is greatly increased for the nano-twinned copper condensates, and it has no great influence on the deformation behavior of material for the nickel condensates. These differences in plastic deformation of the nanostructured condensates of copper and nickel can be connected with a different type of boundaries between the elements of their substructure: coherent boundaries in case of the nano-twinned substructure of copper grains and dislocation, small-angle ones between the nano-fragments of copper grains. 31 Ref., 6 Figures.

Key words: *nanotwins; nanofragments; vacuum condensates; electron beam evaporation; microhardness; nanoindentation*

Поступила 09.02.2016

ЭКОНОМИЯ ЭЛЕКТРОЭНЕРГИИ НА ДУГОВЫХ СТАЛЕПЛАВИЛЬНЫХ ПЕЧАХ ПОСТОЯННОГО ТОКА С ГРАФИТИРОВАННЫМИ ФИТИЛЬНЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ

А.Г. Богаченко¹, Д.Д. Мищенко¹, В.И. Брагинец¹, В.И. Галинич¹,
И.А. Нейло¹, А.П. Лютый², М.А. Фридман³

¹Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ПАТ «Завод «Днепроспецсталь» им. А.Н. Кузьмина».

69008, г. Запорожье, ул. Южное Шоссе, 81. E-mail: czl_us@dss.com.ua

³ЧАО «Ферротрейдинг».

69032, г. Запорожье, ул. Южное Шоссе, 59. E-mail: <ref@ferrotr.com.ua>

Отмечено, что мировое производство стали в последние десятилетия непрерывно увеличивается. При этом увеличивается и количество стали, выплавленной в дуговых сталеплавильных печах переменного (ДСП) и постоянного тока (ДСП ПТ). Обладая рядом технических преимуществ ДСП ПТ активно внедряются на металлургических предприятиях. Эффективным средством улучшения технико-экономических показателей ДСП ПТ являются фитильные графитированные электроды, разработанные в ИЭС им. Е.О. Патона. Исследовательские работы первого этапа, проведенные на промышленных печах типа ДСП ПТ-12 показали, что дуга фитильного электрода всегда держится в центре электрода, обеспечивается устойчивый электрический режим плавки на длинных дугах и низких напряжениях источника питания. Установлено, что напряжение в прикатодной области, а также диапазон пульсаций тока и напряжения фитильной дуги существенно ниже, чем у обычного (монокристаллического) графитированного электрода. Эти факторы обусловили экономию активной электроэнергии, снижение реактивных потерь, увеличение $\cos\phi$ и снижение уровня шума печи. Наши дальнейшие работы направлены на исследования влияния фитильных электродов на стойкость огнеупоров, производительность печей, расход электродов, а также возможность применения фитильных электродов меньшего диаметра в сравнении с монокристаллическим электродом. Библиогр. 9, табл. 2, ил. 9.

Ключевые слова: фитильные графитированные электроды; дуговые сталеплавильные печи переменного и постоянного тока; активная и реактивная электроэнергия; вольт-амперная характеристика; пульсации тока и напряжения

Отличительной особенностью мировой металлургической промышленности в последние десятилетия является увеличивающееся из года в год производство стали. Так, если в 1974 г. в мире было выплавлено порядка 700 млн т стали, то в 2014 г. ее производство составило уже 1,661 млрд т. По некоторым прогнозам годовое производство стали может вырасти до 2 млрд т к 2020 г. [1, 2].

Порядка 30 % стали от указанного количества выплавляется в дуговых сталеплавильных печах переменного (ДСП) и постоянного (ДСП ПТ) тока. При этом общая доля электростали также непрерывно увеличивается и может достичь 43 % к 2050 г. [3, 4].

Обладая рядом преимуществ, ДСП ПТ все шире внедряются в промышленности. При этом в последние годы предпочтение отдается печам большой емкости. Так, в Японии работают несколько сверхкрупных ДСП ПТ, в том числе двухэлектродная, емкостью 420 т ДСП ПТ емкостью 110...200 т. работают также в Мексике и Индии, США и Германии. Поэтому ДСП ПТ представляют большой интерес

для исследований с целью повышения технико-экономических показателей их работы.

Известно, что эти показатели во многом определяются техническими характеристиками и эксплуатационной надежностью графитированных электродов. В себестоимости электростали электроды занимают значительную долю — до 8...12 %. Поэтому трудно переоценить значимость работ, которые ведут производители электродов по обеспечению требуемого удельного электросопротивления, увеличению плотности, обеспечению высоких механических характеристик электродов и т.п. Для этого используются различные исходные материалы, в т.ч. дефицитный игольчатый нефтяной кокс, совершенствуются технологии подготовки исходных материалов и прессования, включая обжиг в печах Кастнера (прямой нагрев), пропитка поверхности различными реагентами и др. для решения главной задачи — снижения удельного расхода электродов. Однако при всем сказанном электрод является не более чем элементом электрической цепи печи. Сталеплавыльщики всегда искали и пытались раскрыть

потенциальные возможности электродов, чтобы использовать их также в качестве универсального инструмента для управления параметрами плавки и, в конечном итоге, улучшения технико-экономических показателей работы печи. Так, еще в 1962 г. были проведены промышленные опыты по применению полых электродов. Такие электроды обеспечивали более стабильное горение дуги и ее привязку к отверстию, более стабильный режим плавки и снижение расхода электроэнергии [5]. Другие исследователи через отверстие в электроде вводили в расплав активные и инертные газы, окатыши и лигатуру. В другом случае через отверстие вводилось отработанное масло и достигался эффект ионизации дуги. Известны также работы по нанесению на электрод нескольких слоев материалов, каждый из которых имел заданную электропроводность или термостойкость [6]. Испытания этих электродов показали приемлемые результаты. Однако ни один из этих способов не нашел широкого применения в промышленности. Так, сквозное отверстие повышало расход электродов, применение масла сопряжено со взрывоопасностью, а нанесение слоев обуславливало очень высокую стоимость электродов.

В ИЭС им. Е.О. Патона применительно к ДСП ПТ были разработаны многофункциональные электроды, имеющие твердую активную вставку или фитиль. Эти электроды получили название фитильных электродов. Фитиль в электроде получают путем сверления в обычном (монокристаллическом) электроде одного или нескольких вертикальных отверстий, которые заполняются различными компонентами, в т.ч. содержащими элементы I и II групп таблицы Менделеева с низкой работой выхода электронов. Благодаря этому, в прикатодной области электрода создаются благоприятные термодинамические условия для ионизации газов столба дуги. В результате принципиально изменяются параметры дуги, ее вольт-амперная характеристика (ВАХ), форма рабочего торца электрода и другие характеристики, обуславливающие возможность оптимизации технологических и электрических режимов и, как следствие, улучшение технико-экономических показателей работы печи. Об этом свидетельствуют результаты лабораторных и промышленных исследований, позволяющие говорить о реальной возможности создания промышленных крупногабаритных фитильных электродов [7]. ДСП ПТ явились объектом наших исследований еще и потому, что в этих печах отсутствует переполяризация дуги и, следовательно, наиболее полно проявляются свойства фитиля. В данной статье мы приводим данные только по одному из эффектов фитильного электрода — снижению расхода электроэнергии.

В процессе исследований и испытаний фитильных электродов было проведено более 100 промышленных экспериментальных плавов, опробовано 10 составов фитилей, 7 экспериментальных электрических режимов и др. Было четко установлено, что имеет место экономия активной до 10 % и снижение реактивной мощности до 23 % в зависимости от электрического режима и состава фитилей.

Работы проводились на 12-тонной ДСП ПТ с набивной кислой футеровкой с использованием графитированных электродов диаметром 350 мм на переплаве отходов FeSiMn. Нестабильное качество шихты (значительный разброс по химическому и фракционному составу, а также по содержанию CaO) обуславливает значительный разброс значений расхода электроэнергии, если его отнести к одной тонне годного ферросплава. Поэтому удельный расход активной электроэнергии в конкретных условиях производства принят как расход на плавку (на исходную массу шихты), (p , кВт·ч/пл) и сравниваемые показатели приняты как средние по максимальному количеству идентичных плавов. Схема измерений электрических параметров на ДСП ПТ приведена на рис. 1.

Программа работ предусматривала:

проведение сравнительных испытаний различного состава фитильных и монокристаллических электродов на серийных режимах (рис. 2);

оценку влияния на расход электроэнергии коротких и длинных дуг в сравнении с серийным режимом (рис. 3);

оценку влияния пониженного напряжения источника питания (рис. 4).

Из рис. 2 следует, что фитильные электроды (Ф1, Ф2 и Ф6) на серийных режимах обеспечивают снижение расхода активной электроэнергии в сравнении с монокристаллическими (М1 и М2) и ниппелями (Н) на 2,4...5,3 %. Для сравнения здесь же приведены данные по плавкам на полой электроде (П).

Известно, что эффективным средством экономии электроэнергии является работа печи на длинных дугах [8]. Говоря о длине дуги применительно к фитильному электроду следует иметь в виду, что

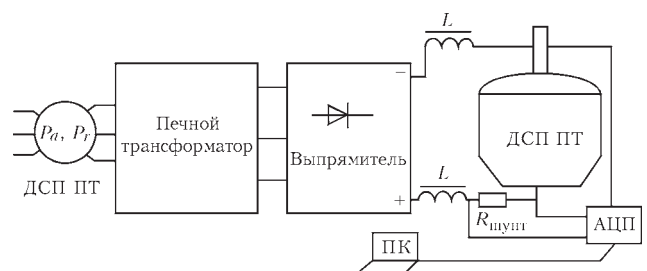


Рис. 1. Схема измерения электрических параметров, где: P_a , P_r — счетчики активной и реактивной энергии; L — дроссель; $R_{шунт}$ — токоизмерительный шунт; АЦП — аналогово-цифровой преобразователь L-CARD E14-140/D; ПК — компьютер с установленной программой LGratf

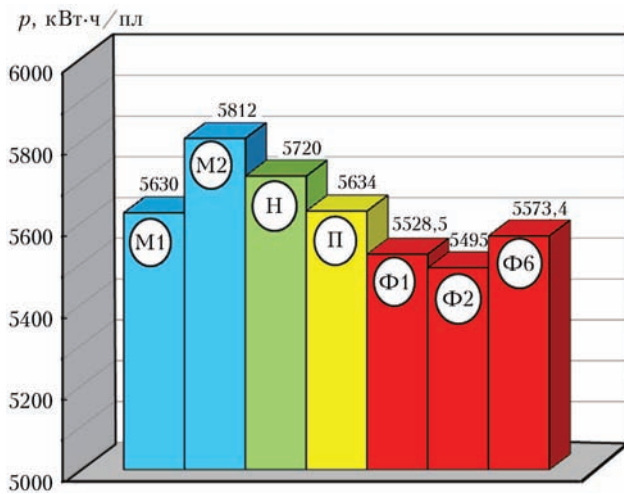


Рис. 2. Удельный расход активной электроэнергии (кВт·ч/пл) на плавках по серийному режиму с использованием монокристаллических (M1, M2), ниппеля (H), полого (П) и фитильных электродов (Ф1, Ф2, Ф6) опытных составов (8-я ступень напряжения) торец фитильного электрода всегда имеет форму вогнутой полусферы, что принципиально отличает его от монокристаллического электрода. Поэтому длина дуги фитильного электрода L_{ϕ} складывается из длины ее открытой L_0 и закрытой L_3 части. При этом L_{ϕ} всегда в 1,3...1,5 раза больше L_d монокристаллического электрода при равных параметрах электрического режима, что обусловлено наличием фитиля и его составом. В данной работе за исходное условие бралось практическое равенство длины дуги монокристаллического L_m электрода и открытой части дуги фитильного электрода L_0 в условиях серийного электрического режима. Увеличение (или уменьшение) длины дуги L_0 осуществлялось путем соответствующей корректировки напряжения дуги и тока во второй половине плавки (после второй завалки шихты).

Сравнительные результаты этих исследований приведены на рис. 3. Видно, что работа на длинных дугах обеспечивает снижение удельного рас-

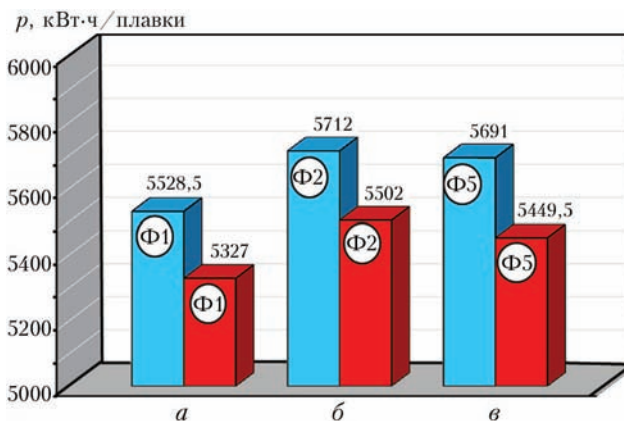


Рис. 3. Удельный расход активной электроэнергии (кВт·ч/пл) на плавках с фитильными электродами на короткой и длинной дуге, где: а — серийная и длинная дуга (электрод Ф1); б — короткая и длинная дуга (электрод Ф2); в — короткая и длинная дуга (электрод Ф5)

хода электроэнергии на фитильных электродах в среднем на 4 %, а в сравнении с монокристаллическими электродами — на 8,3 %. Надо отметить, что по причине низкой стойкости набивной кислой футеровки, используемой для переплава отходов FeSiMn, даже при сравнительно небольшом увеличении длины дуги (на 10...15 %) оказалось невозможным в достаточной мере выявить влияние фактора длинной дуги фитильных электродов на экономию электроэнергии. По-нашему мнению, здесь имеется определенный резерв в части экономии электроэнергии, который должен проявиться при плавке стального лома на печи с основной футеровкой. Еще одним фактором, обеспечивающим экономию активной электроэнергии на фитильных электродах, стала устойчивая работа печи на пониженных напряжениях печного трансформатора (рис. 4). Из этого рисунка следует, что плавки на электроде Ф2 на длинной дуге и 9-й ступени обеспечили экономию электроэнергии на 2...4 % по сравнению с работой на длинной дуге на 8-й ступени (рис. 4, а, б) (серийный режим на монокристаллических электродах не устойчив на 9-й ступени напряжения). Такая же зависимость наблюдается на других фитильных электродах и ниппелях (рис. 4, в). Важно отметить, что работа печи на длинных дугах обеспечила и самую высокую производительность, определяемую временем плавки (2 ч 4 мин...2 ч 13 мин) как на 8-й, так и на 9-й ступени напряжения без потери температуры металла на сливе. На опытных режимах, предусматривающих короткие дуги, время плавки увеличилось до 2 ч 14 мин...2 ч 20 мин. Более того, фитильные электроды обеспечивают также устойчивую работу печи и экономию электроэнергии на 2,5 % и на 10-й ступени. Эти данные четко свидетельствуют о высокой стабильности дуги фитильных

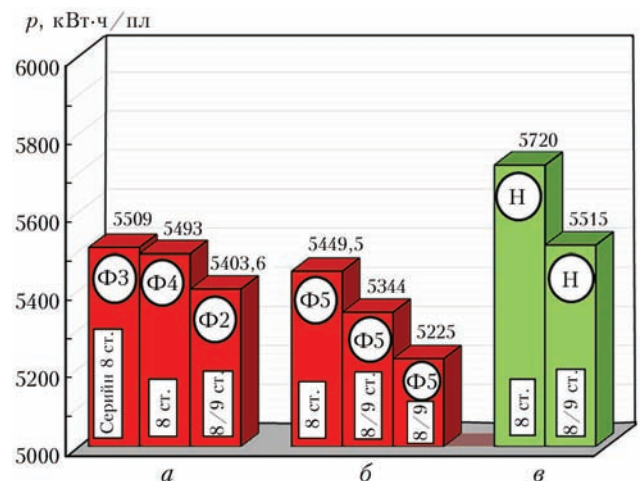


Рис. 4. Удельный расход активной электроэнергии (кВт·ч/пл) на 8-й и 9-й ступенях напряжения, где: а — фитильные электроды Ф2 (V серия), Ф3 и Ф4 (IV серия) (состав F₂); б — фитильный электрод Ф5 (IV серия) (состав F₃); в — ниппель (серийный режим)

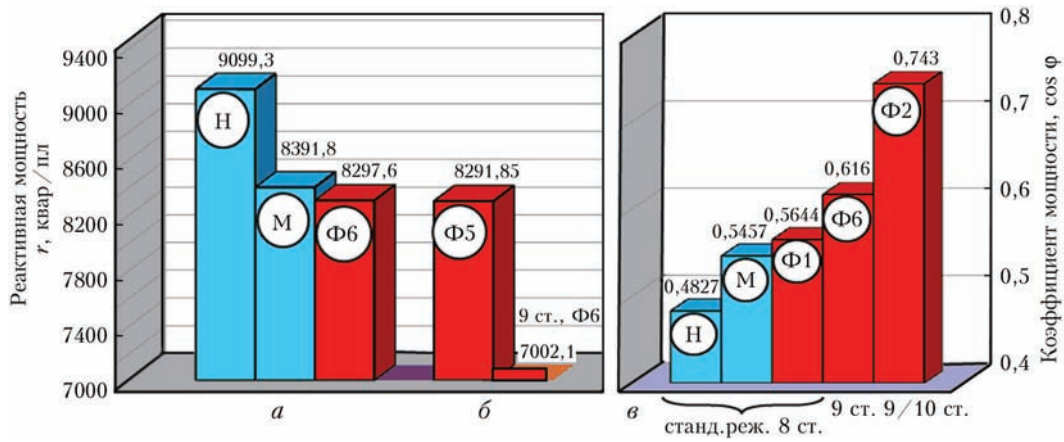


Рис. 5. Сравнительные показатели по снижению реактивной мощности и $\cos \varphi$: а — стандартный режим: ниппель № 5 (Н), монолитные электроды (М) и фитильный электрод Ф6 (пл. 3732...3735); б — стандартный режим, Ф5 и опытный режим № 8 на 9-й ст. напряжения, Ф6; в — $\cos \varphi$ на стандартном режиме 8-й ст.; на опытном режиме 9-й ст.; на опытном режиме 9-й/10-й ст.

электродов и экспериментальных электрических режимов, что обусловлено эффективной работой компонентов фитиля. Таким образом, фитильные графитированные электроды при работе на длинных дугах и низких ступенях напряжения источника питания могут обеспечить до 10 % экономии активной электроэнергии.

Фитильные электроды обеспечивают также существенное снижение потерь реактивной мощности (рис. 5). Уже на плавке по стандартному режиму имеет место снижение потерь реактивной мощности на фитильных электродах в сравнении с ниппелями и монолитными электродами на 8,8 и 1,1 % соответственно (рис. 5, а). Еще больше снижается реактивная мощность при использовании фитильных электродов при низком напряжении трансформатора (9-я ст.) и длинной дуге в сравнении с фитильным электродом на стандартном режиме (рис. 5, б). А в сравнении с ниппелями на стандартном режиме этот показатель снижается на 23 %.

Фитильные электроды также обуславливают рост коэффициента мощности ($\cos \varphi$). Из рис. 5, в следует, что $\cos \varphi$ возрастает с 0,4827 (8-я ст.) при плавке на ниппелях по стандартному режиму до 0,743 при плавке на фитильных электродах по опытному режиму на 10-й ступени.

Для понимания фактов экономии активной электроэнергии и снижения реактивной мощности рассмотрим ВАХ дуг монолитных и фитильных электродов (рис. 6), полученных на экспериментальной установке на модельных электродах диаметром 50 мм для монолитного и пяти экспериментальных составов фитилей.

На промышленных ДСП ПТ-12 плавки ведутся на максимальном токе 17,1...17,3 кА с использованием монолитных и фитильных графитированных электродов с исходным диаметром 350 мм. На установке-модели с электродами диаметром 50 мм указанный ток соответствует току 345...350 А. Как видно на рис. 6, при использовании фитильных

электродов (в зависимости от их состава) один и тот же ток достигается при существенно меньшем напряжении, чем в случае монолитного электрода. Такое снижение напряжения обеспечивается присутствием в материале фитиля веществ с низкой работой выхода электронов. Одним из важнейших следствий присутствия таких веществ является существенное уменьшение падения напряжения на катодном пятне.

Падение напряжения на катодном пятне и других участках дуги было определено с помощью замеров потенциала на конце зонда, перемещаемого по всей длине дуги. На основании этих данных был выполнен количественный анализ параметров дуги (см. табл. 1). Замеры проводились при длине дуг 15 мм.

Как следует из данных таблицы, имеет место одно из принципиальных отличий в параметрах дуг — падение напряжения на катодном пятне фитильного электрода в 2...3 раза ниже, чем у дуги монолитного электрода. Это явление объясняет существенное снижение тепловых потерь в прикатодной области. В совокупности со стабильной привязкой дуги на фитиле и стабильным электрическим режи-

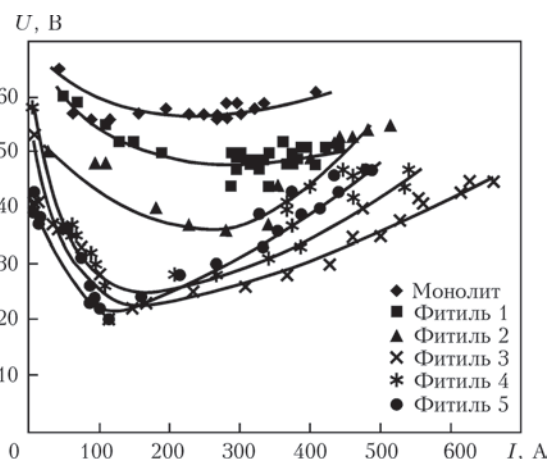


Рис. 6. Вольт-амперные характеристики (ВАХ) дуг, полученные на монолитном и фитильных электродах

Таблица 1. Электрические параметры дуг при длине 15 мм*

Показатель	Монолит	Фитиль F3	Фитиль F4	Фитиль F5
Общее напряжение на дуге U_d , В	52	36	41	39
Катодное напряжение U_k , В	18	6	7,5	9
Напряжение столба дуги U_c , В	20	20	20,5	19
Анодное напряжение U_a , В	14	10	13	11
Ток дуги I_d , А	300	420	320	313
Общая мощность P_d , Вт	15608 (100 %)	15128 (100 %)	13120 (100 %)	12226 (100 %)
Мощность катода P_k , Вт	5403 (35 %)	2521 (17 %)	2400 (19 %)	2821 (23 %)
Мощность столба P_c , Вт	6003 (38 %)	8404 (56 %)	6560 (51 %)	5956 (49 %)
Мощность анода P_a , Вт	4202 (27 %)	4202 (28 %)	4160 (30 %)	3448 (28 %)

*Приведены средние данные по трем замерам.

мом плавки, это обуславливает отмеченную выше экономию активной электроэнергии.

Несколько иначе обстоит дело с реактивной мощностью. На первый взгляд выглядит довольно странным факт столь высоких показателей реактивной мощности (соизмеримых с активной мощностью) в электрической цепи выпрямленного тока. Вместе с тем известно, что в цепях, содержащих накопители энергии (дрессель, конденсатор) и нелинейный элемент, могут возникать автоколебания или так называемый детерминированный хаос [9]. Таким элементом цепи в ДСП ПТ является электрическая дуга, обладающая свойствами нелинейного активного (нереактивного) накопителя энергии.

Ниже приведены осциллограммы напряжения (верхнее окно) и тока (нижнее окно), которые были записаны на промышленных ДСП ПТ-12 для монолитного и фитильного электродов на стандартных режимах (рис. 7 и 8 соответственно). Как видно, амплитуда пульсаций как тока, так и напряжения (особенно напряжения) существенно больше в случае монолитного электрода, вплоть до переполяризации напряжения. Здесь диапазон колебаний напряжения на дуге составил +50...-350 В, а колебания падения напряжения на шунте составили 45...58 мВ, что соответствует колебаниям тока в диапазоне 14,6...18,8 кА. Для случая фитильного электрода эти показатели составили 10...350 В и 14,9...17,8 кА соответственно. Таким образом, диапазон колебаний напряжения и тока у фитильных электродов на 15 и 31 % соответственно меньше, чем у монолитных электродов.

Уменьшение амплитуды пульсаций означает уменьшение переменной составляющей тока и, следовательно, снижение реактивной мощности до 23 %.

Чтобы объяснить влияние активирующих компонентов добавок фитиля на уровень пульсации

электрических параметров дуги следует снова вернуться к ВАХ дуг. Для большей наглядности приведенные на рис. 6 зависимости $U = f(I)$ пересчитаем в зависимость сопротивления дуги от тока $R = f(I)$. Экспериментальные данные были обработаны также с помощью пакета программ Scilab, и получены математические зависимости $R = f(I)$ для каждого рассмотренного случая. Результаты математической обработки экспериментальных замеров представлены на рис. 9.

Как отмечалось выше, диапазону номинальных токов плавки в промышленной печи ДСП ПТ-12 в модельных условиях на электродах диаметром 50 мм соответствуют токи 345...350 А. В табл. 2 приведены некоторые результаты математической обработки осциллограмм дуг на модельных электродах.

Показателем нелинейности ВАХ для заданного значения тока является угол наклона касательной к кривой зависимости сопротивления дуги от тока $R = f(I)$. Значение тангенса этого угла равно первой производной dR/dI в данной точке. Линейная зависимость ВАХ характеризуется постоянством сопротивления, т.е. горизонтальной линией зависимости сопротивления от тока.

Значение производной dR/dI для тока 345...350 А можно считать показателем нелинейности ВАХ — чем больше dR/dI отлично от нуля, тем больше ВАХ отличается от линейной зависимости, и, как видно из приведенных данных, у фитильных электродов этот показатель ближе к нулю, чем у монолитного электрода. Иными словами, чем ближе ВАХ дуги находится к линейной зависимости в рабочем диапазоне токов, тем меньше пульсации тока и напряжения, обуславливающие снижение реактивной мощности при работе на фитильных электродах, а также в меньшей мере выражено явление автоколебаний в электрической цепи ДСП ПТ.

Расход монолитных и фитильных электродов на последних сериях опытных промышленных плавок был, практически, одинаков и составил

*Методика измерений будет приведена в последующих публикациях.

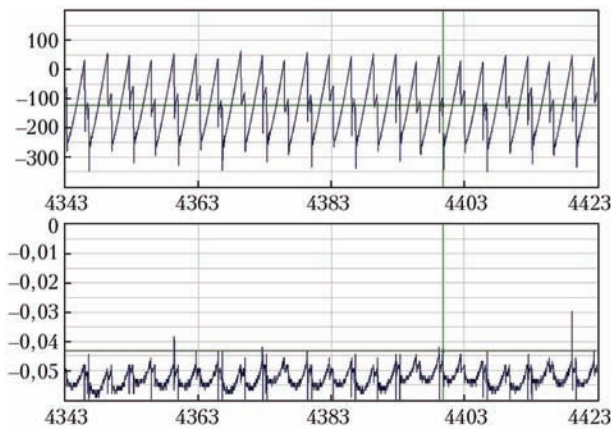


Рис. 7. Осциллограмма плавки № 3739. Монолитный электрод. Ступень 8. Режим стандартный (запись 03.06.2014 13:58)

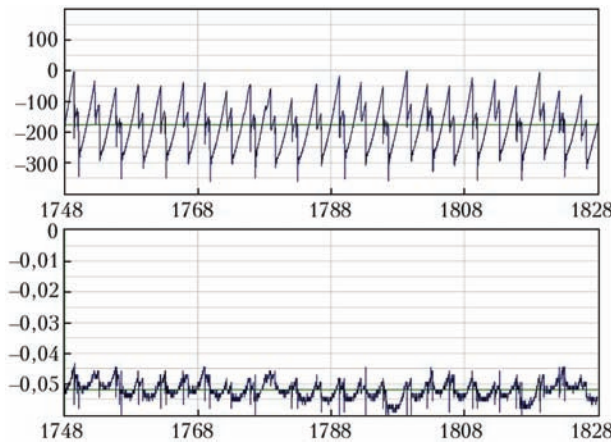


Рис. 8. Осциллограмма плавки № 3678. Фитильный электрод Ф1. 8-я ступень. Режим стандартный

22...26 кг/пл. Этот показатель требует дополнительных исследований, так как на него определенное влияние оказывает, в частности, форма и глубина полусферы на торце фитильного электрода, состав фитиля и т.п.

Стабильная, привязанная к центру дуга фитильного электрода, обуславливает также снижение уровня шума при работе ДСП ПТ. Этот факт был сразу отмечен обслуживающим персоналом.

По-нашему опыту, технология изготовления фитилей в графитированных электродах (сверление отверстия, приготовление смеси и ее набивка) достаточно проста. Поэтому производство фитильных электродов может быть организовано как на заво-

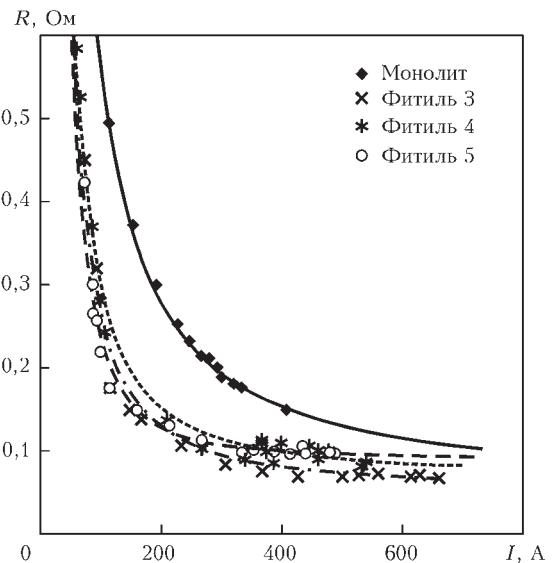


Рис. 9. Зависимость сопротивления дуги от тока $R = f(I)$ для монолитного и фитильных электродов

де-изготовителе электродов, так и на металлургическом заводе — потребителе электродов.

Как отмечалось выше, фитильные электроды следует рассматривать как универсальный инструмент для управления процессами плавки и оптимизации технико-экономических показателей работы печи. Одним из преимуществ применения фитильных электродов являются приведенные в данной статье результаты по экономии электроэнергии. Отметим несколько, на наш взгляд, перспективных исследовательских работ по фитильным электродам.

Важной отличительной особенностью фитильных электродов является то, что рабочий торец такого электрода во время плавки всегда имеет форму вогнутой полусферы, независимо от состава фитиля и параметров электрического режима. Эта полусфера предопределяет два основных технологических фактора. Во-первых, она может концентрировать в себе до 50 % мощности дуги. Это в сочетании с высокой стабильностью длинных дуг на фитильных электродах должно способствовать эффективному расплавлению крупногабаритной шихты. Во-вторых, края полусферы надежно экранируют значительную часть дуги, предохраняя от перегрева футеровку стен и свода печи. Как

Таблица 2. Результаты математической обработки осциллограмм дуг на модельных электродах диаметром 50 мм

Электрод	Уравнение зависимости $R = f(I)$, Ом	Уравнение производной dR/dI , Ом/А	Значение dR/dI при $I = 350$ А, Ом/А
Монолитный	$R(I) = 128,56 \cdot I^{-2} + 0,056$	$dR/dI = -154,274I^{-2,2}$	$-3,903 \cdot 10^{-4}$
Фитиль 3	$R(I) = 208,52 \cdot I^{-1,5} + 0,055$	$dR/dI = -312,777I^{-2,5}$	$-1,365 \cdot 10^{-4}$
Фитиль 4	$R(I) = 230,52 \cdot I^{-1,5} + 0,071$	$dR/dI = -345,783I^{-2,5}$	$-1,509 \cdot 10^{-4}$
Фитиль 5	$R(I) = 1512,84 \cdot I^{-2} + 0,090$	$dR/dI = -3025,671I^{-3}$	$-0,706 \cdot 10^{-4}$

следствие, должен снизиться расход огнеупоров, уменьшится количество ремонтов печи, и следовательно, возрастет ее производительность.

Надо ожидать также уменьшения выбросов газов и пыли в атмосферу цеха и снижения угара легирующих элементов.

Еще одной перспективной и важной задачей мы считаем исследование возможности уменьшения диаметра крупногабаритных графитированных электродов для ДСП ПТ при прочих равных условиях в сравнении с монолитными электродами.

Естественно, что каждое металлургическое предприятие имеет свои стоимостные показатели для оценки того или иного экономического фактора плавки. Применительно к ДСП ПТ-12 с учетом только приведенных показателей по экономии активной электроэнергии и снижения реактивной мощности, стоимость материалов и изготовление фиделя для одного графитированного электрода не превышает 20 % от суммы полученной экономии.

Выводы

Установлено, что дуга фидельного электрода всегда устойчиво держится на фиделе и не мигрирует по торцу электрода, характеризуется высокой стабильностью при большой длине и на низких напряжениях источника питания.

Падение напряжения в прикатодной области фидельного электрода всегда в 2...3 раза меньше, чем у монолитного электрода, что существенно снижает потери тепла в этой части электрода.

Амплитуда колебаний напряжения и тока дуги фидельного электрода, в среднем, на 15 и 31 % соответственно, ниже, чем у монолитного электрода.

Установлено, что на промышленных ДСП ПТ-12 при переплаве отходов FeSiMn, обеспечивают-

ся: экономия активной электроэнергии до 10 %; снижение реактивной мощности до 23 %; повышение $\cos \varphi$ с 0,48 до 0,74; снижение уровня шума; устойчивый электрический режим в широком диапазоне изменений электрических параметров и длин дуг.

Определены перспективные направления исследований свойств фидельных электродов для ДСП ПТ.

1. Дюдкин Д.А., Кисленко В.В. Производство стали. — Т. 1. — М.: Теплотехник, 2008. — 528 с.
2. Белковский А.Г., Кац Я.Л., Криснянский М.В. Современное состояние и тенденции развития технологии производства стали в ДСП и их конструкций (ОАО АХК «ВНИИМЕТМАШ» // Сталеплавильное производство. Бюллетень «Черная Металлургия». — 2013. — № 3. — С. 73–75.
3. Rob Boom. Breakthrough development in ironmaking and steelmaking: collaboration or competition // 2nd Intern. conf. «Advanced in Metallurgical Processes and Materials» Ad-Met, 2015. — P. 9–14.
4. Украинская Ассоциация сталеплавильщиков. Информац. портал о черной и цветной металлургии. Апрель 2015 г.
5. Окорочков Н.В., Никольский Л.Е., Егоров А.В. Влияние трубчатых электродов на тепловую работу дуговой электросталеплавильной печи // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. — 1952. — № 9. — С. 105–110.
6. Воденников С.А. Изучение возможности снижения электросопротивления графитированных электродов. — Запорожье: ЗГИА, Металлургия. — 2001. — Вып. 5, С. 33–134.
7. Фидельные электроды электродуговых печей / Б.Е. Патон, В.И. Лакомский и др. // Черные металлы. — 2011. — № 5. — С. 13–15.
8. Казачков Е.А., Чепурной А.Д. Пути повышения производительности дуговых сталеплавильных печей // Вісник Призовського державного технічного університету. — 2005. — Вип. — № 15. — С. 1–5.
9. Сидорец В.Н., Пентегов И.В. Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 272 с.

It was outlined that the world production of steel during recent decade is continuously growing. Moreover, the amount of steel, melted in arc melting furnaces of alternating (EAF) and direct current (EAF DC) is increased. By possessing a number of technological advantages the EAF DC are actively implemented at the metallurgical enterprises. The effective means for improvement of technical-economical values of EAF DC are the cored graphitized electrodes, developed at the E.O. Paton Electric Welding Institute. The research works of the first stage, carried out in the industrial furnaces of EAF DC-12 types showed that the arc of the cored electrodes is always maintained in the electrode center, a stable electric mode of melting at long arcs and low voltages of the power source is provided. It was found that the voltage in the near-cathode zone, as well as the range of pulsations of current and voltage of the cored arc is much lower than that in conventional (monolithic) graphitized electrode. These factors stipulated the saving of active electric power, reduction in reactive losses, increase in $\cos \varphi$ and decrease in level of the furnace noise. The further our works are directed to the investigation of effect of cored electrodes on the resistance of refractories, efficiency of furnaces, consumption of electrodes, as also the feasibility of application of cored electrodes of smaller diameter as compared with a monolithic electrode. 9 Ref, 2 Tables, 9 Figure.

Key words: cored graphitized electrodes; arc steel melting furnaces of alternating and direct current; active and reactive electric power; volt-ampere characteristic; pulsations of current and voltage

Поступила 01.12.2015

6-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО МОДЕЛИРОВАНИЮ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛИ «SteelSim 2015»

23–25 сентября 2015 г. в г. Бардолино (Италия) состоялась 6-я Международная конференция, посвященная моделированию металлургических процессов в производстве стали «SteelSim 2015».

Конференция организована Итальянским обществом металлургии (Associazione Italiana di Metallurgia (AIM)) при поддержке компаний Ecotro Valente (Италия), JMatPro (Великобритания), Thermo-Calc Software AB (Швеция), Transvalor S.A. (Франция) и TES (Италия). Председатели конференции — президент AIM проф. Карло Мапелли (Италия) и проф. Бруно Бэкмайр (Австрия). В состав научного комитета конференции вошли представители Германии, Италии, Канады, Чехии, Австрии, Франции.

В работе конференции приняли участие представители не только университетов и научно-исследовательских центров (более 50 организаций), но и представители крупных промышленных компаний: Danieli (Италия), SMS Mevac (Германия), POSCO (Южная Корея), VoestAlpine Stahl (Австрия), ArcelorMittal (Франция), ThyssenKrupp Steel (Германия), VDEh (Германия), Mintek (ЮАР), TATA Steel (Нидерланды), Finkl Steel (Канада) и др.

В течение трех дней работали секции: внепечная обработка стали, разливка и затвердевание (5 докладов); затвердевание и прокатка (4); сталеплавильное производство и тепловые процессы в металлургии (7); прогнозирование микроструктуры (13); разливка и затвердевание (22); формоизменение и термомеханическая обработка металла (3). Также представлено 5 стендовых докладов. Всего заслушано и обсуждено 60 докладов представленных специалистами из 19 стран мира: Германии (14), Австрии (7), Великобритании (6), Польши (5), Италии (4), Швеции (3) и др.

Моделированию процессов специальной электрометаллургии посвящено 3 работы: одна по ЭШП [1] и две по ВДП [2, 3].

Проф. Б. Бэкмайр (Montanuniversitaet Leoben, Австрия) в своем вступительном докладе отметил, что вычислительная техника в сталеплавильном производстве применяется уже почти 60 лет и пионером в этой области в 1957 г. стала британская ассоциация BISRA.

Большой интерес среди участников конференции вызвал доклад компании Danieli (Италия), посвященный созданию искусственной нейронной сети для отслеживания и прогнозирования температуры металлической ванны при ДСП [4]. В среде MatLab создана нейронная сеть, которую обучили на основе 1240 реальных плавов. Статистическая проверка сети показала, что средняя ошибка прогнозирования температуры составила 4,2 °С, а регрессия находится на уровне 0,86. Такой результат разработчики сочли удачным и внедрили модель на заводе Acciaierie Bertoli Safau (Италия). В течение 236 плавов был проведен еще один цикл обучения и адаптации, после чего сеть активно работала на протяжении 547 плавов. Благодаря использованию нейронной сети удалось добиться снижения температуры ванны на 10 °С и снизить энергозатраты на плавку.

Наибольшее число докладов (22) было представлено в секции «Разливка и затвердевание».

Представитель TATA Steel (Нидерланды) Д. Ван Одик показал результаты исследования влияния технологических параметров разливки на характер движения потоков металла в кристаллизаторе при непрерывной разливке слябовых заготовок 225×1300/1500/1700 мм на МНЛЗ № 21 завода TATA Steel Ijmuiden [5]. Он отметил, что опыт TATA Steel Ijmuiden позволяет утверждать, что особенности движения металла вблизи мениска прямо влияют на образование поверхностных дефектов в непрерывно литой заготовке, а организация движения металла с двойным завихрением обеспечивает снижение дефектности. В работе исследованы влияние на движение металла в кристаллизаторе электромагнитного торможения (устройства торможения расположены в верхней и нижней частях кристаллизатора), ширины кристаллизатора (1300, 1500 и 1700 мм) и скорости разливки (1,85, 1,60 и 1,45 м/мин соответственно для обеспечения одинаковой производительности). Рассмотрены три варианта работы устройств электромагнитного торможения: торможение отключено; включено; включено только нижнее тормозящее устройство, а верхнее отключено. При отключенном торможении имеет место глубокое проникновение струи жидкой стали в кристалли-

затор, что негативно влияет на рост твердой корочки и увеличивает риск захватывания неметаллических включений. Включение верхнего и нижнего устройств торможения резко уменьшает глубину проникновения струи, однако не способствует развитию вторичных завихрений. Включение только нижнего устройства торможения не только снижает скорость струи, но и способствует образованию двойных завихрений с небольшой циркуляцией вблизи мениска. Интересно, что большая часть сортамента на Ijmuiden CC21 сегодня разливается с использованием верхнего и нижнего устройств торможения, поэтому результаты данной работы наверняка станут основанием для проведения более глубоких исследований и, возможно, позволят решить проблему поверхностных дефектов в непрерывно литых заготовках.

Проф. Д. Шариари (ETS, Канада) представил результаты работы по исследованию влияния технологических параметров разливки на время затвердевания слитка [6]. В программе Transvalor TherCast моделировали затвердевание 40-тонных слитков из низколегированной стали 25CrMo4 и нержавеющей стали 25-20. Для изучения влияния температуры подогрева изложницы, времени (скорости) и температуры разливки провели серию из 54 численных экспериментов с использованием канадского суперкомпьютера. Установлено, что скорость заливки незначительно влияет на время затвердевания: при увеличении скорости в 1,5 раза продолжительность затвердевания увеличивается на 10 мин (1,2 %). Продолжительность затвердевания слитка можно уменьшить почти на 1,6 ч (12 %), если одновременно снизить температуру разливки и уменьшить подогрев изложницы. Время затвердевания слитка увеличивается при повышении температуры подогрева изложницы с 13,01 ч до 13,79 ч при увеличении температуры подогрева до 350 °С и температуре разливки 1570 °С. Интересно, что при дальнейшем повышении температуры изложницы до 550 °С время затвердевания слитка уменьшается и составляет 13,34 ч. Для проверки результатов моделирования на заводе компании Finkl Steel отлили 40-тонный слиток из стали 25CrMo4, однако технологические параметры, выбранные для отливки такого слитка, авторы не раскрывают. Во время заливки и во время затвердевания измеряли температуру изложницы. Расчетные данные хорошо согласуются с результатами реального эксперимента, расхождение между измеренной и рассчитанной температурой изложницы составило менее 4 %.

На основе приведенных данных авторами работы построен график зависимости времени за-

твердевания слитка от температуры подогрева изложницы, который еще раз показывает, что при увеличении подогрева время затвердевания может уменьшаться. Авторы получили необычные результаты и, возможно, обнаружили новое интересное явление, однако никаких объяснений его в данном докладе приведено не было.

В работе конференции принимали участие представители компаний-разработчиков программного обеспечения для компьютерного моделирования, в том числе и для моделирования металлургических процессов (MAGMA, ANSYS Fluent, ProCAST, DeForm, Forge, Thercast, Thermo-Calc и др.).

Представитель MAGMA (Германия) И. Хан обратил внимание на то, что собственно моделирование достигло настолько высокого уровня, что расчет заливки и затвердевания слитка стал достаточно простой задачей. Поэтому необходимо перейти к оптимизации моделирования для повышения информативности результатов и уменьшения трудозатрат, необходимых для их получения [7]. Он отметил, что проведение и оптимизация цикла численных экспериментов позволяет определить наиболее важные технологические параметры процесса.

Интересно, что основная часть представленных в докладах результатов моделирования процессов затвердевания получена с использованием специализированного коммерческого программного обеспечения (TherCast, ProCAST, MAGMA и др.), гидродинамику при разливке стали моделировали с помощью мультифизических расчетных комплексов (ANSYS и Comsol), а для прогнозирования микроструктуры в основном использовали программы собственной разработки. Отметим, что для расчета термодинамических и механических свойств материалов повсеместно использовали программу Thermo-Calc.

Конференция «SteelSim 2015» еще раз показала, что современное высокотехнологичное металлургическое производство уже сложно представить без применения компьютерных программ и компьютерного моделирования. Более того, ряд физических и термодинамических явлений, а также технологических особенностей металлургических процессов можно изучить только с помощью компьютерных моделей.

Организаторы сообщили, что следующая 7-я конференция «SteelSim 2015» состоится в 2017 г. и будет проведена в Китае.

1. *Simulation of electrical and thermal phenomena at electroslag remelting on a three-phase circuit* / L. Medovar, Ye. Volchenkov, V. Petrenko et al. // Proc. of the 6th Intern. conf. on Modelling and Simulation of Metallurgical Processes in Steelmaking (SteelSim). — Bardolino, 2015.

2. *Modelling* the vacuum arc remelting process in rectangular geometries / C. Schubert, M. Eickhoff, A. Rueckert et al. // Там же.
3. *Measurement* of emission coefficients for Alloy 718 to improve numerical simulation of industrial scale VAR process / M. Eickhoff, A. Rueckert, H. Pfeifer et al. // Там же.
4. *Artificial* neural network approach for molten bath temperature tracking on EAF/VD / S. Guanin, V. Dimitrijevic, M. Picciotto et al. // Там же.
5. *Impact* of casting parameters on mould fluid flow in the IJmuiden CC21 / D. van Odyck, Mr. Singh, D. van der Plas, H. Wouters // Там же.
6. *3D numerical* simulation of solidification of large size ingots of high strength steels / D. Shahriari, A. Loucif, M. Jahazi et al. // Там же.
7. *Hahn I.*, Hepp E., Schneider M. From simulation to virtual optimization of ingot and continuous casting processes // Там же.

Е.А. Волченков

НИКОПОЛЬСКОМУ ЗАВОДУ ФЕРРОСПЛАВОВ 50 ЛЕТ

Флюсы для электрошлакового переплава стали

Марка	Содержание по техническим условиям, %										
	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MnO	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	MgO	C	S	P
	не более										
АНФ-1	≥ 90	≤ 3	≤ 5	≤ 2,5	–	0,5	–	–	0,1	0,05	0,02
АНФ-1-1	≥ 90	≤ 3	≤ 5	≤ 2,5	–	0,5	0,05	–	0,05	0,05	0,02
АНФ-1-3-0	≥ 85	≤ 8	≤ 8	≤ 1,0	–	0,5	0,05	–	0,03	0,05	0,02
АНФ-6	Основа	25–31	≤ 8	≤ 2,5	–	0,5	0,05	–	0,1	0,05	0,02
АНФ-6-1	Основа	25–31	≤ 8	≤ 2,5	–	0,5	0,05	–	0,05	0,05	0,02
АНФ-6-2	Основа	25–31	≤ 8	≤ 1,0	–	0,5	0,05	–	0,1	0,05	0,02
АНФ-6-3	Основа	25–31	≤ 8	≤ 1,0	–	0,5	0,05	–	0,05	0,05	0,02
АНФ-6-3-0	Основа	25–31	≤ 8	≤ 1,0	–	0,5	0,05	–	0,03	0,05	0,02
АН-295	11–17	49–56	46–31	≤ 2,5	–	0,5	0,05	6,0	0,1	0,05	0,02
АНФ-28	41–49	≤ 5	26–32	20–24	–	0,5	–	≤ 6	0,1	0,06	0,03
АНФ-29	37–45	13–17	24–30	11–15	–	0,5	–	2–6	0,1	0,06	0,03
АНФ-32	34–42	24–30	20–27	5–7	0,3–1,3	0,5	–	2–6	0,1	0,06	0,03
АНФ-35	24–30	28–32	20–26	4–8	–	0,5	–	12–16	0,1	0,06	0,03

Флюсы сварочные

Марка	Содержание по стандарту, %					
	SiO ₂	MnO	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	CaF ₂
АН-60	42–46	36–41	≤ 10	≤ 3	≤ 6	5–9
АН-20С	19–24	≤ 0,5	3–9	9–13	27–32	25–33
АНФ-26С	29–33	2,5–4,0	4–8	15–18	19–23	20–24
АН-43	18–22	5–9	14–18	≤ 2	30–36	17–21
АН-47	28–33	11–18	13–17	6–10	9–13	8–13
АН-17М	18–22	≤ 3	14–18	8–12	24–29	21–25
ОСЦ-45М	38–44	38–44	≤ 10	≤ 3	≤ 6	6–9
АН-67Б	12–16	14–18	≤ 10	–	35–40	11–16
АН-68М	25–30	20–28	9–11	–	19–25	10–13
АН-348А	40–44	31–38	≤ 12	≤ 7	≤ 6	3–6
АН-348В	40–44	30–34	≤ 12	≤ 7	≤ 8	3–6

Марка	Содержание по стандарту, %						
	Fe ₂ O ₃	Ca ₂ O+Na ₂ O	ZrO ₂	TiO ₂	C	S	P
	не более						
АН-60	≤ 0,9	–	–	–	–	0,05	0,05
АН-20С	≤ 0,8	2,0–3,0	–	–	–	0,06	0,03
АНФ-26С	≤ 1,5	–	–	–	0,05	0,08	0,08
АН-43	2–5	–	–	–	–	0,05	0,05
АН-47	0,5–3,0	–	1,1–2,2	4–7	–	0,05	0,08
АН-17М	2,0–5,0	–	–	–	–	0,05	0,05
ОСЦ-45М	0,5–2,0	–	–	–	–	0,12	0,10
АН-67Б	≤ 1,0	0,5–2,5	–	4–7	0,1	0,05	0,05
АН-68М	≤ 1,2	≤ 2,5	–	1–6	0,05	0,05	0,05
АН-348А	0,5–2,0	–	–	–	–	0,12	0,12
АН-348В	0,5–2,0	–	–	0,5–0,6	–	0,12	0,13

ПАМЯТИ Г.А. БОЙКО



16 марта 2016 г. на 82-м году жизни скоропостижно скончался Георгий Александрович Бойко — известный украинский ученый в области металлургии и технологии металлов, доктор технических наук, профессор, лауреат Государственной премии УССР.

Г.А. Бойко родился 12 декабря 1934 г. в Киеве. Закончил в 1958 г. Киевский политехнический институт по специальности «Технология и оборудование сварочного производства». Научно-производственную деятельность начал после окончания КПИ в ИЭС им. Е.О. Патона. Занимал должности от инженера до руководителя отраслевой лаборатории. Первые его работы были посвящены разработке метода деформирования негабаритных обечаек цементных печей большого диаметра с целью возможности их транспортировки железной дорогой, эффективных конструкций штампосварных теплообменников и др.

Им было открыто и исследовано явление образования вакуума в герметичном зазоре между свариваемыми без расплавления основного металла металлическими поверхностями во время нагрева за счет растворения газов воздуха в зазоре, которое сопровождалось очищением поверхностей металла от оксидов, что облегчало соединение стальных деталей при небольших давлениях. Г.А. Бойко был одним из исследователей и разработчиков способов соединения под давлением разнородных сталей, таких как автовакуумная сварка давлением и прессовая сварка-пайка. Впервые связал явление переноса

углерода на границе соединения разнородных сталей с контактной разницей потенциалов.

В дальнейшем Г.А. Бойко занимался исследованиями и разработками в области специальной электрометаллургии. Созданные с его участием технологические процессы доказали преимущество литого металла по плотности структуры, чистоте от неметаллических включений, вязкости, пластичности, отсутствию анизотропии свойств по сравнению с деформированным металлом обычного производства. Эти результаты стали основой для создания промышленной технологии электрошлакового литья (ЕШЛ) в водоохлаждаемых литейных формах. Им разработаны и введены в производство технологические процессы ЕШЛ таких ответственных изделий, как коленчатые валы больших судовых дизелей, детали тяжелых промышленных тракторов и механических прессов, корпусов энергетической арматуры для атомных электростанций и т.п.

В последние годы Г.А. Бойко работал в Центральном научно-исследовательском институте вооружения и военной техники Вооруженных Сил Украины, являясь главным редактором периодического научно-технического журнала «Вооружение и военная техника».

Награжден медалями СССР, золотыми медалями ВДНХ СССР и Выставки передового опыта УССР. Автор более 400 печатных трудов, в том числе десяти монографий, четыре из которых переизданы в Англии, Японии и Китае и 140 авторских свидетельств. Подготовил четырех кандидатов наук.

Георгий Александрович был высокообразованным и доброжелательным человеком, которого уважали коллеги и друзья.

Подписано к печати 24.03.2016. 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.
