

**Учредители:** Национальная академия наук Украины  
Институт электросварки им. Е. О. Патона  
Международная ассоциация «Сварка»

**Издатель:** Международная ассоциация «Сварка»

Выходит 4 раза в год

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

Главный редактор  
**Б. Е. Патон**

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ  
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Г. М. Григоренко (Украина)  
В. И. Кашин (Россия)  
Б. Короушич (Словения)  
С. Ф. Медина (Испания)  
А. Митчелл (Канада)  
Б. Е. Патон (Украина)  
В. Рамакришна Рао (Индия)  
Ц. В. Рашев (Болгария)  
Ж. Фокт (Франция)  
Т. Эль Гаммаль (Германия)

**Адрес редакции:**

Украина, 03680, г. Киев-150,  
ул. Боженко, 11  
Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел.: (38044) 528 34 84,  
261 53 90, 529 26 23  
Факс: (38044) 528 04 86  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

**Редакторы:**

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр  
Электронная верстка:  
Д. М. Дяченко, Л. Н. Герасименко,  
И. С. Баташева

Свидетельство  
о государственной регистрации  
КВ 6185 от 31.05.2002

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

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

**СОДЕРЖАНИЕ**

Журналу «Современная электрометаллургия» — 20 лет .....	3
<b>ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ</b>	
<b>Митчелл А., Фредериксон Х.</b> Электрошлаковый переплав высокоазотистых сталей .....	4
<b>Жадкевич М. Л., Биктагиров Ф. К., Шаповалов В. А., Игнатов А. П., Гнатушенко А. В.</b> Применение электрошлаковой плавки для производства ферросплавов из минерального сырья .....	12
<b>Цыкуленко К. А., Федоровский Б. Б., Цыкуленко А. К.</b> Применение биметаллических и огнеупорных материалов в конструкциях кристаллизаторов ЭСП .....	17
<b>ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ</b>	
<b>Ахонин С. В., Миленин А. С., Пикулин А. Н.</b> Моделирование процессов испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении поверхности цилиндрических слитков из сплавов на основе титана .....	21
<b>ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ</b>	
<b>Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А., Торхов Г. Ф., Никитенко Ю. А., Бурнашев В. Р.</b> Исследование технологических параметров плазменно-дугового нагрева при плавке и спиннинговании расплава .....	26
<b>Шаповалов В. А., Мельник Г. А., Жиров Д. М., Ждановский А. А., Цыкуленко К. А.</b> К вопросу о плазменном жидкофазном восстановлении железа из оксидного сырья .....	30
<b>Найдек В. Л., Наривский А. В.</b> Технологический процесс вакуумно-плазменной обработки металлических расплавов .....	33
<b>ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА</b>	
<b>Рудой А. П., Жученко Л. П., Мельник В. Х., Портнов А. П.</b> Влияние рения на свойства высококочистого хрома и его сплавов с лантаном .....	35
<b>ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ</b>	
<b>Жадкевич А. М.</b> Пайка дефектов лопаток авиационных и судовых турбин — прогрессивная технология продления их ресурса (Ретроспективный анализ состояния и перспективы развития) .....	38
<b>Лакомский В. И., Цыбулькин Г. А.</b> Аналитическая модель удельного сопротивления электропроводного сыпучего материала .....	46
<b>Петров Б. Ф.</b> Дросселирование потока угольной шихты в электрокальцинаторе .....	49
<b>ИНФОРМАЦИЯ</b>	
XII Международная научная конференция «Современные проблемы электрометаллургии стали» .....	55
Г. А. Бойко — 70 лет! .....	56
Календарь конференций и выставок в 2005 г. ....	57
Памяти О. М. Бялика .....	58

**ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ**



ОАО «Украинский графит»

Научно-производственный центр «ТИТАН»



Международный центр электронно-лучевых технологий

Научно-инженерный центр электрошлаковых технологий

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

**Publisher:** *International Association «Welding»*

Is published 4 times a year

**EDITORIAL BOARD:**

Editor-in-Chief

**B. E. Paton**

M. I. Gasik,

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

**THE INTERNATIONAL  
EDITORIAL COUNCIL:**

G. M. Grigorenko (Ukraine)  
V. I. Kashin (Russia)  
B. Koroushich (Slovenia)  
S. F. Medina (Spain)  
A. Mitchell (Canada)  
B. E. Paton (Ukraine)  
V. Ramakrishna Rao (India)  
Ts. V. Rashev (Bulgaria)  
J. Foct (France)  
T. El Gammal (Germany)

**Address:**

The E. O. Paton Electric  
Welding Institute  
of the NAS of Ukraine,  
11, Bozhenko str., 03680,  
Kyiv, Ukraine  
Tel.: (38044) 528 34 84,  
261 53 90, 529 26 23  
Fax: (38044) 528 04 86  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

**Editors:**

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar  
Electron galley:  
D. M. Dyachenko, L. N. Gerasimenko,  
I. S. Batasheva

State Registration Certificate  
KV 6185 of 31.05.2002

All rights reserved.

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

Permission to reproduce material  
contained in this journal must be obtained

**CONTENTS**

Journal «Advances in Electrometallurgy» is 20 .....	3
<b>ELECTROSLAG TECHNOLOGY</b>	
<b>Mitchell A., Frederiksson H.</b> The electroslag remelting of high-nitrogen steels .....	4
<b>Zhadkevich M. L., Biktagirov M. L., Shapovalov V. A., Ignatov A. P., Gnatushenko A. V.</b> Application of electroslag melting for production of ferroalloys from mineral raw materials .....	12
<b>Tsykuleiko K. A., Fedorovsky B. B., Tsykuleiko A. K.</b> Application of bimetal and refractory materials in designs of ESR moulds .....	17
<b>ELECTRON BEAM PROCESSES</b>	
<b>Akhonin S. V., Milenin A. S., Pikulin A. N.</b> Modeling of processes of evaporation of alloying elements in electron beam surface melting of cylindrical ingots produced from titanium-base alloys .....	21
<b>PLASMA-ARC TECHNOLOGY</b>	
<b>Zhadkevich M. L., Shapovalov V. A., Torkhov G. F., Nikitenko Yu. A., Burnashev V. R.</b> Investigation of technological parameters of plasma-arc heating in melting and spinning of melt.....	26
<b>Shapovalov V. A., Melnik G. A., Zhirov D. M., Zhdanovsky A. A., Tsykuleiko K. A.</b> Towards the plasma liquid-phase reduction of iron from oxide raw material .....	30
<b>Naidek V. L., Narivsky A. V.</b> Technological process of vacuum-plasma treatment of metal melts .....	33
<b>VACUUM-INDUCTION MELTING</b>	
<b>Rudoy A. P., Zhuchenko L. P., Melnik V. Kh., Portnov A. P.</b> Effect of rhenium on properties of highly-pure chromium and its alloys with lanthanum .....	35
<b>ENERGY AND RESOURCES SAVING</b>	
<b>Zhadkevich A. M.</b> Brazing of defects in blades of aircraft and ship turbines is the challenging technology of extension of their life (Retrospective analysis of status and prospects of the development).....	38
<b>Lakomsky V. I., Tsybulkin G. A.</b> Analytical model of specific resistance of electrically-conductive bulk material .....	46
<b>Petrov B. F.</b> Throttling of coal charge flow in electric calcinator .....	49
<b>INFORMATION</b>	
XII International Scientific Conference «Modern problems of electrometallurgy of steel» .....	55
G. A. Boiko is 70! .....	56
Calendar of conferences and exhibitions in 2005 .....	57
In memory of O. M. Byalik .....	58
Advertising.....	59

*Journal «Sovremennaya Elektrometallurgiya»*

*is published in English under the title*

*«Advances in Electrometallurgy» by the E. O. Paton Electric Welding Institute.*

*Concerning publication of articles, subscription and advertising, please,  
contact the editorial board*

# Журналу «СОВРЕМЕННАЯ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ» — 20 лет!

*Институт электросварки им. Е. О. Патона недавно отметил 70 лет со дня основания. Круглая, хотя и более скромная, дата у одного из детищ института — двадцать лет назад вышел в свет первый номер нашего журнала, носившего тогда название «Проблемы специальной электрометаллургии» (1985–2002 гг.). За 20 лет в журнале опубликовано более 1200 научно-технических статей и информационных сообщений. Из них более 400 публикаций — по электрошлаковым процессам, свыше 200 — по электронно-лучевым, около 200 — по плазменно-дуговым и свыше 300 — представлены в других разделах журнала.*

*У журнала были два предшественника. В 1968 г. появился сборник «Специальная электрометаллургия», который издавался на протяжении 25 лет (70 выпусков), и республиканский межведомственный сборник научных трудов «Проблемы специальной электрометаллургии» (21 выпуск за период 1975–1984 гг.).*

*В 2003 г. журнал не только изменил название на «Современная электрометаллургия», но и расширил тематику. Все эти годы журнал переиздавался на английском языке: с 1985 по 2001 гг. под названием "Advances in Special Electrometallurgy" (Великобритания), а с 2002 г. под названием "Advances in Electrometallurgy" (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины).*

*За минувшие годы многое изменилось в специальной электрометаллургии и в целом в черной металлургии. Общепринятым стал термин «чистая сталь», впервые введенный основателем нашего журнала Б. Е. Патонем и его соратником Б. И. Медоваром. Более того, чистая сталь перестала быть прерогативой специальной электрометаллургии. Ковшовая металлургия, или, как ее еще называют, внепечная обработка металла, позволяет очищать стали и сплавы от газов и вредных примесей, что еще недавно было возможно осуществить лишь с помощью способов специальной электрометаллургии. Список достижений металлургов, ученых и практиков достаточно длинный. В последние годы наряду с работами, направленными на совершенствование существующих металлургических технологий и процессов, создаются и принципиально новые. В электрометаллургии фактически появился гибридный кислородный конвертера и дуговой сталеплавильной печи, своего рода дуговой сталеплавильный конвертер. Завершается формирование облика мини- и микрометаллургических заводов с непрерывной технологической цепочкой — от выплавки стали до ее разлива в заготовки, близкие по сечению к конечному профилю проката. Появился первый комбинированный агрегат — вакуумно-индукционная печь + горизонтальная непрерывная разливка для суперсплавов на никелевой основе. В ЭШП реализована прямая обработка жидкого металла и практически полунепрерывный процесс получения слитков. По-видимому, в самое ближайшее время следует ожидать появления промышленного агрегата для выплавки в вакуумно-дуговых печах слитков прямоугольного сечения. Интереснейшие работы ведутся в области электронно-лучевых и плазменно-дуговых процессов в мощных печах с холодным подом, направленные на получение крупных слитков суперсплавов. Тесное сотрудничество электрометаллургов и металлургов привело к превращению таких интерметаллических соединений, как титан-алюминий и железо-алюминий, в реальные конструкционные материалы.*

*Редколлегия признает, что не всегда журнал успевал освещать новейшие достижения в тех областях, в которых традиционно сильны были металлурги бывшего СССР и Украины. Особенно это ощущалось в начале 90-х годов прошлого столетия. Теперь кризис отечественной металлургии и разрыв традиционных научно-технических связей, произошедший в этот период, уже позади.*

*Редколлегия журнала благодарит наших читателей и авторов за поддержку и надеется, что журнал по-прежнему будет интересен тем, кто работает в электрометаллургии, как в Украине, так и за ее пределами.*

*Редколлегия журнала*



УДК 669. 117.56

## ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫЙ ПЕРЕПЛАВ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ

А. Митчелл, Х. Фредериксон

Стали, содержащие азот, массовая доля которого равна или превышает предел его растворимости при давлении 1 атм в жидком металле при температуре ликвидуса, характеризуются хорошими металлургическими свойствами. При использовании азота вместо углерода в нержавеющих сталях они отличаются более высокой стойкостью к коррозии. Азот как упрочняющий элемент в инструментальных сталях снижает карбидную неоднородность. Для легирования азотом сталей рассматриваемых марок используют электрошлаковый переплав.

Steels, containing nitrogen, whose mass share equals or exceeds the limit of its solubility at 1 atm pressure in molten metal at liquidus temperature, metallurgical properties. In use of nitrogen instead of carbon in stainless steels, they are characterized by the higher resistance to corrosion. Nitrogen as a hardening element in tool steels reduces the carbide non-homogeneity. Electroslag remelting is used for alloying steels of the grades considered by nitrogen.

**Ключевые слова:** электрошлаковый переплав; высокоазотистые стали; азот; хром; углерод; аустенит; феррит; температура ликвидуса; кристаллизация

### Введение

Термохимия растворения азота в сталях достаточно полно исследована с использованием метода, разработанного Сивертсом [1–3]. Растворимость азота в сплавах на основе железа в основном четко следует закону Сиверта как функция давления и функция температуры. Наиболее характерной особенностью поведения азота является существенная разница в значениях его растворимости при температуре,

приблизительно равной температуре ликвидуса, в зависимости от того затвердевает ли данная сталь в ферритной или аустенитной фазе. Азот отличается высокой растворимостью в аустените и значительно меньшей в феррите. При этом, если сталь затвердевает в аустенитной области, то растворимость азота в ней при температуре ниже ликвидуса является обратной функцией температуры, в отличие от прямой функции, характерной для жидкого его состояния. На рис. 1–3 показаны изменения растворимости азота в зависимости от температуры в различных сплавах на основе железа.

Растворимость азота возрастает за счет добавок титана, ванадия и хрома, которые образуют устойчивые нитриды, и значительно уменьшается при добавке кремния и углерода. Баланс между содержанием хрома, углерода и азота в высокоазотистых нержавеющих сталях является их отличительной особенностью. Основная задача состоит в уменьшении или устранении выделения карбидов без ухудшения свойств сплава. Благодаря уменьшению выделения карбидов обеспечивается более высокая стойкость к питтинговой коррозии, а исключение из состава никеля делает сплав более пригодным для применения в биомедицине. Что касается инструментальных сталей, то выделение первичных карбидов уменьшается за счет легирования азотом, что существенно улучшает полируемость сплава и является определяющим фактором при использовании таких сплавов в качестве штамповочных материалов.

ЭШП обычно используют для сталей, склонных к сегрегации. Этот процесс, проходящий под повышенным давлением, дает возможность получать стали и сплавы с содержанием азота, превышающим

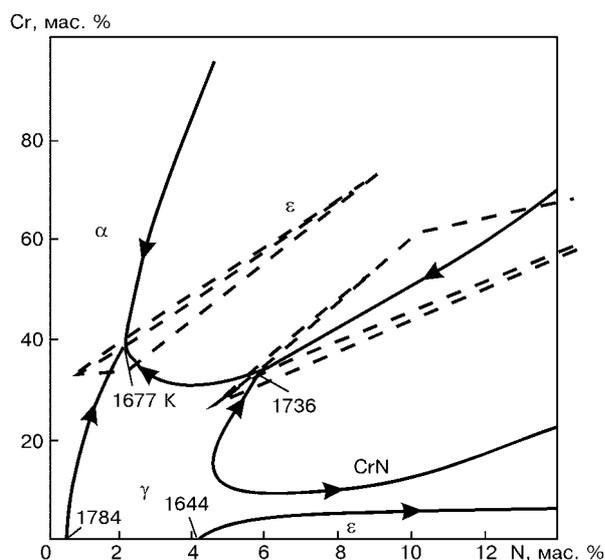


Рис. 1. Проекция поверхности ликвидуса сплавов системы Fe–Cr–N

© А. МИТЧЕЛЛ, Х. ФРЕДЕРИКСОН, 2005

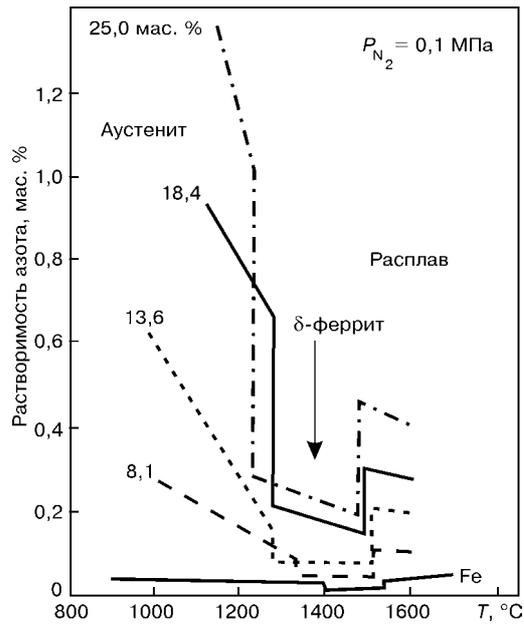


Рис. 2. Растворимость азота в сплавах системы Fe-Cr

предел его растворимости при атмосферном давлении (хотя при этом требуется более сложное оборудование). Кроме того, плавка под давлением — это способ предотвращения пористости, возникающей вследствие изменения растворимости азота при фазовых превращениях или охлаждении. Оборудование для ЭШП под давлением показало свою работоспособность при давлении до 16 атм [4] для слитков диаметром до 800 мм. Проблемы возникают при легировании азотом. Наиболее простым способом его введения является продувка расплава азотом в ванне электропечи или добавка высокоазотистой лигатуры, такой как феррохром или ферромарганец, а также нитрида кремния. Если печь работает при атмосферном давлении, то максимальное содержание азота определяется уровнем его растворимости при температуре ликвидуса. Азот будет выделяться в процессе охлаждения и затвердевания, вследствие чего формируется литая структура слитка — расходуемого электрода с большим количеством пор. При последующем ЭШП поры исчезают, газообразный азот, находящийся в них, частично растворяется в пленке на торце электрода. Поскольку жидкий металл на конце электрода не перегревается существенно выше температуры ликвидуса, то содержание азота в пленке и каплях, стекающих с конца электрода, будет меньше, чем в исходном расплаве в электропечи. Это приводит к тому, что массовая доля азота в слитке несколько ниже, чем в электроде. В случае осуществления ЭШП при повышенном давлении аргона либо азота содержание азота в слитке будет таким же, как и в электроде. Поглощение азота из газовой фазы в процессе ЭШП незначительно, поскольку растворимость его в обычном шлаке очень низкая.

Такая техника легирования может быть использована как способ получения высокоазотистых сплавов в обычной печи ЭШП, когда требуется, чтобы содержание азота было ниже предела его растворимости при нормальном давлении (например, для инструментальных и некоторых ферритных

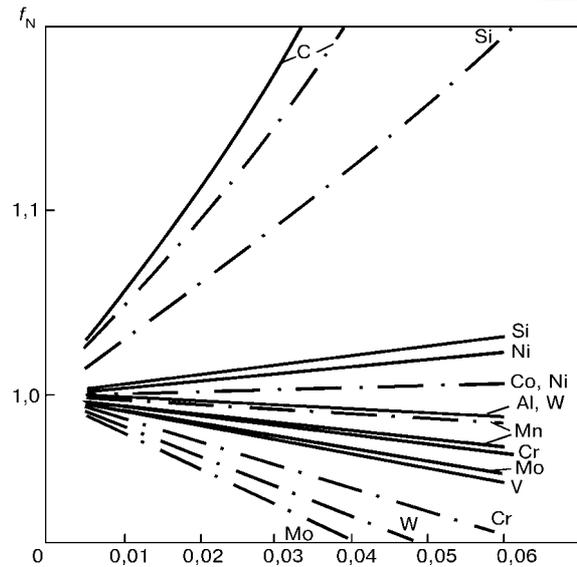


Рис. 3. Влияние легирующих элементов на растворимость азота в железе: сплошные кривые —  $\alpha$ -фаза; штрихпунктирные —  $\gamma$ -фаза;  $f_N$  — коэффициент активности азота

нержавеющих сталей, для которых, согласно спецификации, содержание азота незначительно). При ЭШП под давлением можно получить гораздо более высокое содержание азота в слитке, но при этом его предельная массовая доля остается такой же, как и в литом электроде. Были предложены различные составы высокопрочных ферритных сталей, используемых в авиационных газотурбинных двигателях, с содержанием азота, близким к его стандартной растворимости при температуре ликвидуса. Вместе с тем, если процесс не проходит при повышенном давлении в камере печи, то даже при таком содержании азота после переплава в слитке образуются поры, которые не устраняются при последующей ковке. Одним из вопросов, рассматриваемых в настоящей работе, является определение такого давления азота, при котором пористость слитков отсутствует.

С целью устранения некоторых из вышеуказанных ограничений предложено стали указанных марок легировать азотом непосредственно в процессе ЭШП. Для введения необходимого количества азота без существенного изменения химического состава сплава имеются азотосодержащие добавки. Можно использовать нитрид кальция, но это соединение не достаточно устойчивое для применения его в промышленных условиях. Высокоазотистые ферросплавы содержат недостаточно азота, а нитрид железа в случае использования его в большом количестве имеет недопустимое содержание кислорода. В настоящее время наиболее широко применяется нитрид кремния, который отличается высокой степенью чистоты, имеется в больших объемах и по приемлемой цене. Однако добавка нитрида кремния приводит к значительному увеличению содержания кремния в сплаве. Поэтому он может использоваться только в небольших количествах в низкокремнистых сталях, например инструментальных класса Н13. В настоящее время проблема азотосодержащей добавки, необходимой для указанного типа сталей, остается до конца не решенной.

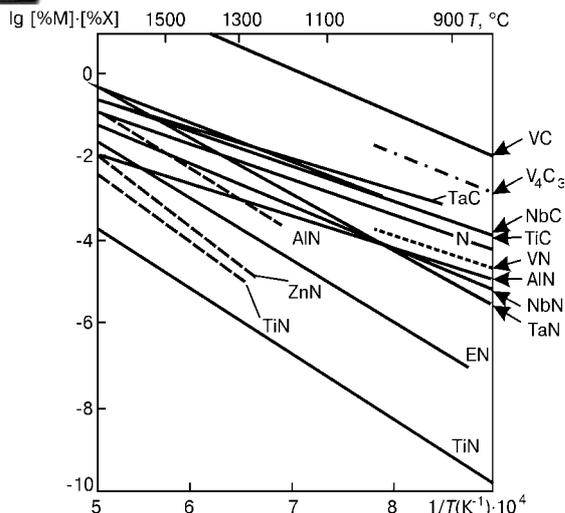


Рис. 4. Устойчивость нитридов

Были проведены индукционные плавки под давлением, в процессе которых азот вводили в сплав путем длительной выдержки жидкой массы под высоким (до 50 атм) давлением газообразного азота [5]. Для этого использовали сложное оборудование, пригодное только для небольших объемов жидкого металла. Однако, если литье осуществляется при небольшом избыточном давлении, то при затвердевании металла можно избежать образования пор. В альтернативной технологии, предложенной Б. И. Медоваром и др. [6], используется ионизирующее свойство плазмы либо дуги. После исследования скорости поглощения азота жидкой сталью сделан вывод о том, что она во многом зависит от состояния поверхности расплава или степени диссоциации молекул азота. Скорость процесса азотирования также значительно снижается при наличии таких поверхностно-активных элементов, как кислород и сера [7]. При обычных способах плавки, например ЭШП, активность кислорода в сталях достаточно высокая, а скорость поглощения азота очень низкая. Поэтому потребуется скорее добавка нитридов непосредственно в расплав, чем легирование азотом из газовой фазы.

Наличие плазмы электрической дуги, горящей в среде азота или в смеси его с инертным газом, значительно ускоряет процесс поглощения азота расплавом. В этом случае с поверхностью жидкого металла будут взаимодействовать возбужденные молекулы азота с неполностью релаксированной колебательной энергией, а также некоторая доля атомарного азота. При этом содержание азота, поглощенного жидким металлом, значительно превышает равновесное, рассчитанное согласно закону Сиверса. Более простой механизм поглощения действует при продувке жидкого металла азотом в дуговой печи при плазменном [8] и дугошлаковом [6] процессах. При этих процессах нет такого точного контроля затвердевания жидкого металла, как в случае ЭШП. Поэтому возможность их применения для многих типов высокоазотистых сталей представляется ограниченной. Фундаментальный обзор в области плавки высокоазотистых сталей с помощью разных процессов был выполнен Файхтингером в работе [9].

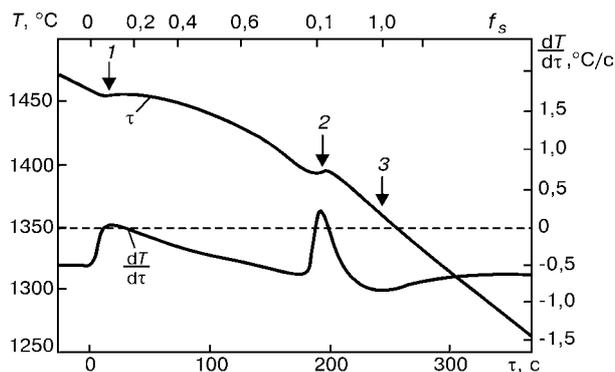


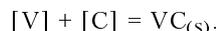
Рис. 5. Кристаллизация стали Н13 со скоростью 0,5 °С/с: 1 — начало кристаллизации феррита; 2 — зарождение аустенита; 3 — конечная эвтектика;  $f_s$  — доля твердой фазы

### Кристаллизация высокоазотистых сталей

**Постановка задачи.** В данной работе была исследована сталь «Диевар» для штампов горячего деформирования, близкая по составу к стали Н13. Химический состав стали «Диевар» следующий, мас. %: 0,36 С; 0,18 Si; 0,5 Mn; 0,006 P; < 0,0001 S; 5,3 Cr; 0,05 Ni; 2,3 Mo; 0,002 W; 0,54 V; 0,001 Al; 0,03 N.

Замена части углерода азотом в указанной стали осуществляется для уменьшения содержания крупных карбидов, а также увеличения склонности ко вторичному твердению. Ее механические свойства представлены в работе [10]. Сталь «Диевар» сначала кристаллизуется как феррит. При этом химический состав жидкого металла значительно изменяется за счет сегрегации, в частности, азота. Оставшаяся часть жидкого металла в дальнейшем кристаллизуется в виде аустенита. Незначительное содержание азота растворяется в ферритной фазе, а гораздо большее (по сравнению с жидким металлом) — в аустенитной фазе при температуре ликвидуса. Из этого следует, что если придать механизму кристаллизации такой характер, при котором большую долю будет составлять аустенит, то тогда можно будет избежать выделения азота и образования пор в твердом состоянии. Найти эти условия является задачей настоящего исследования.

Для инструментальных сталей указанного химического состава возможны две реакции выделения:



Данные об этих реакциях относительно продуктов растворимости имеются в литературе [10] и приведены на рис. 4. Из рисунка видно, что в стали указанного выше химического состава выделений первичного карбида не происходит даже с учетом уровня микросегрегации, обычно имеющей место в слитках ЭШП. Однако, поскольку ванадий, и азот интенсивно ликвируют при затвердевании, то в сталях с более высоким уровнем азота может происходить выделение первичного VN, что и приводит к образованию нежелательных крупных твердых частиц в их структуре.

Были проведены исследования стали, близкой по химическому составу к данному сплаву [11], их результаты представлены на рис. 5. На рисунке можно увидеть, что образуется очень небольшое ко-

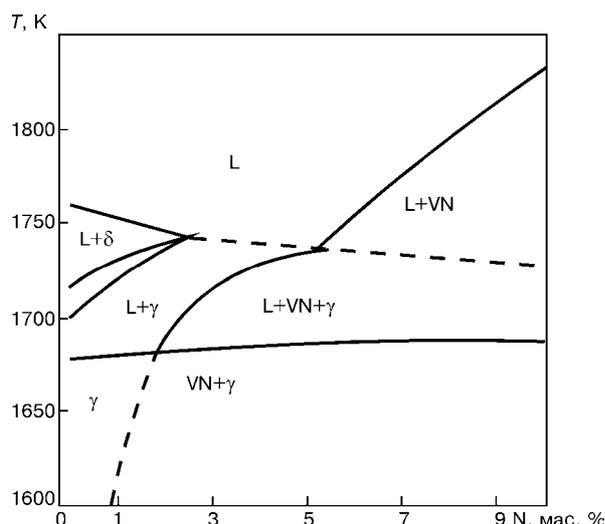


Рис. 6. Диаграмма фазового равновесия основного химического состава, полученная для стали «Диевар» с помощью программы «Thermocalc»

личество эвтектических карбидов (в основном вследствие реакции сегрегации углерода), а первичный карбид отсутствует. В начале кристаллизации при температуре ликвидуса 1470 °С формируется феррит с дальнейшей перитектической реакцией с образованием при 1412 °С аустенита. Поскольку коэффициенты сегрегации ванадия и азота меньше единицы (выделение феррита —  $k_V = 0,65$ ,  $k_N = 0,20$ ; выделение аустенита —  $k_V = 0,40$ ,  $k_N = 0,50$ ), предполагается, что более значительное выделение азота произойдет при образовании ферритной фазы. Таким образом, в указанном интервале температур будет иметь место либо образование пор, либо выделение VN. Затвердевание при ЭШП происходит довольно медленно (приблизительно в течение 1000... 4000 с). При этом следует ожидать, что кристаллизационные структуры и реакции сегрегации в слитке ЭШП могут быть близки к прогнозируемым с помощью диаграммы фазового равновесия. И хотя указанная диаграмма для основного химического состава не была построена относительно добавок азота, точную оценку структуры и изменения химического состава стали «Диевар» можно получить с помощью программы «Thermocalc». Полученные результаты представлены на рис. 6, из которого видно, что поскольку азот является сильным стабилизатором аустенита, реакция выделения может обеспечить полное превращение аустенита за счет значительной добавки азота. Посему в процессе кристаллизации в условиях ЭШП в модифицированном сплаве поры могут и не возникнуть.

**Программа проведения эксперимента**

**Направленная кристаллизация.** Структура слитков ЭШП диаметром до 1000 мм обычно столбчато-дендритная. Ее удобно изучать с помощью метода направленной кристаллизации. Типичный размер дендритных осей второго порядка составляет 100 мкм у поверхности слитка и 400 мкм в центре слитка, где скорость охлаждения примерно 0,05 °С/с. Данные о микроструктуре слитков ЭШП широко представлены в литературе.

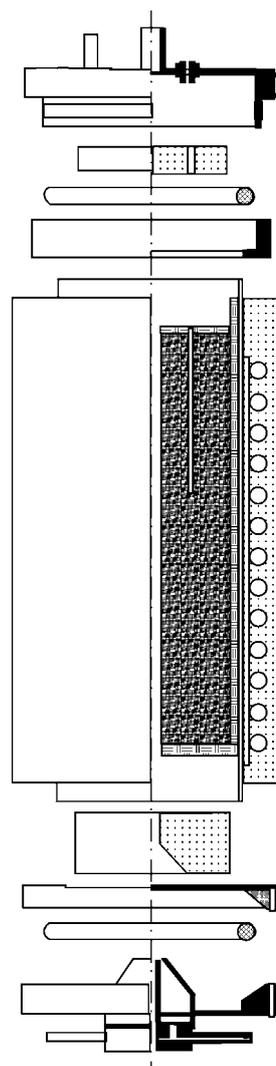


Рис. 7. Схема печи для направленной кристаллизации

Образцы стали «Диевар» были получены способом направленной кристаллизации + закалки в печи, схема которой показана на рис. 7. При этом градиент температур составлял 10 °С/мм, скорость кристаллизации — 60 мкм/с, скорость охлаждения — 0,6 °С/с.

Образец был подвержен закалке при его частичной кристаллизации, что обеспечило формирование микроструктуры, показанной на рис. 8. На рисунке видно, что верхушки дендритов проникают в охлаждаемый расплав на линии ликвидуса.

Поскольку температурный градиент задан предварительно, то кристаллизационная микроструктура может коррелироваться в зависимости от изменения температуры по оси слитка.

Следует отметить некоторые особенности этой структуры. Так, в начале кристаллизации идет образование относительно открытого дендритного скелета и можно ожидать (как допускалось во многих моделях процесса ЭШП), что будет происходить интенсивное перемешивание между потоком расплава и междендритной жидкостью, вследствие чего снижается уровень сегрегации элементов на начальном этапе. Очень быстро микроструктура становится более плотной (как и было предварительно установлено), и любое перемешивание должно значи-

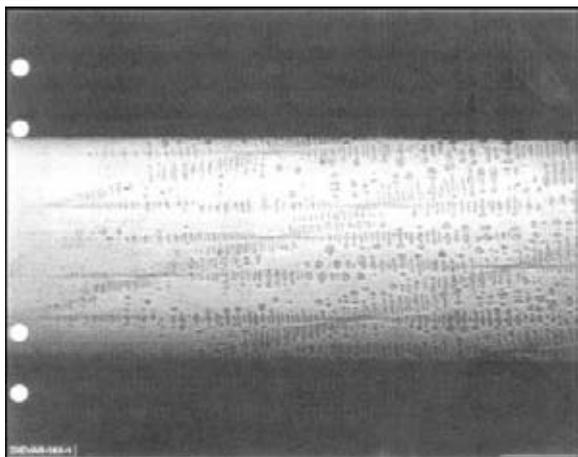


Рис. 8. Микроструктура поверхности образца стали «Диевар» тельно уменьшаться при температуре на 10... 20 °С ниже температуры ликвидуса. Размер первичного дендрита составил около 350 мкм, как и предполагалось в работе [12].

На рис. 9 показано, что дендритная микроструктура сплава, кристаллизующегося в аргоне, почти полностью состоит из феррита, в то время как на конечной стадии кристаллизации происходит выделение аустенита с небольшим количеством карбидной эвтектики.

Если слиток кристаллизуется в атмосфере азота при давлении до 2 атм, то содержание азота в металле 0,15 мас. % является недостаточным для того, чтобы при кристаллизации аустенит выделялся первым. Однако сегрегационные процессы способствуют выделению при кристаллизации аустенита небольшого количества карбидной эвтектики, а также нитридов ванадия (рис. 10 и 11).

При более высоком (до 4 атм) давлении азота такая тенденция наблюдается до тех пор, пока оно не достигнет 10 атм. В этом случае при кристаллизации происходит выделение аустенита. Поскольку содержание азота в данном сплаве находится за пределом обнаружения с помощью волнового спектрального анализатора, коэффициент сегрегации азота определить непосредственно невозможно. Однако с помощью данного анализатора исследовано

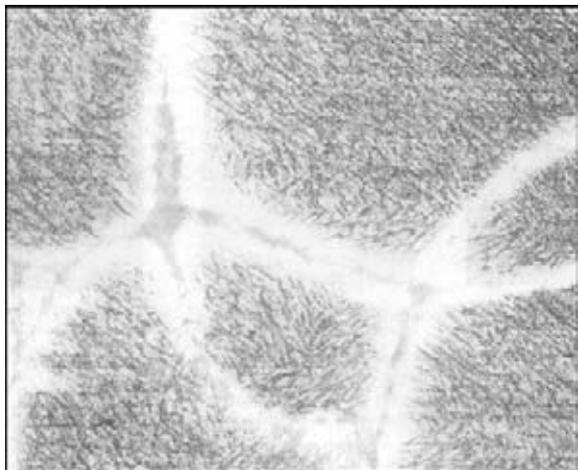


Рис. 9. Микроструктура (X 500) сплава, полученная при кристаллизации стали «Диевар»; время кристаллизации — 1000 с

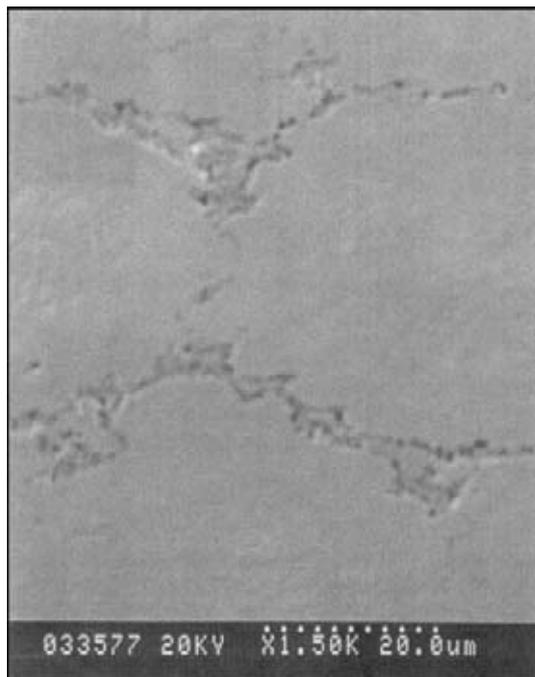


Рис. 10. Выделение первичного VN на границе аустенитного зерна распределение ванадия и подтверждены выводы, сделанные ранее в отношении ферритной фазы.

Из полученных результатов экспериментов видно, что добавка азота в сплав ведет как к первичному выделению аустенитной фазы, так и выделению VN при скорости кристаллизации, характерной для процесса ЭШП.

### Обсуждение результатов

*Зависимость содержания азота от фазовых превращений.* Как приведено выше, взятые из программы «Thermocalc» расчеты фазовых равновесий показали, что содержание азота в сплаве «Диевар» при обычном способе его получения низкое (0,05 мас. %). Структура кристаллизующегося сплава в этом случае почти полностью состоит из феррита и аустенита при наличии твердой фракции 0,8 (1417 °С) [12]. Первичные выделения VC или VN в структуре не выявлены. Когда сплав постепенно насыщается азотом за счет добавки CrN при давлении азота 1 атм, содержание последнего в сплаве возрастает до 0,08 мас. %. В этом случае несмотря на то, что кристаллизация начинается с образова-

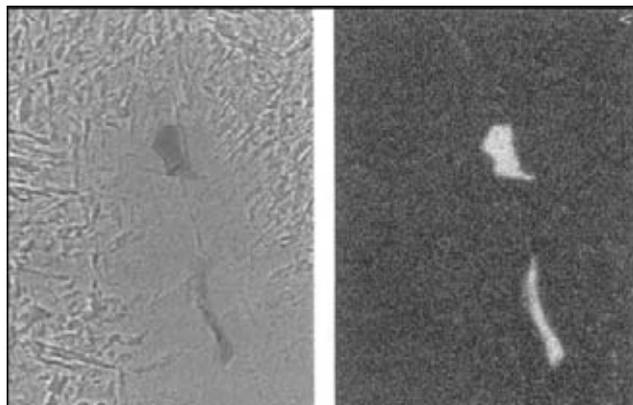


Рис. 11. Выделение первичного VN при давлении азота 4 атм



нием феррита, аустенитная составляющая в кристаллизационной структуре появляется при наличии гораздо меньшей твердой фракции (около 0,4). При этом в данной структуре обнаруживаются небольшие выделения аустенита на границах зерен. Значительные выделения азота из ферритной фазы происходит, очевидно, из-за существенного увеличения его массовой доли в оставшемся жидком металле, что приводит не только к появлению аустенита, но и к выделению VN по его границам. Появление зернограничного аустенита имеет место при содержании азота 0,2 мас. % в случае наличия твердой фракции 0,4, что согласуется с коэффициентом сегрегации феррита, рассчитанного с помощью уравнения Шейла. Дальнейшая сегрегация в жидком металле путем выделения азота из аустенита обеспечивает формирование его конечного химического состава (с массовой долей азота 0,5 %), при котором создаются условия для совместного выделения VN и аустенита. Согласно правилу рычага, конечное содержание азота в жидком металле должно составлять 0,38 мас. %; при таких условиях не должно происходить выделение VN.

Если кристаллизация происходит под давлением азота 4 атм, то содержание азота в жидком металле при температуре ликвидуса возрастает до 0,2 мас. %. При этом первым будет выделяться феррит. Однако увеличение содержания азота в жидком металле способствует более значительному выделению VN и аустенитной фазы. Возрастание давления азота до 10 атм могло бы изменить ход процесса первичной кристаллизации в сторону образования аустенита, но при увеличении содержания азота следует ожидать быстрого выделения VN и понижения при этом температуры, что приводит к образованию протяженных крупных первичных частиц VN в кристаллизационной структуре. В работе [8] показано, что при более высоком давлении азота значение коэффициента его сегрегации в аустенитной фазе увеличивается и становится более единицы. В этом случае выделение VN происходит не будет. Следует отметить, что исследования выполняли на образце стали 18Mn18Cr, которая не реагирует на давление азота в такой степени, как инструментальные стали.

*Образование пор.* Жидкий металл, находящийся в равновесии с данным давлением азота, начинает кристаллизоваться в виде феррита. При этом значительно уменьшается растворимость азота, который вытесняется в оставшийся жидкий металл перенасыщая его азотом; при определенных условиях в нем образуются пузырьки газообразного азота. Они появляются в междендритной области, что приводит к образованию в твердом металле пор.

Вопрос о том, как именно возникают поры в кристаллизующемся сплаве, изучался многими исследователями. Направление исследований менялось в зависимости от способа литья и используемого сплава. Было определено, что поры могут возникать из-за усадки при кристаллизации, а также из-за вида используемого газа или потока жидкости. Однако в данном случае поры, вероятно, образуются в результате сочетания первого и второго факто-

ров, поскольку мы обычно не наблюдали возникновение массовых дефектов микросегрегации, вызванных потоком жидкости в кристаллизующейся области слитка ЭШП.

Процесс образования пор состоит из двух этапов — их зарождение и рост. На первом этапе поры равномерно зарождаются в жидкости, если давление, создаваемое газом, будет больше, чем поверхностное натяжение:

$$P > 2\sigma/r,$$

где  $P$  — давление газа;  $\sigma$  — межфазное натяжение;  $r$  — радиус газового пузырька. Поскольку межфазное натяжение на границе раздела сталь-газ довольно высоко, то давление, необходимого для зарождения пор, обычно превышает давление газа в реальных плавильных агрегатах, поэтому равномерное зарождение их в объеме металла не считается возможным. Поры рассматриваются как зарождение частиц вторичных фаз (в основном неметаллических включений), которые имеют такие значения  $r$ , чтобы диапазон значений создаваемого давления находился в пределах, необходимых для прохождения реакции десорбции газа. Подставляя соответствующие значения  $P$  и  $\sigma$  в указанное выше уравнение, получаем значения радиуса пузырька, равное приблизительно 10 мкм. В этом случае давление газа над расплавом должно быть равно давлению, полученному при перенасыщении металла азотом, умноженному на коэффициент 2. Отсюда следует, что мы можем предупредить образование газовых пор в промышленном сплаве, если содержание азота на всех этапах кристаллизации не будет превышать двойного перенасыщения. Поддержку данной точки зрения можно найти у Арола [13]. В этой работе исследовали отливки из нержавеющей стали с высоким содержанием азота на предмет образования пор, а также влияние на процесс появления в расплаве включений оксида алюминия. В отливках с многочисленными включениями оксида алюминия имело место множество микропор, в то время как в отливках с низким их содержанием пор образовалось меньше, но они были более крупного размера. Возникновение пор зависит от частиц оксидов алюминия. Поскольку это связано с межфазным натяжением между этими частицами и жидким металлом, то можно предположить, что факторы, влияющие на данный параметр, могли также повлиять и на процесс порообразования. В работах [14, 15] предложено размеры пор изменять путем варьирования химического состава включений, а также введения добавок серы, селены и титана в сплав, снижающих межфазное натяжение [13, 14]. На основании результатов многих исследований можно предположить, что в интересующих нас сплавах постоянно будет происходить зарождение частиц. Поэтому вопрос, представляющий наибольший интерес, относится скорее к росту пор, чем к процессу их зарождения. По мнению некоторых исследователей, механизм роста пор связан с ростом дендрита в процессе затвердевания. Свенссон [16] разработал модель для определения экспериментальным путем распределения и размеров пор, в которой диффузионный перенос газа к месту образования пор сбаланси-



рован со скоростью затвердевания. При изучении образования водородной и азотной пористости в стальных отливках получено соответствие между прогнозируемыми и экспериментальными результатами, несмотря на то, что скорость затвердевания была несколько больше, чем принято для промышленных слитков ЭШП.

Недавно Рашев [17] с помощью анализа теплопередачи при обычном литье исследовал влияние скорости затвердевания на процесс порообразования применительно к азотистым инструментальным сталям. Скорость затвердевания литого сляба была вычислена с использованием двухмерной модели методом конечных элементов, а пористость исследована под микроскопом. Максимальный размер первичного дендрита составлял 220 мкм, в то время, как типичный его размер при ЭШП — 400...800 мкм. При этом скорость кристаллизации была равна 0,35 мм/с, а температурный градиент, исходя из расчетов — 16 °С/мм. И хотя такие условия не идентичны тем, в которых получают слитки при направленной кристаллизацией, все же имеющиеся данные представляют определенный интерес. Средний размер пор в этих условиях был приблизительно 0,2 мм, что соответствует размеру пор первичного дендрита. Общее количество пор при этом составило около 3%. Используемая модель более сложная, чем диффузионный баланс, рассмотренный в работе [16], поскольку в ней учитывалось влияние снижения давления вследствие усадки и его изменения за счет потока жидкости между дендритами. Расширенная концепция данной общей модели была представлена Атвудом [18] для процесса порообразования вследствие выделения водорода при затвердевании алюминиевых сплавов.

*Электрошлаковый переплав.* Прямая зависимость между вышеизложенными тенденциями и настоящим случаем, касающимся порообразования в структуре слитка ЭШП, отсутствует. При зарождении пор, несмотря на то, что материал ЭШП достаточно чистый, почти всегда происходит значительное увеличение содержания частиц оксидных включений диаметром более 10 мкм в кристаллизующейся зоне. Поэтому справедливо будет считать, что зарождение пор — это процесс, при котором газ диффундирует к оксидной частице, где и образуются поры. В зависимости от их размера содержащийся в них азот может не раствориться при последующей обработке или термообработке, что влияет не только на металлургические свойства сплава, но и создает потенциальную опасность зарождения трещин в изделии. Если поры небольшие и рассредоточены в объеме слитка, то они могут быть устранены в процессековки таким же образом, как и типичные усадочные микропоры, присутствующие в структуре большинства сталей после литья. В случае, если сплав очень чистый и в нем мало центров образования зародышей, поры будут редкими, но крупными. Можно также предположить ситуацию, при которой скорость роста фронта кристаллизации

будет равна скорости роста пор. Тогда вследствие выделения газа и его диффузии в процессе кристаллизации поры начнут удлиняться в направлении роста дендритов. Это наблюдалось при выделении водорода из слитков ЭШП, где используемый шлак был очень влажным. Такие поры имели цилиндрическую форму и диаметр, сопоставимый с одним-четырьмя размерами диаметров первичных дендритов, а также длину, составляющую несколько сантиметров. В этих случаях на поверхности поры могут наблюдаться следы роста газового пузыря, образующего ее, которые соответствуют его перемещению. В итоге либо пора растет до неустойчивого диаметра и газовый пузырь отрывается от кристаллизующейся поверхности, либо содержание газа в металле снижается и развитие пор прекращается. Поры такого типа могут быть получены в структуре металла в случае направленной кристаллизации [13] при скорости роста приблизительно в 2 раза большей, чем у слитков ЭШП. От них также зависит появление «пятнистых» дефектов, наблюдаемых в некоторых типах высокоуглеродистых сталей [19]. В данном случае имеет место перенасыщение азотом и процесс образования зародышей можно рассматривать в зависимости от постепенного вытеснения азота в жидкость по мере образования ферритной фазы и конечного выделения VN.

По-видимому, для сталей указанного химического состава рост давления азота с целью увеличения его содержания в металле повышает риск образование пор из-за накопления азота в остаточной междендритной жидкости в процессе выделения феррита. Если фаза кристаллизации меняется в сторону образования аустенита, данная проблема намного упрощается, но предельное содержание феррита определяется при этом образованием первичного VN. Из предположений, сделанных на основании использования программы «Thermocalc», следует, что не представляется возможным получить чисто аустенитную структуру в процессе кристаллизации с помощью избыточного давления в печи ЭШП, поскольку требуется нереально высокое давление. Поэтому желательно изменить химический состав стали на тот, при котором не будет происходить выделения первичных нитридов, а растворение азота будет таким, что реальное давление в процессе ЭШП сможет обеспечить содержание азота, необходимое для вторичного твердения. Требованиями к химическому составу стали могут быть следующими: элемент, заменяющий ванадий, не должен быть обязательно нитридообразующим, а также не должен сильно стабилизировать первичную ферритную фазу. После выполнения этих условий исходя из вышеуказанных предположений следует, что для сохранения необходимого содержания азота стали требуется давление не более 2...3 атм. Такое давление может быть обеспечено с помощью аргона либо азота, поскольку транспортные реакции азота в газовую фазу или из нее при ЭШП протекают с малой скоростью до тех пор, пока в процессе плавки в шлак не добавляется в значительном количестве алюминий или кальций.



Такие добавки в шлак не используются при выплавке стали указанных марок, вследствие их склонности к образованию крупных оксидных включений. Сам азот слабо растворяется в шлаках, используемых при ЭШП. При температуре ликвидуса растворимость его при давлении в 1 атм составляет 0,02... 0,04 мас. % (в зависимости от содержания  $\text{CaF}_2$ ,  $\text{CaO}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [20, 21]. Активность азота существенно повышается, если увеличивается углеродный потенциал, в результате чего образования иона  $\text{CN}^-$  происходит скорее, чем  $\text{N}^{3+}$ . Углеродный потенциал, необходимый для такой реакции, намного выше, чем имеющий место при переплаве стали. Остается решить проблему добавки азота в электрод или в процессе ЭШП в количествах, превышающих его растворимость в жидком состоянии при давлении в 1 атм. В этом случае идеальным вариантом может быть использование низкокремнистого, высокоазотистого, хромистого или железосодержащего материала с низким содержанием кислорода.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод, что двухфазная или перитектическая кристаллизация слитков ЭШП происходит в условиях, близких к термодинамическому равновесию. Эти условия могут быть определены с помощью исследований процесса направленной кристаллизации или существующих термодинамических моделей кристаллизации. Изученные перитектические, ванадиевые и азотистые инструментальные стали имеют оптимальное содержание азота (около 0,1 мас. %), что соответствует его давлению 1... 4 атм при насыщении азотом жидкой фазы. При этом в процессе сегрегации образуется небольшая доля первичной фазы VN в виде мелких частиц, но остается достаточно азота в растворе для последующей реакции твердения. Изменение химического состава стали перспективно для улучшения процесса азотирования без использования избыточного давления как при изготовлении электрода, так и при самом процессе ЭШП.

1. Humbert J. C., Elliot J. F. // Trans AIME. — 1960. — N 218. — P. 1076–1088.
2. Pehlke R. D., Elliot J. F. // Ibid. — P. 1088–1100.
3. Fisk K. PhD Thesis. — Stockholm, Sweden: Royal Inst. of Technology, 1990.
4. О месте электрошлаковой технологии в производстве сверхвысокоазотистых сталей / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, В. А. Тихонов // Пробл. спец. электротехнологии. — 1990. — № 3. — P. 4–13.
5. Rachev Ts. High nitrogen steels — metallurgy under pressure. — Sofia: Academic Publishing Hous, 1995.
6. Arc-slag remelting of steels and alloys / B. I. Medovar, V. Ya. Saenko, G. M. Grigorenko et al. — UK: Cambridge Intern. Science Publishing, 1996.
7. Kamardin V. A., Antropov O. F. // Izvest. Akad. Nauk. SSSR Metall. — 1973. — N 6. — P. 49–56.
8. Grigorenko G. M., Pomarin Yu. M. Hydrogen and nitrogen in metals in plasma melting. — Kiev: Naukova Dumka, 1989.
9. Feichtinger H. K., Stein G. // Materials science forum. — 1999. — V. 320. — P. 261–270.
10. High Nitrogen Steels: Materials science forum / Eds. H. Hanninen, S. Hertzman, J. Romu. — Switzerland: Trans. Tech. Publishers, 1999. — V. 318–320.
11. D. C. Houghton. Acta Metall. Mater. — 1993. — N 41. — P. 2993–3006.
12. Guide to the solidification of steels. Jernkontoret, Stockholm, 1977. — Steel # 302. — P. 58–59.
13. Arola R., Wendt J., Kinineva E. High nitrogen steels. — P. 297–302.
14. Wendt J. COST 512 «Modelling in materials science and processing»: Final Report 1998 / Eds. M. Rappaz, P. Lotbota. — Brussels, 1998. — P. 11–16.
15. Soyazhin A. G., Skuza Z., Hutny A. High nitrogen steels. — P. 377–384.
16. Svemson I., Frederiksson H. // Solidification technology in the foundry and casthouse. — UK: Metals Soc., 1980. — P. 376–380.
17. Materials Science Forum / V. Manolov, A. Yotova, S. Bijev, Ts. Rachev. — 1999. — V. 320. — P. 341–346.
18. Atwood R. C., Lee P. D. // Met. Trans. — 2002. — N 33B. — P. 209–221.
19. Mitchell A. // Ironmaking and Steelmaking J. — 1972. — N 2. — P. 198–204.
20. Shimoo T., Kimura H., Kawai M. // Nippon kinzoku gakkai. — 1971. — N 35. — P. 417–422.
21. Schwerdtfeger K., Schubert H-G. // Met. Trans. — 1977. — N 26. — P. 502–531.

Ун-т Британ. Колумбии, Ванкувер, Канада

Королев. техн. ун-т, Стокгольм, Швеция

Поступила 16.03.2004

### Комментарий редколлегии

Настоящая статья является сокращенным вариантом доклада, представленного на международном симпозиуме по специальной электротехнологии LMPC-2003 (г. Нанси, Франция, сентябрь 2003 г.). Ее публикацией редколлегия хотела привлечь внимание читателей к некоторым аспектам производства сталей со сверхравновесным содержанием азота. Такие стали находят все более широкое применение в промышленности. Следует заметить, что, кроме упоминающегося в статье давления промышленных печей ЭШП 16 атм, в Германии на фирме VSG в течение многих лет успешно эксплуатируется печь ЭШП с давлением в камере до 40 атм. А недавно в итальянском Исследовательском центре материалов запущена уникальная камерная печь ЭШП с давлением до 80 атм (информация об этом будет опубликована в следующем номере журнала). Вполне очевидно (и это подтверждают данные исследований), что для сплавов разных типов необходимо различное давление с целью получения плотных слитков со сверхравновесным содержанием азота. Для практических целей особый интерес представляет давление ниже 5 атм, поскольку в этом случае конструкция камерной печи значительно проще, чем при давлении свыше 5 атм, при котором действуют требования, применяющиеся к сосудам высокого давления. В целом при производстве высокоазотистых сталей ключевая проблема связана со способами легирования азотом. Утверждение авторов о целесообразности применения нитрида кремния, а не прямого легирования из газовой фазы противоречит данным многолетних исследований, проводившихся в Институте электросварки им. Е. О. Патона. Тем не менее, методические подходы, излагаемые в настоящей работе, представляются весьма полезными для металлургов, работающих с высокоазотистыми сталями. Редколлегия надеется на продолжение публикаций по этой актуальной тематике.



УДК 669.187.56.001

## ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ ПЛАВКИ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА ФЕРРОСПЛАВОВ ИЗ МИНЕРАЛЬНОГО СЫРЬЯ

М. Л. Жадкевич, Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов,  
А. П. Игнатов, А. В. Гнатушенко

Показано, что электрошлаковая плавка с нерасходуемыми электродами имеет много общего с многошлаковым рудно-термическим процессом. И в том, и другом случае выделение мощности происходит преимущественно в режиме сопротивления, которым является жидкий шлак. Поэтому для переработки минерального сырья с избирательным восстановлением металлов в случае получения большого количества шлакового расплава (кратность шлака 3–4 и более) вполне подходит электрошлаковая плавка, что нашло подтверждение, например при выплавке титанового шлака из ильменитового концентрата.

It is shown that electroslag melting with non-consumable electrodes has much in common with multi-slag ore-thermal process. In both cases the power generation occurs mainly in the condition of resistance, which is a molten slag. Therefore, the electroslag melting is rather suitable for processing of mineral raw material with a selective reduction of metals in case of producing large amount of slag melt (slag factor is 3–4 and more), that was confirmed, for example, in melting out of titanium slag from ilmenite concentrate.

**Ключевые слова:** электрошлаковая плавка, рудно-термические печи, минеральное сырье, ильменитовый концентрат, ферротитан, ванадийсодержащая лигатура

Большинство металлов в природе встречаются в виде соединений с другими элементами, например различные руды и минералы, в которых металлы находятся преимущественно в виде оксидов. Кроме природных соединений, в процессе различных производств скапливаются всевозможные отходы в виде шлаков, шламов, золы и т. п., также содержащие соединения металлов и могущие служить сырьем для их извлечения.

Электрошлаковая плавка с использованием нерасходуемых электродов для ведения электрошлакового процесса хорошо известна и широко применяется для нагрева или плавления контактирующего с жидким шлаком металла, ранее полученного в каком-либо другом плавильном агрегате, а также для переработки различных металлических и металлосодержащих отходов. Многочисленные примеры такого применения приведены в работах [1–3].

Вместе с тем электрошлаковая плавка может применяться и в производстве (выплавке) металлопродукции непосредственно из исходного минерального сырья (руд, концентратов, шлаков, различных неметаллических отходов) подобно тому, как это осуществляется в других металлургических агрегатах, в частности рудно-термических печах,

предназначенных для производства ферросплавов, лигатур и легирующих.

Схожесть электрошлаковой выплавки (ЭШВ) с рудно-термической отмечается в работе [4]. В отличие от чистой дуговой плавки, где энергия выделяется в столбе дуги, горящей между токоподводящим электродом и нагреваемым объектом, в наиболее распространенных видах рудно-термической плавки энергия выделяется как в дуге, так и в сопротивлении, которым может служить и токопроводящая шихта, и образующийся шлаковый расплав. В зависимости от перерабатываемого сырья, вида и содержания флюсующих и восстановителей, а также ряда других факторов соотношение между этими видами энергии может быть различным.

При электрошлаковой плавке с нерасходуемыми электродами часть энергии может выделяется в дуговом режиме ввиду наличия переходного сопротивления на границе электрод–шлак и образования здесь микродуг, особенно в период плавления шлакообразующих (шихты). Потому, согласно работе [5], и рудно-термические, и электрошлаковые установки относятся к группе электродуговых печей сопротивления, при этом электрошлаковые — к печам со слабо развитым дуговым разрядом, где доля мощности, выделяемой в дуге, составляет менее 10... 20 % общей.

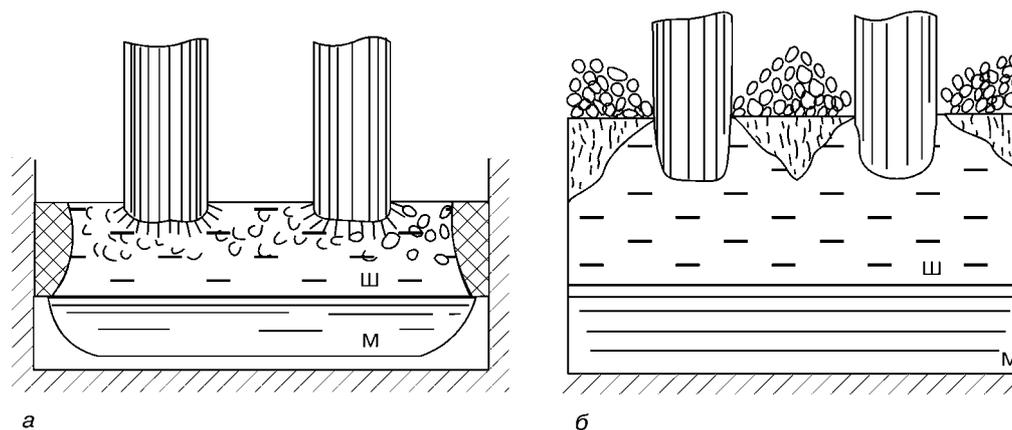


Рис.1. Схема расположения материалов в ванне многошлаковой рудно-термической печи при плавке ферровольфрама (а) и медно-никелевого штейна (б); Ш – шлак; М – металл

Теория и практика рудно-термической выплавки ферросплавов хорошо изучена и разработана [6, 7]. Ввиду использования различного сырья и получения разнообразной продукции (от наиболее распространенных ферромарганца и ферросилиция и до таких, как сплавы железа с редкоземельными металлами) ферросплавное производство отличается многообразием применяемых технологий и оборудования. По характеру проведения плавки наиболее близки к электрошлаковому рудно-термические процессы, в которых энергия выделяется в массе шлака, работа ведется с закрытыми дугами (погруженными в шлак электродами) и горячим колошником. Это так называемые многошлаковые процессы, когда плавка шихты сопровождается образованием большого количества шлака, а кратность шлака, т. е. соотношение между массой образующегося шлака и металла, достигает 2,5...3,5 и более. А с учетом разницы в удельном весе жидкого шлака и металла объем первого многократно превышает объем второго.

Именно для многошлаковых процессов энергетически более выгодна плавка путем преобразования электрической энергии в тепловую за счет сопротивления шлака. В этом случае мощность выделяется внутри шлаковой ванны во всем ее объеме, образуются мощные конвективные потоки, обеспечивающие равномерный прогрев шлака и интенсификацию расплавления подаваемой на плавку шихты.

При дуговом режиме плавки тепло воспринимают лишь близлежащие к дуговому разряду слои шлака, а остальная его масса нагревается за счет теплопереноса в шлаковой ванне. Эффективный коэффициент теплопроводности шлака, особенно при горении дуги над шлаком, вследствие более слабого в этом случае термогравитационного и электромагнитного перемешивания расплава оказывается меньшим, чем при ведении плавки в режиме сопротивления. Кроме того, отсутствие дуги и местного перегрева шлака уменьшает угар легкоокисляющихся, а также имеющих сравнительно низкую температуру плавления и высокую упругость паров компонентов.

На рис. 1 показана характерная схема плавильной ванны рудно-термической печи при выплавке ферровольфрама и медно-никелевого штейна [6]. В первом варианте из-за высокого удельного веса вольфрамового концентрата шихта тонет в слое жидкого шлака, и плавка протекает преимущественно с открытым зеркалом шлаковой ванны. Более легковесная шихта может покрывать полностью или частично поверхность шлака (рис. 1, б). Но и в том, и другом случае электроды погружены в жидкий шлак, мощность, выделяемая за счет сопротивления этого шлака, значительно превышает мощность, выделяемую в дуговом переходе, т. е. по сути осуществляется электрошлаковая плавка. Поэтому многие положения и зависимости, определенные для подобной рудно-термической плавки, применимы и для электрошлаковой. Однако они касаются в основном массового производства в большегрузных рудно-термических печах, позволяющих выплавлять десятки и сотни тонн продукции в сутки. А в случае ЭШВ нужно иметь в виду, что она ориентирована главным образом на мелкосерийное производство в печах емкостью от сотни килограммов до нескольких тонн. Кроме того, электрошлаковые установки имеют свои особенности, связанные как с применяемыми источниками питания, так и с режимом их эксплуатации.

Вследствие меньших размеров печей ЭШВ, работающих с горячим колошником, их тепловой КПД обычно ниже, чем рудно-термических. По этому параметру электрошлаковые печи, работающие с открытым зеркалом шлаковой ванны, приближаются к дуговым, где ввиду наличия открытой дуги также относительно велики потери тепла излучением и с отходящими газами [4]. Электрический КПД электрошлаковых печей из-за работы в режиме сопротивления весьма высок и составляет 0,85...0,95. Благодаря этому общий энергетический КПД печей ЭШВ находится на уровне значений этого показателя для дуговых печей.

Проигрывая рудно-термическим по энергетическим затратам, печи ЭШВ имеют и ряд преимуществ. Рудно-термические печи чаще всего предназначены для производства определенного ферросплава из

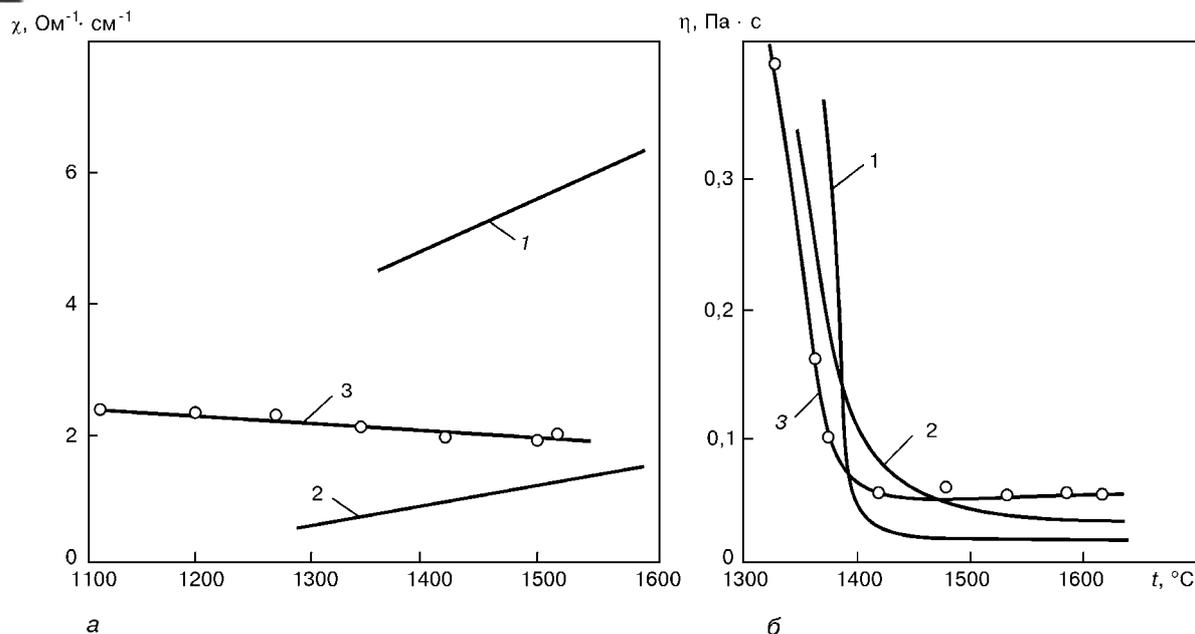


Рис. 2. Физические свойства ильменитового концентрата и некоторых шлаков ЭШП: а — электропроводность  $\chi$ ; б — вязкость  $\eta$ ; 1 — АНФ-1П; 2 — АНФ-6; 3 — ильменит

сырья конкретного месторождения. Исходя из этого выбирается источник питания, конструкция печи и режим ее работы. В случае изменения состава шихтовых материалов, например при переходе на сырье из другого месторождения, зачастую необходимы значительные затраты на переустройство печи и отработку технологии плавки.

Электрошлаковые печи более мобильны и могут без особых изменений использоваться для плавки разнообразного сырья, в том числе имеющего сравнительно небольшие запасы. Кроме того, они проще в обслуживании, для них требуются значительно меньшие капитальные вложения при вводе в эксплуатацию, они могут располагаться вблизи скопления или сбора перерабатываемого материала.

Еще одним весьма важным преимуществом сравнительно небольших печей благодаря возможности гибкого варьирования технологическим процессом является увеличение степени извлечения требуемого компонента из исходного материала в получаемый металл, т. е. уменьшение потерь важных и дорогостоящих элементов.

Таким образом, электрошлаковая плавка минерального сырья с целью получения ферросплавов и лигатур, как правило, применима в тех случаях, когда при переработке шихты образуется большое количество шлакового расплава, нагрев которого может осуществляться преимущественно в режиме сопротивления. Высокая кратность шлака получается при использовании сырья с небольшим содержанием основного компонента или когда в шихту для достижения шлаковым расплавом необходимых плавильных свойств (температуры плавления, электропроводности, вязкости) вводят большое количество флюсующих добавок.

Еще одной областью применения электрошлаковой плавки минерального сырья служат процессы, в которых конечным продуктом является получае-

мый при плавке шлак, обогащенный требуемым компонентом за счет избирательного восстановления в металлическую фазу и удаления из него других компонентов. Классический пример такого процесса — выплавка титанового шлака.

Современное титановое производство базируется на многостадийной переработке так называемого титанового шлака, полученного рудно-термической плавкой титаносодержащего концентрата, в частности ильменитового. Последний представляет собой в основном (на 90...93 %) соединение оксидов железа с оксидами титана типа  $\text{FeO} \cdot \text{TiO}_2$  с небольшими примесями  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}$  и др. Содержание титана в ильмените в пересчете на  $\text{TiO}_2$  обычно составляет 50...55 %.

Для производства титановой губки необходимо получение шлака, содержащего не менее 80 % оксидов титана, не более 5 % оксидов железа, а также минимум других оксидов. Повышения в шлаке концентрации  $\text{TiO}_2$  достигают путем избирательного восстановления из ильменита оксидов железа. Для этого в шихту вводят углеродсодержащий восстановитель, чаще всего молотый кокс. Оксиды железа в условиях такой плавки являются термодинамически менее стойкими, чем оксиды титана, и восстанавливаются в первую очередь. В итоге получаемый шлаковый расплав постепенно обогащается оксидами титана.

Ввиду образования при плавке ильменита большого количества шлака (кратность шлака обычно составляет 5–6), процесс ведут с погруженными в шлак электродами преимущественно в режиме сопротивления, чему способствует высокая электропроводность исходного ильменита. Для системы  $\text{FeO}-\text{TiO}_2$  при содержании оксида титана 45...50 % электропроводность расплава в условиях температуры 1300...1500 °C находится на уровне  $30 \text{ Ohm}^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$  [8].



Согласно проведенным исследованиям, электропроводность ильменитового концентрата Иршанского горно-обогатительного комбината составляет  $2,0...2,5 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$  (рис. 2, а), т. е. имеющиеся в нем примеси повышают сопротивление. По этому показателю он близок к шлаку типа АНФ-6. Причем ильменит имеет такую проводимость даже в твердом состоянии при температуре около  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ , которая практически не изменяется и при переходе из твердого состояния в жидкое.

Для расплава ильменита характерна слабая зависимость электропроводности от температуры. Более того, в отличие от других солеоксидных расплавов, электропроводность ильменита с повышением температуры падает. Это свидетельствует о том, что титаносодержащие шлаки отличаются не ионной, а электронной проводимостью. Поэтому с увеличением содержания в них  $\text{TiO}_2$  сопротивление расплава резко уменьшается и высокотитановые шлаки по электропроводности приближаются к металлам [9].

Температура плавления ( $1320...1350 \text{ }^\circ\text{C}$ ) и вязкость (рис. 2, б) исходного ильменита также близки таковым некоторых шлаков, применяемых в электрошлаковых технологиях. Проведенные в электрошлаковой печи мощностью 260 кВ·А эксперименты показали, что при правильно подобранных электрических параметрах плавка ильменита в режиме сопротивления не вызывает никаких затруднений.

Ильменитовый концентрат, помимо использования в производстве титановой губки, является основным сырьем для получения ферротитана. В работе [10] описана технология выплавки из ильменита 25...35 % ферротитана алюмотермическим способом. При этом первоначальная энергия, необходимая для шлакообразования и достижения требуемой температуры, когда активно начинает протекать восстановление оксидов титана, выделяется за счет тепла реакций взаимодействия алюминия с вводимыми в шихту окислителями.

Для снижения температуры плавления образующегося шлака в шихту также вводят флюсующие компоненты. Это способствует, помимо необходимого для восстановления оксидов титана и железа, дополнительному использованию алюминия. Уменьшить расход алюминия можно за счет расплавления ильменита в электротермической, например в электрошлаковой, печи и последующего ввода в подготовленный железотитанистый шлак восстановителя. Путем достижения требуемых температурных параметров и применения различных вариантов ввода алюминия можно повысить степень восстановления титана в металл, а также создать условия для лучшего отделения металла от шлака. Такая технология выплавки низкопроцентного ферротитана успешно применяется на ряде предприятий Украины, имеющей большие запасы ильменитового концентрата.

При электроплавке ильменитового концентрата дополнительным резервом повышения рентабель-

ности производства ферротитана является использование для перевода железа из шлака в металл вместо алюминия значительно более дешевого углеродсодержащего восстановителя. Для этого, аналогично титановому производству, выплавляют обогащенный титаном шлак, подвергаемый затем не хлорированию и магниитермическому восстановлению с получением титановой губки, а алюмотермическому восстановлению с выплавкой ферротитана. При этом для получения 70 % ферротитана нет необходимости глубокого удаления из ильменита оксидов железа. С уменьшением в системе  $\text{FeO-TiO}_2$  доли оксидов железа резко изменяются физические свойства расплава. Так, при содержании 5...7 %  $\text{FeO}$  температура плавления повышается до  $1600...1700 \text{ }^\circ\text{C}$ , а электропроводность составляет более  $100 \text{ Ом}^{-1}\cdot\text{см}^{-1}$  [9]. Поэтому при плавке высокотитанового шлака в шихту добавляют флюсующие (известь или соду), снижающие температуру плавления и электропроводность расплава. При электрошлаковой плавке ильменита с целью получения 70 % ферротитана в случае восстановления 80 % титана, содержащегося в концентрате, остаточное содержание  $\text{FeO}$  может составлять 15...18 %. Это значительно облегчает проведение плавки, в том числе сокращается ее время, поскольку с уменьшением количества  $\text{FeO}$  и снижения его активности замедляются процессы восстановления оксидов железа углеродом. Кроме того, уменьшается расход флюсующих компонентов, влияние которых на последующий процесс восстановления алюминием оксидов титана неоднозначен.

Проведенный комплекс исследований показал, что электрошлаковая плавка позволяет получать из ильменитового концентрата 70%-й ферротитан, практически по всем параметрам соответствующий требованиям технических условий на указанный продукт [11]. В настоящее время ведутся работы по корректировке и оптимизации данной технологии.

В качестве еще одного примера электрошлаковой плавки минерального сырья можно отметить технологию переработки зол и шламов тепловых электростанций, работающих на мазуте. Последние содержат от 10 до 30 % соединений ванадия. Разрабатываются различные процессы утилизации подобных отходов с извлечением ванадия [12, 13]. Пирогидрохимические способы требуют расхода большого количества дорогостоящих реагентов и экологически небезопасны. Проблемой металлургических способов является наличие в золах значительного количества серы и углерода, которые загрязняют получаемый при их плавке феррованадий.

В последнее время появились данные о разработке технологий предварительной подготовки подобных зол, позволяющих их гранулировать и уменьшать содержание нежелательных примесей [14, 15]. В этом случае металлургические способы переработки, в частности основанные на силико- или алюмотермическом восстановлении оксидов ванадия из расплава, становятся наиболее эффектив-



ными, поскольку позволяют максимальное извлечение ванадия. Среди них из-за образования большого количества шлака при плавлении шихты, включающей восстановители и флюсоующие для связывания продуктов реакции, наиболее приемлемой является электрошлаковая плавка. Проведенные с участием сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона лабораторные и опытно-промышленные плавки подтвердили этот факт. Из золы ТЭС с использованием в качестве восстановителя 75 % FeSi выплавлен феррованадий, содержащий 35... 37 % ванадия, пригодный для легирования стали [16].

Не только процесс переработки ванадийсодержащих зол, но и выплавка стандартного феррованадия из технического пентаоксида ванадия  $V_2O_5$ , тем более ванадийсодержащих лигатур из ванадийсодержащего конверторного шлака, должны успешно протекать в электрошлаковом режиме.

Согласно данным работ [17, 18], разработанная технология одностадийной переработки конверторного шлака, содержащего 16... 20 %  $V_2O_5$  и примерно столько же  $SiO_2$ , с получением в ферросплавных печах лигатуры с 10... 12 % ванадия предусматривает введение в шихту извести, 75%-го ферросилиция и плавикового шпата, причем в таких количествах, чтобы образующиеся металлический и шлаковый расплавы имели массовое соотношение примерно 1:4, а объемное — не менее 1:12.

Состав получаемого шлака на 80... 85 % состоит из соединений оксидов кальция и кремния ( $CaO-SiO_2$ ,  $2CaO-SiO_2$ ), а по данным работы [8] электропроводность, температура плавления и вязкость таких расплавов, тем более при наличии до 5 %  $CaF_2$ , благоприятствуют протеканию плавки в режиме сопротивления.

Выполненные анализ и экспериментальные исследования показали, что электрошлаковая плавка как способ переработки минерального сырья имеет свои области применения и может с успехом использоваться для получения из соответствующей неметаллической шихты ферросплавов, лигатур и легирующих.

1. Биктагиров Ф. К. Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафиниро-

- вания и обработки металлов. Сообщ. 1 // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 4. — С. 11–17.
2. Биктагиров Ф. К. Применение электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами для плавки, рафинирования и обработки металлов. Сообщ. 2 // Соврем. электрометаллургия. — 2003. — № 1. — С. 5–9.
3. Рябцев И. А., Кусков Ю. А., Кузьменко О. Г. Переработка металлоотходов с использованием электрошлаковых технологий // Вестн. машиностроения. — 2003. — № 11. — С. 76–80.
4. Лютый И. Ю., Латаш Ю. В. Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов. — Киев: Наук. думка, 1982. — 188 с.
5. *Электротермические* процессы химической технологии / Я. Б. Данцис, В. А. Ершов, Г. М. Жилов и др. — Л.: Химия, 1984. — 464 с.
6. Струнский Б. М. Рудно-термические плавильные печи. — М.: Металлургия, 1972. — 368 с.
7. Гасик М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. Теория и технология производства ферросплавов. — М.: Металлургия, 1988. — 784 с.
8. *Атлас шлаков* / Под ред. И. С. Куликова. — М.: Металлургия, 1985. — 208 с.
9. *Металлургия титана* / В. А. Гармата, Б. С. Гуляницкий, В. Ю. Крамник и др. — М.: Металлургия, 1978. — 424 с.
10. *Алюмотермия* / Н. П. Лякишев, Ю. Л. Плинер, Г. Ф. Игнатенко и др. — М.: Металлургия, 1978. — 784 с.
11. *Применение* электрошлаковой плавки для получения ферротитана из ильменитового концентрата / Ф. К. Биктагиров, В. А. Шаповалов, А. П. Игнатов, А. В. Гнатушенко. — Тбилиси, 2004. — С. 79–86.
12. *Словинский-Сидак Н. П., Жуковский Т. Ф.* Утилизация ванадийсодержащих отходов ТЭС // Теплоэнергетика. — 1997. — № 2. — С. 55–58.
13. *Восстановление* оксидов ванадия в железоуглеродистом расплаве / В. Н. Костяков, В. Л. Найдик, Е. Б. Полетаев и др. // Процессы литья. — 2004. — № 2. — С. 3–5.
14. *Черноусов П. И., Иванов А. В., Пашков Н. Ф.* Новая технология извлечения ванадия из золы тепловых электростанций, работающих на мазуте // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 2000. — № 11. — С. 64.
15. *Ванадий* из золы / Ю. Юсфин, П. Черноусов, А. Петелин и др. // Металлы Евразии. — 1998. — № 5. — С. 72–73.
16. *Безотходная* переработка золы и шламов тепловых электростанций, сжигающих мазут / П. П. Процько, К. К. Прохоренко, И. И. Лычко, К. А. Ющенко // Материалы семинара по охране окружающей среды (г. Алушта, 1998 г.). — Киев: О-во «Знание», 1998. — С. 7–8.
17. *Филиппенков Д. А., Дерябин Ю. А., Смирнов Л. А.* Эффективные технологии легирования стали ванадием. — Екатеринбург, 2001. — 210 с.
18. *Байрамов Б. И., Зайко В. П.* Выплавка ванадийсодержащих лигатур // Сталь. — 1981. — № 7. — С. 37–39.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 30.11.2004

## НОВАЯ КНИГА

### Проблемы сварки, металлургии и родственных технологий:

Сборник трудов IX международной научно-технической конференции (21–22 октября 2004 г.). — Тбилиси: Ассоциация сварщиков Грузии, 2004. — 163 с.

В сборнике отражены научные достижения в области сварки, металлургии и нанесения покрытий. Рассмотрены перспективы развития этих направлений.





УДК 669.117.86.002

## ПРИМЕНЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ОГНЕУПОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ В КОНСТРУКЦИЯХ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ ЭШП

К. А. Цыкуленко, Б. Б. Федоровский, А. К. Цыкуленко

Рассмотрена возможность увеличения срока службы кристаллизаторов ЭШП, проанализированы факторы, влияющие на стойкость против разрушения стенки медного водоохлаждаемого кристаллизатора, и пути ее повышения. Описаны новые конструкции токоподводящих кристаллизаторов ЭШП, использующих биметаллические и огнеупорные материалы, при выборе которых предлагается учитывать тип переплавляемого материала.

Feasibility of increase in service life of ESR moulds is considered, factors, influencing the resistance against fracture of wall of copper water-cooled mould, and ways of its improvement are analyzed. New designs of current-supplying ESR moulds, using bimetal and refractory materials, at the selection of which the type of metal remelted should be taken into account are described.

**Ключевые слова:** кристаллизаторы ЭШП; интенсивность разрушения медной стенки кристаллизатора; процесс электрокоррозии; процесс электроэрозии; ремонтпригодность кристаллизатора; биметаллы; огнеупорные материалы

Известно [1, 2], что в процессе электрошлакового переплава (ЭШП) в медном водоохлаждаемом кристаллизаторе его стенка разрушается вследствие прохождения части тока по цепи электрод–шлак–стенка кристаллизатора. Разрушение заключается в появлении на рабочей поверхности кристаллизатора каверн и раковин, которые с течением времени увеличиваются как в размерах, так и количестве, что в результате приводит к выходу кристаллизатора из строя. Ремонтпригодность медного кристаллизатора довольно низкая. Для исправления дефектов, образовавшихся при наплавке рабочей поверхности кристаллизатора, необходимо нагревать медную гильзу целиком.

В зависимости от условий электрошлакового процесса интенсивность указанного вида разрушений может быть различной. В наименьшей степени подвержены такому виду разрушения стационарные кристаллизаторы, в которых электрошлаковый процесс ведется при сравнительно небольших коэффициентах заполнения. Более интенсивно разрушаются стенки коротких подвижных кристаллизаторов. Этому способствует тот факт, что при относительном перемещении слитка и кристаллизатора шлаковая ванна постоянно находится в контакте с одним и тем же участком его стенки. Скорость разрушения медной стенки кристаллизатора зависит также от состава шлака и средней плотности тока в месте контакта стенки со шлаком. Авторы работы [2]

пришли к выводу, что интенсивность разрушения медной стенки кристаллизатора зависит от плотности проходящего через нее тока: например, при плотности тока свыше  $3 \text{ А/см}^2$  (в случае электрошлакового процесса на фторидных шлаках) она скачкообразно возрастает. Для защиты медной стенки кристаллизатора от разрушения предложено уменьшать значение составляющей тока, проходящего через стенку (например, путем применения добавочного регулируемого сопротивления в цепи кристаллизатора) или покрывать ее слоем металла, более стойкого против анодного разрушения, чем медь. При этом более стойкими против электрокоррозии во фторидных расплавах металлами (по сравнению с медью) являются молибден, вольфрам, ниобий, титан, цирконий и железо, а более стойкими против электроискрового разрушения (электроэрозии) — никель, кобальт, железо и алюминий (расположены в порядке повышения стойкости).

Казалось бы, если железо является более стойким материалом против электрокоррозии и электроэрозии (по сравнению с медью), то в качестве материала для водоохлаждаемого кристаллизатора следует использовать сталь. Она имеет температуру плавления выше, чем медь, и при плотности тока  $40 \text{ А/см}^2$  и выдержке в шлаке в течение 1,5...2,0 ч практически не разрушается [2]. Кроме того, ремонт стального кристаллизатора (заварка дефектов на его рабочей поверхности) значительно проще, чем медного.

Все заключается в теплопроводности материалов. Известно, что медь, имея более низкую температуру плавления, отличается в то же время более высокой теплопроводностью: отводит значительное количество

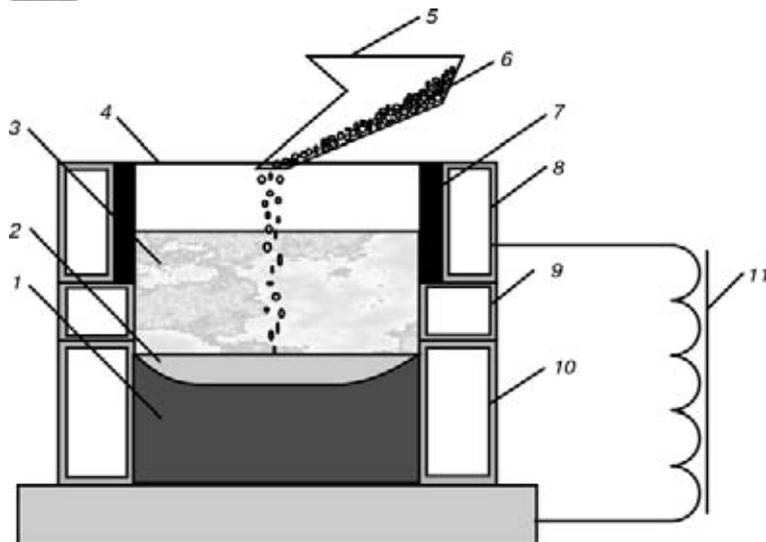


Рис. 1. Схема выплавки слитка в токоподводящем кристаллизаторе [3]: 1 — слиток; 2 — металлическая ванна; 3 — шлаковая ванна; 4 — кристаллизатор; 5 — механизм подачи присадочного металла; 6 — кусковой присадочный материал; 7 — защитный слой (молибден, вольфрам и графит); 8–10 — секции кристаллизатора; 11 — трансформатор

тво тепла от рабочей поверхности кристаллизатора к потоку воды, охлаждающей кристаллизатор. При одинаковой толщине стенки кристаллизатора и параметрах охлаждения водяного канала (напор и температура охлаждающей воды) температура поверхности водоохлаждающего канала стального кристаллизатора будет заметно выше, чем медного. В процессе эксплуатации стального кристаллизатора вследствие воздействия высоких температур и возможного местного кипения охлаждающей воды у его стенки на поверхности водяного канала образуется слой накипи, толщина которого быстро увеличивается. При этом теплопроводность этого слоя незначительна. Образование на поверхности стального водоохлаждающего канала слоя с низкой теплопроводностью приводит к резкому снижению градиента температур в стенке стального кристаллизатора и, как следствие, к его прожогу. Возможное попадание воды в шлак и на зеркало металлической ванны создает аварийную ситуацию. Поэтому, хоть ранее и предпринимались попытки использования в промышленности стальных кристаллизаторов, в настоящее время практически все кристаллизаторы для стандартного процесса ЭШП являются медными водоохлаждаемыми конструкциями.

Развитие и совершенствование электрошлаковой технологии привело к разделению процессов плавления и кристаллизации металла и созданию электрошлаковых технологий переплава и наплавки жидким металлом. Для реализации этих технологий используется кристаллизатор с токоподводящей секцией, выполняющей функцию нерасходуемого электрода. Конструкция такого кристаллизатора (рис. 1) впервые была предложена Г. В. Ксендзыком с группой сотрудников (Институт электросварки им. Е. О. Патона) [3]. В этом кристаллизаторе плотность тока заметно выше указанного значения ( $3 \text{ А/см}^2$ ). Учитывая, что цепь кристаллизатор–

слиток является основной электрической цепью электрошлакового процесса, единственным способом избежать разрушения токоподводящей секции является защита ее рабочей поверхности материалом, который в меньшей степени, чем медь, склонен к анодному разрушению. В качестве такого материала предложили использовать молибден, вольфрам и графит. Практическим решением указанной проблемы явилось создание составной конструкции токоподводящей секции кристаллизатора — водоохлаждаемой медной ватержакетной секции, защищенной сменным графитовым кольцом. Через определенное количество плавов по мере износа графита кольцо заменяют новым. Износ графитового кольца связан не столько с анодным разрушением, сколько с высокотемпературным окислением графита, происходящим вблизи поверхности шлаковой ванны. Сменные кольца

из молибдена или вольфрама не нашли применения из-за низкой стойкости этих материалов против окисления при температурах электрошлакового процесса (что приводит к быстрому выходу их из строя), а также из-за их высокой стоимости.

Кристаллизатор указанной конструкции (со сменным графитовым кольцом) используется при наплавке прокатных валков из высокоуглеродистых материалов. Переход через шлак в металл небольшого количества углерода (по мере износа графитового кольца) не является для указанных материалов особой проблемой. Однако при переплаве сталей и сплавов с ультранизким содержанием углерода применение графита в качестве материала для рабочей поверхности токоподводящей секции не допустимо. Еще одной проблемой, возникающей при использовании графитового кольца для защиты водоохлаждаемой медной стенки, являются его габариты. Так, для выплавки крупных слитков (диаметром 700 мм и более) необходим кристаллизатор, а следовательно, и графитовое защитное кольцо соответствующих размеров, изготовление которого представляет серьезную производственную проблему.

Чтобы исключить попадание графита в металлическую ванну и повысить ремонтпригодность такого кристаллизатора, токоподводящую секцию предложено изготавливать из двух частей — внутренней гильзы из биметалла и наружного кожуха. Одним из возможных типов биметалла является пара медь–сталь, представляющая компромиссное решение между медным и стальным кристаллизаторами. Слой биметалла, контактирующий с наружным кожухом, выполнен из меди, являющейся тепло- и электропроводным материалом, обеспечивающим хороший теплоотвод из второго (стального) слоя, непосредственно соприкасающегося со шлаковой ванной и в незначительной степени подверженного анодному разрушению. Компоненты стального (внутреннего) слоя при попадании в переплавляе-



мый и наплавляемый металл (в любую сталь, в том числе и с ультранизким содержанием углерода) не изменяют его свойства.

Такой кристаллизатор легко ремонтируется. В то же время биметаллическая конструкция внутренней гильзы при соотношении толщины первого слоя к толщине второго (с более низкой теплопроводностью) от 1:1 до 5:1 обеспечивает надежный токоподвод через внутреннюю гильзу к шлаковой ванне и достаточно хороший теплоотвод от кристаллизующегося металла. При соотношении толщины первого слоя к толщине второго менее 1 электрическая и тепловая проводимость внутренней гильзы уменьшается настолько, что нарушается токоподвод к шлаковой ванне и теплоотвод от кристаллизующегося металла, из-за чего происходят дополнительные затраты электроэнергии и ухудшение структуры закристаллизовавшегося металла. При соотношении толщины первого слоя к толщине второго более 5:1 ремонтпригодность кристаллизатора существенно ухудшается, что вызывает опасность прожога ремонтируемого слоя и загрязнение его металлом первого слоя. Кроме того, появляется опасность загрязнения переплавляемого или наплавляемого металла металлом первого слоя еще в процессе переплава или наплавки вследствие прожога стенки кристаллизатора.

В качестве материала внутренней гильзы в зависимости от переплавляемых материалов может быть использован также биметалл медь–титан, медь–никель или медь–наплавляемый сплав.

Кристаллизаторы с гильзой токоподводящей секции из биметалла медь–сталь диаметром до 1500 мм прошли промышленные испытания и с успехом применяются для изготовления валков прокатных станов способом электрошлаковой наплавки жидким металлом на Новокраматорском машиностроительном заводе [5].

К недостаткам конструкции кристаллизаторов с биметаллической гильзой токоподводящей секции, как впрочем и обычных медных, следует отнести тот факт, что тепловая эффективность электрошлакового процесса в таких кристаллизаторах ниже, чем в кристаллизаторах со сменными графитовыми кольцами.

Попытки повысить тепловую эффективность электрошлакового процесса предпринимались и ранее — различного рода шлаковые надставки, крышки, затворы, системы дифференциального охлаждения и пр. [6]. В качестве материалов для футеровки верхней части кристаллизатора, кроме графита, использовали различные шлаки, нитридную керамику, многослойные материалы [6, 7]. Тепловая эффективность электрошлакового процесса в кристаллизаторе с футерованной верхней частью примерно на 20 % выше, чем в обычном водоохлаждаемом медном кристаллизаторе [8].

В настоящее время усовершенствование конструкции токоподводящего кристаллизатора, с точки зрения снижения тепловых потерь, нам представляется следующим образом. Верхняя токоподводя-

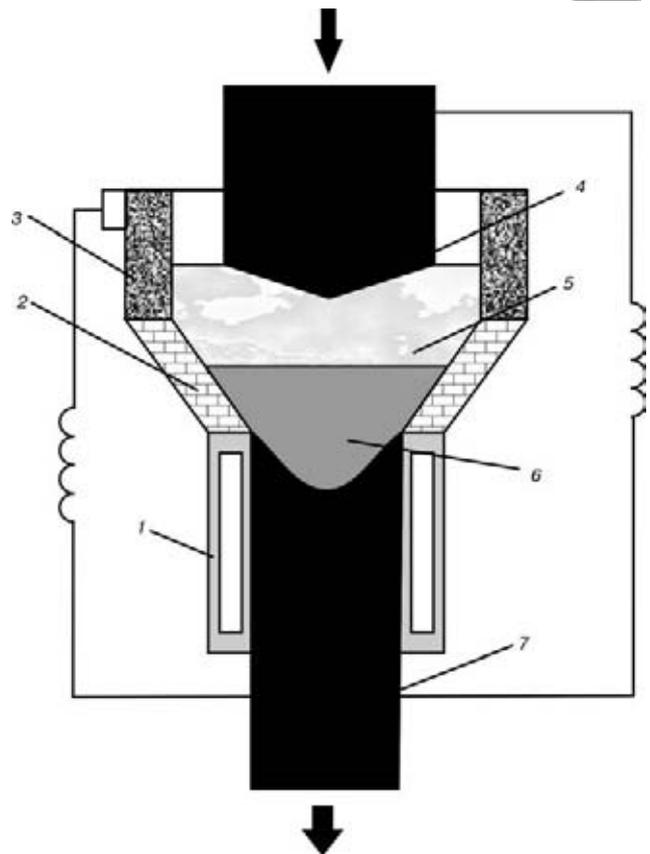


Рис. 2. Схема выплавки слитка в трехсекционном токоподводящем кристаллизаторе: 1–3 — соответственно нижняя, средняя и верхняя секции; 4 — расходный электрод; 5, 6 — соответственно шлаковая и металлическая ванны; 7 — слиток

щая секция такого трехсекционного кристаллизатора может быть изготовлена из электропроводного материала (рис. 2), стойкого против воздействия расплавленного шлака, нижняя секция — из материала с высокой теплопроводностью, стойкого против воздействия жидкого металла, а промежуточная секция — из неэлектропроводного материала с низкой теплопроводностью, стойкого против воздействия расплавленного шлака и металла [9]. Необходимость использования в качестве материала для промежуточной секции неэлектропроводного материала с низкой теплопроводностью вызвана желанием повысить тепловую эффективность процесса, с одной стороны, и обеспечить надежную электрическую изоляцию верхней токоподводящей секции от нижней формирующей секции, с другой. В качестве материала для промежуточной секции можно использовать тот же графит. Секция, находящаяся под слоем шлака, будет подвержена износу в значительно меньшей степени, чем верхняя токоподводящая. Однако учитывая то, что промежуточная секция также, как и верхняя, является неохлаждаемой, изоляционные прокладки между промежуточной и другими секциями будут работать в условиях высоких температур и быстро выгорать, что приведет к короткому замыканию. Поэтому для секций такого кристаллизатора предложены следующие материалы: графит — для верхней неохлаждаемой



секции, медь — для нижней водоохлаждаемой, материал на основе периклаза — для промежуточной.

Исходя из изложенного выше можно заключить, что использование того или иного типа токоподводящего кристаллизатора зависит в первую очередь от того, какой материал (сталь, сплав) предполагается в нем переработать. Состав переплавляемого (или наплавляемого) материала влияет на выбор материала токоподводящей секции. Нам представляется, что в качестве таких материалов должны широко использоваться биметаллические материалы. Если основной проблемой при переработке металла является тепловая эффективность процесса, то токоподводящая и промежуточная секции должны быть неводоохлаждаемыми.

1. Дудко В. А., Рублевский И. Н. К вопросу о природе вентильного эффекта при электрошлаковом процессе // Автомат. сварка, — 1962. — № 3. — С. 40–48.
2. К вопросу об анодном разрушении в шлаке при ЭШП токоведущих металлических элементов / В. Л. Артамонов, Б. И. Медовар, В. М. Мартын, Е. М. Гисер // Спец. электрометаллургия. — 1972. — Вып. 17. — С. 3–10.

3. Pat. 4185682 USA, МПК В 22 В 27/02. — Оpubл. 29.01.80.
4. Пат. 25605Ф UA, МКИ В 22 Д 19/00. Струмодвідний кристалізатор / Б. І. Медовар, Л. Б. Медовар, Б. Б. Федоровський та ін. — Оpubл. 30.10.98.
5. Рекламные материалы НКМЗ // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2002. — № 2. — 2-я с. обложки.
6. Электрошлаковая плавка в футерованной емкости / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, К. А. Цикуленко и др. // Спец. электрометаллургия. — 1989. — Вып. 68. — С. 14–22.
7. А. с. СССР № 1563252, В 22 Д 19/00. Кристаллизатор для электрошлакового переплава / Б. И. Медовар, К. А. Цикуленко, А. Г. Богаченко и др. — Оpubл. 05.04.88; Бюл. № 2.
8. Уменьшение тепловых потерь от шлаковой ванны при ЭШП / Б. И. Медовар, Б. Б. Федоровский, К. А. Цикуленко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1989. — № 4. — С. 22–24.
9. Пат. 49053 UA, МКИ В 22 Д 19/00. Секційний кристалізатор електрошлакових установок / Б. І. Медовар, Л. Б. Медовар, А. К. Цикуленко та ін. — Оpubл. 16.09.2002.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев  
Поступила 29.09.2004

## Крупнейший промышленный форум в Украине XIII Международная специализированная выставка «МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ 2004»

17–20 мая 2005 г.

Украина, г. Запорожье

### ОРГАНИЗАТОРЫ

- Министерство промышленной политики Украины
- Запорожская областная государственная администрация
- Запорожский городской исполнительный комитет
- Запорожский областной союз промышленников и предпринимателей «Потенциал»
- Запорожская торгово-промышленная палата

### ТЕМАТИКА

- ⇒ Новые технологии, технологичные материалы, сырье
- ⇒ Машины, механизмы, технологическое оборудование, инструмент и оснастка
- ⇒ Тяжелое машиностроение
- ⇒ Станкостроение, приборостроение
- ⇒ Автотранспортная и дорожно-строительная техника, автосервис
- ⇒ Сельскохозяйственная техника
- ⇒ Топливо-энергетический комплекс, энергосбережение
- ⇒ Горношахтное оборудование
- ⇒ Металлургия, металлообработка, литейное оборудование
- ⇒ Абразивные материалы
- ⇒ Сварка
- ⇒ Электротехника, кабельно-проводниковая продукция, КИИ
- ⇒ Промышленная электроника, электронные приборы
- ⇒ Вычислительная техника, радиоэлектроника, связь, АСУ
- ⇒ Гидро- и пневмоинструмент
- ⇒ Химическая промышленность
- ⇒ Промышленная санитария, спецодежда
- ⇒ Инновационные и инвестиционные проекты
- ⇒ Товары народного потребления

По вопросам участия обращаться в дирекцию выставки:  
Запорожская торгово-промышленная палата  
69000, Украина, г. Запорожье, бульвар Центральный, 4  
Тел./факс: + 38 (0612) 13-50-26, 13-51-67  
E-mail: expro@cci.zp.ua; <http://www.cci.zp.ua>



УДК 669.187.526.001.5

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ИСПАРЕНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОМ ОПЛАВЛЕНИИ ПОВЕРХНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ СЛИТКОВ ИЗ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

С. В. Ахонин, А. С. Миленин, А. Н. Пикулин

Разработана математическая модель испарения легирующих элементов при электронно-лучевом оплавлении цилиндрических слитков из сплавов на основе титана. В рамках предложенной модели получены зависимости химического состава оплавленной зоны слитка от мощности электронно-лучевых пушек и угловой скорости вращения слитка. Адекватность модели подтверждена экспериментальными данными, полученными при оплавлении поверхности цилиндрических слитков из сплава Ti-6Al-4V.

Mathematical model of evaporation of alloying elements in electron beam surface melting of cylindrical ingots made from titanium-base alloys has been developed. Within the scope of the offered model the dependencies of chemical composition of the melted zone of ingot on power of electron beam guns and angular rate of ingot rotation were obtained. Adequacy of model was confirmed by experimental data obtained in surface melting of cylindrical ingots from alloy Ti-6Al-4V.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое оплавление; цилиндрический слиток; оплавляемая зона; химический состав; испарение

**Введение.** Для удаления различных дефектов поверхности слитков, получаемых способами специальной электрометаллургии, в ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология электронно-лучевого оплавления (ЭЛО) поверхности слитков [1]. Предложенная технология позволяет устранить поверхностные дефекты полностью [2], что подтверждается как исследованиями качества слитков методами неразрушающего контроля, так и прямым изучением макроструктуры темплетов оплавленных слитков (рис. 1).

Отличительной особенностью технологии ЭЛО является то, что оплавление проходит в высоком вакууме, в результате чего легирующие элементы сплава, имеющие высокую упругость пара, испаряются достаточно интенсивно, что может привести к изменению химического состава оплавленного слоя. Поэтому важной задачей оптимизации процесса ЭЛО поверхности слитка является обеспечение соответствия химического состава сплава в поверхностной оплавляемой зоне требованиям стандартов.

Задачу оптимизации процесса ЭЛО решали методами математического моделирования на примере оплавления цилиндрических слитков титанового сплава Ti-6Al-4V. Основным легирующим элементом этого сплава является алюминий — элемент с высокой упругостью пара. Поэтому предложенная модель рассматривает процессы испарения алюминия из сплава титана.

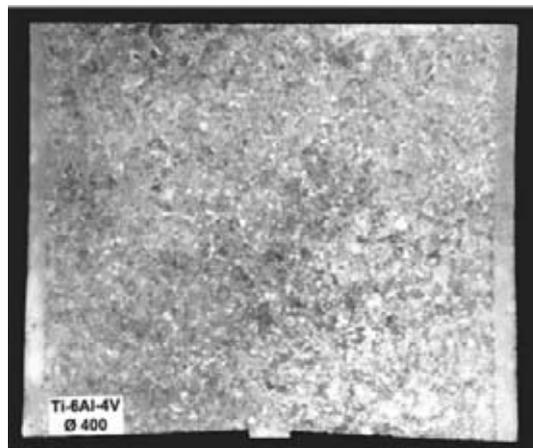


Рис. 1. Продольный темплет слитка титанового сплава, поверхность которого оплавлена способом ЭЛО

© С. В. АХОНИН, А. С. МИЛЕНИН, А. Н. ПИКУЛИН, 2005



**Технология ЭЛО.** Суть предложенной технологии ЭЛО заключается в нагреве и расплавлении поверхностного слоя слитка электронными лучами вдоль его образующей одновременно по всей длине. Фокальному пятну электронных лучей придают форму удлиненного эллипса, большая ось которого направлена вдоль образующей. При этом слиток вращается вокруг продольной оси.

Технологическая схема оплавления слитков реализована на базе специализированной электронно-лучевой установки УЭ-185, для нагрева слитка используют три электронно-лучевые пушки [3].

**Моделирование процесса испарения легирующих элементов сплава и определение химического состава металла в зоне оплавления.** Для определения концентрации алюминия в оплавляемой зоне требуется составить уравнения материального баланса, т. е. соотношений, отображающих суммарный массообмен через границу исследуемой области. В данном случае рассматривается область жидкого металла в поверхностной зоне слитка, т. е. жидкая ванна.

В системе отсчета, связанной с жидкой ванной, можно выделить следующие потоки вещества: металл первоначального состава, протекающий через границу фаз твердая фаза–жидкость; испаряющийся металл, проходящий через границу фаз жидкость–газообразная фаза; металл конечного состава, следующий через границу фаз жидкость–твердая фаза. Сумма этих потоков характеризует изменение во времени массы вещества в области жидкого металла. Кроме того, принято, что концентрации элементов непосредственно в жидкой ванне равны конечным концентрациям соответствующих элементов в оплавляемой зоне слитка. Поэтому уравнения материального баланса будут иметь вид

$$\begin{cases} \frac{d(\rho V[\text{Al}]_i)}{dt} = m[\text{Al}]_0 - S\pi_{\text{Al}} - m_1[\text{Al}]_1, \\ \frac{d(\rho V[\text{Ti}]_i)}{dt} = m[\text{Ti}]_0 - S\pi_{\text{Ti}} - m_1[\text{Ti}]_1, \end{cases} \quad (1)$$

где  $[M]_0$ ,  $[M]_1$  — массовая концентрация соответствующих элементов в оплавляемой зоне до и после прохождения луча;  $\rho$  — плотность сплава,  $\text{кг}/\text{м}^3$ ;  $S$  — площадь поверхности жидкого металла,  $\text{м}^2$ ;  $V$  — объем ванны жидкого металла,  $\text{м}^3$ ;  $m$  — масса металла, проходящего через границу фаз твердая фаза–жидкость в единицу времени,  $\text{кг}/\text{с}$ ;  $m_1$  — масса металла, проходящего через границу фаз жидкость–твердая фаза в единицу времени,  $\text{кг}/\text{с}$ ;  $\pi_{\text{Al}}$ ,  $\pi_{\text{Ti}}$  — удельная скорость испарения соответственно алюминия и титана с поверхности жидкой ванны,  $\text{кг}/(\text{с}\cdot\text{м}^2)$ .

Удельная скорость испарения с поверхности жидкого металла определяется уравнениями Ленгмюра [4]:

$$\pi_i = k_i X_i, \quad (2)$$

где  $k_i = \alpha_i \gamma_i P_i^0 \sqrt{\frac{M_i}{2\pi RT}}$  — константа скорости испарения;  $\alpha_i$  — коэффициент конденсации;  $\gamma_i$  — коэффициент активности;  $P_i^0$  — равновесное давление

паров элемента, Па;  $M_i$  — молярная масса элемента,  $\text{кг}/\text{моль}$ ;  $X_i$  — мольная доля элемента у поверхности раствора;  $R = 8,314 \text{ Дж}/(\text{моль}\cdot\text{К})$  — универсальная газовая постоянная;  $T$  — абсолютная температура расплава, К.

Для титана и алюминия зависимости равновесного давления паров от температуры соответственно имеют следующий вид [5]:

$$\log(P_{\text{Ti}}^0(T)) = -\frac{22946}{T} + 10,581 - 0,373 \log(T);$$

$$\log(P_{\text{Al}}^0(T)) = -\frac{16379}{T} + 9,979 - 0,335 \log(T).$$

На основе выражения (2) для реальных сплавов, в которых концентрация титана значительно превосходит концентрацию алюминия, удельная скорость испарения элементов с поверхности жидкой ванны имеет вид [6]

$$\begin{cases} \pi_{\text{Ti}} \cong k_{\text{Ti}} \left(1 - \frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Al}}} [\text{Al}]\right), \\ \pi_{\text{Al}} \cong \left(\frac{1}{\beta_{\text{Al}} \rho} + \frac{M_{\text{Al}}}{M_{\text{Ti}} k_{\text{Al}}}\right)^{-1} [\text{Al}], \end{cases}$$

где  $\beta_{\text{Al}}$  — коэффициент массопереноса алюминия в жидком титане,  $\text{м}/\text{с}$ .

Скорость поступления металла в жидкую ванну вычисляется исходя из геометрических параметров как отношение массы металла оплавляемой зоны ко времени одного оборота, и определяется выражением

$$m = Hl \left(R_c - \frac{H}{2}\right) \rho \omega, \quad (3)$$

где  $H$  — глубина проплавления,  $\text{м}$ ;  $l$  — длина слитка,  $\text{м}$ ;  $L$  — длина жидкой ванны,  $\text{м}$ ;  $R_c$  — радиус слитка,  $\text{м}$ ;  $\omega$  — угловая скорость вращения слитка,  $\text{рад}/\text{с}$ .

С учетом того, что диаметр слитка значительно превосходит глубину проплавления, формула (3) приобретает вид

$$m \cong HR_c l \rho \omega.$$

Большую часть времени процесс оплавления проходит в режиме, приближенном к стационарному, что можно объяснить постоянной во времени массой вещества в жидкой ванне. Математически это означает равенство нулю производных по времени

$$\frac{d(\rho V[\text{Al}]_i)}{dt} = \frac{d(\rho V[\text{Ti}]_i)}{dt} = 0.$$

С учетом указанного система уравнений материального баланса (1) принимает следующий вид:

$$\begin{cases} m[\text{Al}]_0 - S \left(\frac{1}{\beta_{\text{Al}} \rho} + \frac{M_{\text{Al}}}{M_{\text{Ti}} k_{\text{Al}}}\right)^{-1} [\text{Al}]_1 - m_1[\text{Al}]_1 = 0, \\ m(1 - [\text{Al}]_0) - S k_{\text{Ti}} \left(1 - \frac{M_{\text{Ti}}}{M_{\text{Al}}} [\text{Al}]_1\right) - m_1(1 - [\text{Al}]_1) = 0. \end{cases}$$

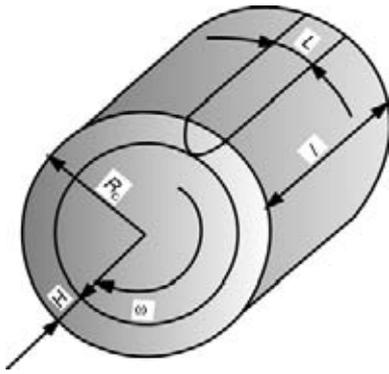


Рис. 2. Геометрические параметры слитка

Решение системы относительно неизвестного  $[Al]_1$ , таким образом, имеет вид

$$[Al]_1 = \frac{S(\beta - k_{Ti}) + m}{2S \left( \beta - \frac{M_{Ti}}{M_{Al}} k_{Ti} \right)} - \frac{\sqrt{[S(\beta - k_{Ti}) + m]^2 - 4mS(\beta - (M_{Ti}/M_{Al})k_{Ti})}[Al]_0}}{2S(\beta - M_{Ti}/M_{Al}k_{Ti})} \quad (4)$$

где  $\beta = \left( \frac{1}{\beta_{Al} \rho} + \frac{M_{Al}}{M_{Ti} k_{Al}} \right)^{-1}$  — суммарный коэффициент массопереноса алюминия в жидком титане.

Очевидно, что поток вещества через границу фаз жидкость–твердая фаза значительно превосходит таковой испаряющегося с поверхности жидкого металла, т. е.  $\frac{S\pi_i}{m[M]_0} \ll 1$ . С учетом этого выражение (4) значительно упрощается:

$$[Al]_1 = \left( 1 - \frac{1}{\omega R_c} K \frac{L}{H} \right) [Al]_0, \quad (5)$$

где  $K = \frac{1}{\rho} \left( \left( \frac{1}{\beta_{Al} \rho} + \frac{M_{Al}}{M_{Ti} k_{Al}} \right)^{-1} - k_{Ti} \right)$ .

Подстановка в уравнение (5) длины ванны жидкого металла  $L$ , глубины проплавления  $H$  позволяет получить значения конечного состава оплавленной зоны слитка при соответствующих параметрах процесса ЭЛО.

В реальном производственном цикле для достижения требуемого качества оплавленной поверхности может потребоваться несколько оборотов слитка. На основе формулы (5) можно получить соотношение для вычисления концентрации алюминия в металле оплавленной зоны при произвольном количестве оборотов слитка, что позволяет учесть фактор многократного прохождения электронных лучей по поверхности при оптимизации производственного цикла. Зависимость массовой концентрации алюминия в оплавленной зоне после  $n$  оборотов имеет вид

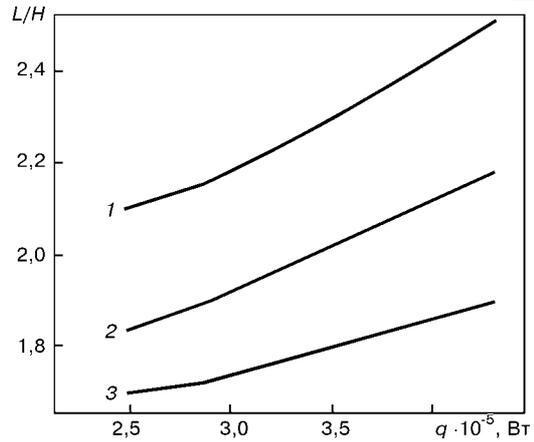


Рис. 3. Зависимость отношения длины жидкой ванны к глубине проплавления от суммарной мощности электронно-лучевых пушек при различных значениях угловой скорости вращения слитка, рад/с: 1 — 0,0060; 2 — 0,0045; 3 — 0,0030. Здесь и на рис. 4–6  $R_c = 0,2$  м;  $l = 2$  м;  $n = 3$

$$[Al]_n = \left( 1 - \frac{1}{\omega_1 R_c} K_1 \frac{L_1}{H_1} \right) \left( 1 - \frac{1}{\omega_2 R_c} K_2 \frac{L_2}{H_2} \right) \dots \left( 1 - \frac{1}{\omega_n R_c} K_n \frac{L_n}{H_n} \right) [Al]_0. \quad (6)$$

Если пренебречь малыми величинами высоких порядков, выражение (6) можно представить таким образом:

$$[Al]_n = \left( 1 - \frac{1}{\omega_1 R_c} K_1 \frac{L_1}{H_1} - \frac{1}{\omega_2 R_c} K_2 \frac{L_2}{H_2} - \dots - \frac{1}{\omega_n R_c} K_n \frac{L_n}{H_n} \right) [Al]_0. \quad (7)$$

Следует отметить, что если угловая скорость вращения слитка и суммарная мощность электронных пушек в процессе оплавления остаются постоянными и, кроме того, можно пренебречь процессом теплонасыщения (например, в случае небольшого количества оборотов), то формула (7) принимает вид

$$[Al]_n = \left( 1 - \frac{n}{\omega R_c} K \frac{L}{H} \right) [Al]_0. \quad (8)$$

Для получения зависимостей длины жидкой ванны и глубины проплавления (рис. 2) от технологических и физико-химических параметров процесса ЭЛО использован теоретико-экспериментальный метод Н. Н. Рыкалина [7, 8]. Для соответствия этого метода предложенному процессу ЭЛО дополнительно учтены распределение энергии в фокальном пятне; перегрев металла жидкой ванны; теплонасыщение слитка в процессе ЭЛО.

Анализ тепловых процессов позволяет оценить зависимость отношения длины жидкой ванны к ее глубине, фигурирующее в соотношениях (5)–(8), от различных технологических параметров. Так, например, зависимость  $L/H$  от мощности (рис. 3)

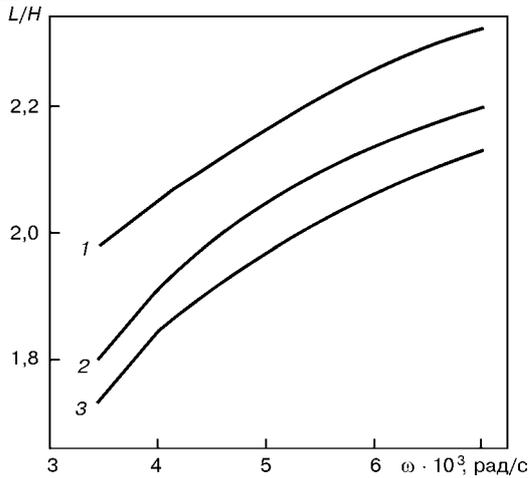


Рис. 4. Зависимость отношения длины жидкой ванны к глубине проплавления от угловой скорости вращения при различных значениях суммарной мощности электронно-лучевых пушек, Вт: 1 – 330770; 2 – 297000; 3 – 276700

имеет явную нелинейность в области малых значений мощностей, тогда как в области высоких мощностей эта зависимость с высокой степенью точности аппроксимируется линейной функцией. Зависимость  $L/H$  от угловой скорости вращения слитка (рис. 4) имеет существенно нелинейный характер, что обуславливается спецификой распространения тепла от движущегося источника.

Коэффициент активности алюминия  $\gamma_{Al}$  в общем случае является функцией температуры металла жидкой ванны. В рамках модели Редлиха–Кистера зависимость  $\gamma_{Al}$  от температуры выражается следующим образом [9]:

$$\gamma_{Al} = \exp(\Delta \bar{G}_{Al}^{ex}/RT),$$

где  $\Delta \bar{G}_{Al}^{ex}$  – парциальная избыточная свободная энергия, имеющая в данном случае вид

$$\Delta \bar{G}_{Al}^{ex} = X_{Ti}(1 - X_{Al}) \sum_{n=0}^2 L_{Al, Ti}^{(n)} (X_{Al} - X_{Ti})^n + 2X_{Al} X_{Ti}^2 [L_{Al, Ti}^{(1)} + L_{Al, Ti}^{(2)} (X_{Al} - X_{Ti})]. \quad (9)$$

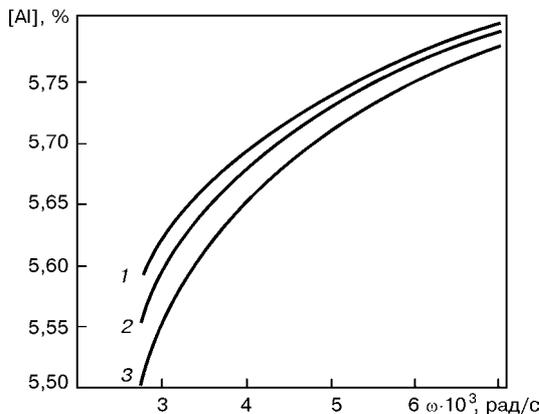


Рис. 5. Зависимость массовой концентрации алюминия в оплавленной зоне от угловой скорости вращения слитка при различных значениях суммарной мощности электронно-лучевых пушек, Вт: 1 – 250000; 2 – 297000; 3 – 350000. Здесь и на рис. 6, 7 начальная концентрация алюминия в слитке составляет 6 %

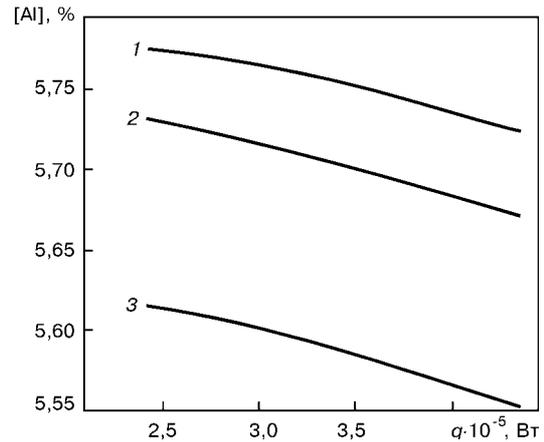


Рис. 6. Зависимость массовой концентрации алюминия в оплавленной зоне от суммарной мощности электронно-лучевых пушек при различных значениях угловой скорости вращения слитка, рад/с: 1 – 0,0060; 2 – 0,0045; 3 – 0,0030

Модельные параметры жидких фаз  $L_{Al, Ti}^{(n)}$  для системы Al–Ti, фигурирующие в выражении (9), следующие:

$$\begin{cases} L_{Al, Ti}^{(0)} = -108250 + 38T, \\ L_{Al, Ti}^{(1)} = -6000 + 5T, \\ L_{Al, Ti}^{(2)} = 15000. \end{cases}$$

Таким образом, используя соотношение (7), можно оценить массовую концентрацию алюминия в оплавленной зоне при различных технологических параметрах ЭЛО. Так, зависимость концентрации алюминия от угловой скорости вращения (рис. 5) является существенно нелинейной с асимптотическим поведением в области значительных скоростей. Характер зависимости концентрации алюминия от эффективной мощности теплового нагрева (рис. 6) существенно зависит от угловой скорости вращения слитка: при больших скоростях вращения эта зависимость квазилинейна, но при малых скоростях проявляется значительная нелинейность в области высоких мощностей теплового нагрева.

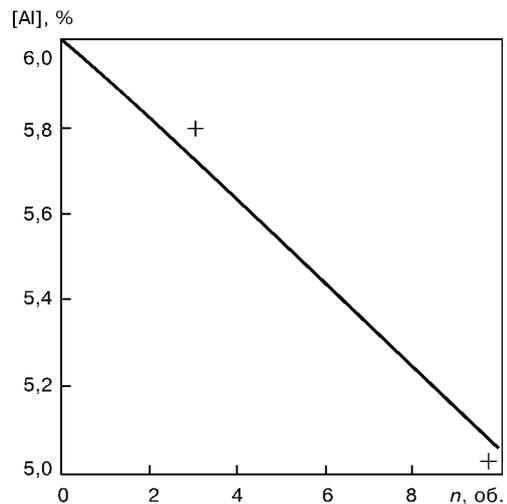


Рис. 7. Зависимость массовой концентрации алюминия в оплавленной зоне от количества оборотов (плюсом обозначены экспериментальные данные, сплошной линией – результаты расчета согласно математической модели)



**Проверка адекватности модели.** Правильность предложенной модели проверяли на основе экспериментальных данных, полученных в результате оплавления цилиндрического слитка сплава Ti-6Al-4V, проведенного в следующем режиме:

суммарная мощность источника, Вт.....	297000
радиус слитка, м.....	0,2
длина слитка, м.....	2
скорость вращения, рад/с.....	0,0045
начальная концентрация алюминия в слитке, %.....	6
количество оборотов.....	3
коэффициент массопереноса алюминия в жидком титане, м/с.....	$1 \cdot 10^{-5}$

Химический анализ состава слитка, полученного при данных технологических параметрах, показал, что содержание алюминия в оплавленной зоне составляет  $[Al]_3 = 5,79 \%$ .

Предложенный подход позволяет получить зависимость содержания алюминия в оплавляемой поверхностной зоне от количества оборотов слитка (рис. 7). Зависимость является квазилинейной с небольшой нелинейностью в области значительного количества оборотов.

Количеству оборотов  $n = 3$  соответствует массовая концентрация алюминия в исследуемой зоне  $[Al]_3 = 5,72 \%$ .

Для экспериментального подтверждения соотношения (6) при большом количестве оборотов было дополнительно проведено оплавление цилиндрического слитка при аналогичных технологических параметрах, но при количестве оборотов  $n = 10$ .

Согласно соотношению (6), массовая концентрация алюминия  $[Al]_{10}$  в оплавляемой зоне составляет  $5,06 \%$ . Химический анализ состава металла исследуемой области показал, что в данном случае  $[Al]_{10} = 5,02 \%$ .

Таким образом, результаты в рамках описанной модели соответствуют экспериментальным данным с погрешностью  $1,7 \%$ .

## Выводы

1. Разработана математическая модель, позволяющая описать процессы испарения легирующих элементов при оплавлении цилиндрических слитков из сплавов на основе титана.

2. Предложенный подход дает возможность получить соотношения, связывающие концентрацию легирующих элементов в оплавляемой зоне слитка с технологическими параметрами процесса ЭЛО, вплоть до аналитических решений.

3. Данная модель отражает соответствующие физико-химические процессы с достаточной степенью точности.

4. Допустимый диапазон изменения технологических параметров, при которых предложенная модель адекватна экспериментальным данным, достаточен для описания реального процесса ЭЛО.

1. *Электронно-лучевая плавка* / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — С. 181–198.
2. *Электронно-лучевое оплавление слитков титана* / А. Н. Пикулин, Г. В. Жук, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин // *Соврем. электрометаллургия*. — 2003. — № 4. — С. 17–19.
3. *Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков* / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин и др. // Там же. — 2003. — № 3. — С. 12–14.
4. *Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А.* Физическая химия. — М.: Металлургия, 1976. — 543 с.
5. *Свойства неорганических соединений.* Справочник / А. И. Ефимов, Л. П. Белорукова, И. В. Василькова, В. П. Чечев. — Л.: Химия, 1983. — 392 с.
6. *Mathematical modeling of aluminum evaporation during electron-beam cold-hearth melting of Ti-6Al-4V ingots* / S. V. Akhonor, N. P. Trigub, V. N. Zamkov, S. L. Semiatin // *Metallurgical and Materials Transaction*. — 2003. **34 b**, № 8. — P. 447–454.
7. *Рыкалин Н. Н.* Тепловые основы сварки. — М.: Изд-во АН СССР, 1947. — Ч. 1. — С. 150–170.
8. *Рыкалин Н. Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — С. 80–89.
9. *Иванченко Н. В., Устинов А. И., Мохорт В. А.* Термодинамический анализ испарения в вакууме титана и никеля из сплава Ti-Ni // *Соврем. электрометаллургия*. — 2003. — № 3. — С. 15–18.

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

Поступила 08.09.2004

## НОВАЯ КНИГА

### НАНО-2004:

Тезисы 1-й Всероссийской конференции по наноматериалам (16–17 декабря 2004 г., Москва, ИМЕТ РАН). — М.: Учеба, 2004. — 228 с.

В сборнике представлено около 250 тезисов докладов, заслушанных на конференции по четырем секциям:

- I секция — «Нанопорошки и материалы на их основе»;
- II секция — «Наноструктурные пленки и покрытия в конструкционных и функциональных материалах»;
- III секция — «Объемные наноматериалы»;
- IV секция — «Физико-химические процессы в наноматериалах».





УДК 669.187.58.002.2

## ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОГО НАГРЕВА ПРИ ПЛАВКЕ И СПИННИНГОВАНИИ РАСПЛАВА

М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. Ф. Торхов,  
Ю. А. Никитенко, В. Р. Бурнашев

Изучено влияние основных технологических параметров плазменно-дуговой гарнисажной плавки на распределение температуры в расплаве. Определено изменение температуры керамического сопла установки ОП-133 в процессе спиннингования расплава.

Effect of main technological parameters of plasma-arc skull melting on distribution of temperature in melt was studied. The change in temperature of a ceramic nozzle of OP-133 unit in the process of melt spinning was determined.

**Ключевые слова:** плазменно-дуговой нагрев; градиент температуры; температурное равновесие; спиннингование расплава; аморфные металлы

Исследование распределения температуры в ванне жидкого металла, а также умение управлять градиентом температуры в технологических процессах плавки металла позволит достичь их оптимизации и сэкономить электроэнергию. Особенно актуально это для установок, в которых применяют мощные источники нагрева, такие как плазма, электронный луч и лазер.

В настоящей работе исследовано распределение температуры в расплаве на опытной установке для производства быстрозакаленных металлических лент ОП-133. В качестве источника нагрева здесь применяют плазматрон постоянного тока с максимальным рабочим током до 1200 А.

Как известно, плазменная дуга является достаточно мощным и концентрированным источником нагрева. Температура внутри ее может достигать нескольких десятков тысяч градусов [1]. Управление мощным тепловым потоком и контроль за распределением температуры являются довольно сложными задачами, если учесть, что масса обрабатываемого металла небольшая — не более 1 кг.

Получение аморфных и квазиаморфных металлических лент осуществляется способом спиннингования. При этом металл расплавляется под действием плазменно-дугового нагрева в медном водоохлаждаемом гарнисажном тигле. При полном рас-

плавлении металла и достаточном прогреве сливного сопла, расположенного в центре донной части тигля (рис. 1), в камере создается избыточное давление инертного газа. Под его действием расплавленный металл выдавливается через щель сливного сопла на вращающийся барабан-холодильник. На его холодной поверхности металл быстро затвердевает в виде ленты, имеющей аморфную или микрористаллическую структуру, а затем под действием центробежных сил отделяется.

В настоящей работе проведено исследование изменения температуры в керамическом сопле и на разной глубине расплава непосредственно под плазматроном. При этом изучали влияние на распределение температуры некоторых технологических параметров. Контрольные точки замера температуры расплава выбирали на разных уровнях по оси плазматрона.

На приближенной модели плавильной емкости указаны контрольные точки, в которых осуществляли замер температуры (рис. 1).

Глубина фиксации термопары от уровня ванны составляла для точки № 1 — 9 мм, № 2 — 20 мм; точка № 3 находилась непосредственно в верхней части щели сливного сопла и предназначалась для замера температуры при разных режимах плавки; точка № 4 располагалась в отверстии с наружной стороны щели сливного сопла на расстоянии 3 мм от расплава. В этой точке удалось зафиксировать весь процесс изменения температуры при спиннинговании расплава на вращающийся барабан-холодильник.

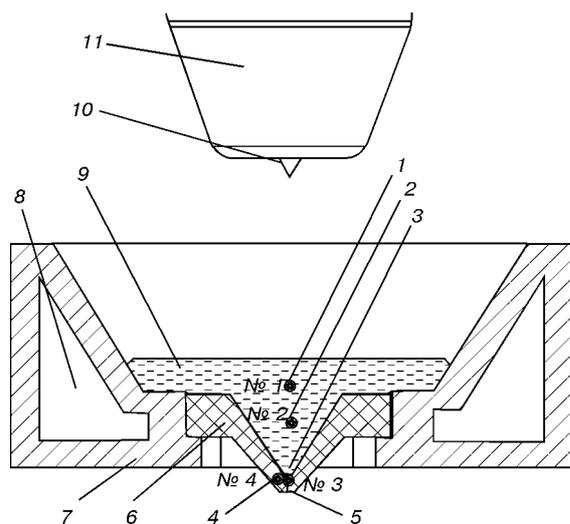


Рис. 1. Схема плавильного устройства установки ОП-133: 1-4 — точки, в которых зафиксированы термопары; 5 — щель сливного сопла; 6 — керамическое сливное сопло; 7 — медный водоохлаждаемый тигель; 8 — канал для водоохлаждения тигля; 9 — ванна расплавленного металла; 10 — вольфрамовый катод; 11 — сопло плазмотрона

Существует несколько способов измерения температуры расплава при плазменно-дуговом нагреве, некоторые из них отличаются большой трудоемкостью и требуют сложного оборудования [2, 3], при этом возможно измерить температуру лишь на поверхности расплава. Однако для получения более полной картины градиента температуры по оси плазмотрона необходимо осуществить замеры внутри расплава. Самые простые и довольно точные способы измерения выполняли с помощью контактного способа [4] с использованием стандартных вольфрам-рениевых термопар типа ВР 5/20 (ГОСТ 3044-77).

Термопару вводили в расплав в кварцевом наконечнике снизу через щель сливного сопла. Замеры температуры (рис. 2) проводили в серии плавки с постоянной массой металла (500 г) при расходе плазмообразующего газа 9...10 л/мин и давлении в камере 105 кПа. В качестве модельного сплава выбрали сплав на никелевой основе ПРН-88 с температурой плавления, близкой 1000 °С. В процессе экспериментов измеряли ток дуги, напряжение между катодом и расплавом, длину дуги. Изменение термоЭДС фиксировали с помощью самопишущего потенциометра типа РП-160, который тарировался по эталонному источнику.

Перегрев расплава в точке № 1, расположенной не намного ниже уровня ванны расплавленного металла, объясняется физическими процессами, протекающими при плазменно-дуговой плавке. В процессе плавки под действием плазмообразующего газа и электрической дуги происходит продавливание ванны расплавленного металла. Давление дуги на расплав практически полностью определяется газодинамическим воздействием макроскопических потоков плазмы (динамическая составляющая) и сжатием столба дуги (статическая составляющая). Суммарное действие

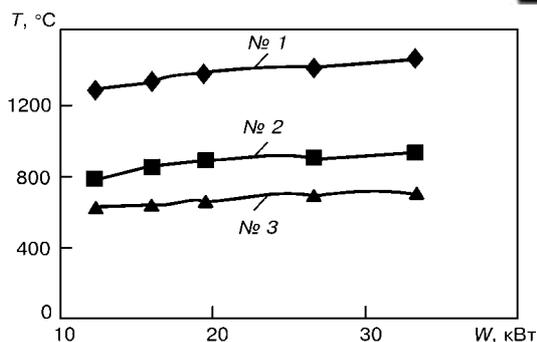


Рис. 2. Изменение температуры в расплаве в зависимости от мощности  $W$  плазмотрона при длине дуги 75 мм (№ 1-3 — см. рис. 1)

электронного и ионного потоков, а также реактивной силы испаряющегося металла при дуговом нагреве незначительно [5]. Для выбранного сплава продавливание может иметь глубину приблизительно 5...7 мм. Из этого следует, что термопара находилась в контакте с поверхностными слоями расплава, перегреваемыми плазменной дугой. Температура плазмы возле анода («расплава») гораздо ниже, чем в прикатодной области, но все же может достигать нескольких тысяч градусов [6].

Чем ближе к поверхности расплава, тем значительнее изменение температуры металла, что связано с некоторыми колебаниями дуги на поверхности расплава. Нестабильность дуги обусловлена несколькими факторами, которые по-разному влияют на место привязки дуги к расплаву. К ним можно отнести динамическую пульсацию плазмообразующего газа, эрозию катода и привязку дуги к различным точкам, движение крупных магнитных масс вблизи камеры плавления, создающих «магнитное дутье», а также перемещение шлака по поверхности ванны расплавленного металла.

Первый фактор обусловлен применением гибких шлангов, что приводит к незначительным изменениям их пропускной способности и колебаний в области собственных резонансных частот или возникновению местных завихрений в газовой системе. Эрозия катода при больших токах всегда являлась проблемой для металлургических плазмотронов, поскольку в процессе плавки происходит его обгорание (рис. 3, а). Однако обгоревший вольфрамовый катод можно заменить либо частично восстановить путем заточки его рабочей части (рис. 3, б). К магнитным массам относятся вращающийся массивный барабан-холодильник и его рабочий привод,

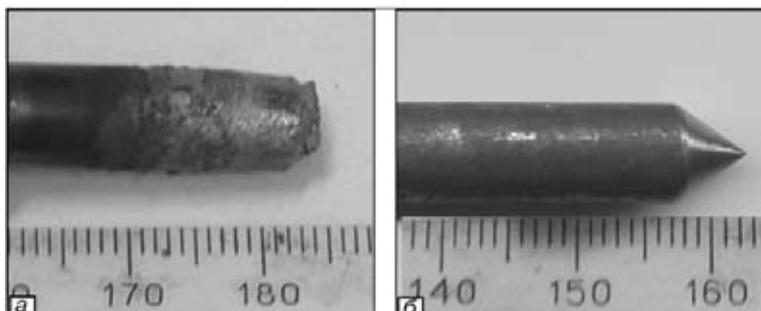


Рис. 3. Вид вольфрамового катода после плавки (а) и восстановления (б)

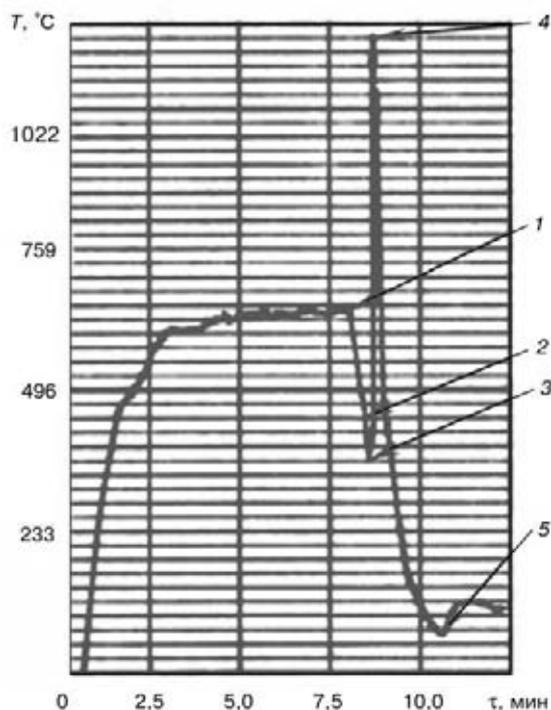


Рис. 4. Изменение температуры сопла в процессе спиннингования расплава: 1 — подвод барабана-холодильника; 2 — установка зазора; 3 — начало слива расплава; 4 — окончание слива и отключение плазмотрона; 5 — отключение и охлаждение тигля;  $\tau$  — время плавки

которые перемещаются в процессе плавки. Образование шлака на поверхности ванны расплавленного металла возможно вследствие взаимодействия компонентов сплава с остатками кислорода инертной атмосферы плавильной камеры или других химических реакций.

Проведенные эксперименты показали, что в начальный момент плавки (при поджиге плазменной дуги) расплавление металла и распределение температуры в расплаве могут протекать по-разному в зависимости от загрузки шихтовых материалов. Загрузка играет важную роль в защите керамического сливного сопла слоем расплавленного металла от прямого воздействия плазменной дуги. Можно определить следующую оптимальную форму за-



Рис. 5. Металлическая лента, полученная способом спиннингования расплава при плазменно-дуговой гарнисажной плавке

Изменение температуры (°C) расплава в зависимости от длины дуги

Номер точки измерения	Длина дуги, мм		
	56	66	76
1	1394	1404	1414
2	863	888	896

рузки: непосредственно под плазмотроном расположены крупные гранулы металла, засыпанные сверху гранулами более мелкой фракции. После поджига дуги верхний слой металла расплавляется, стекает и заполняет днище тигля, здесь он застывает, образуя гарнисажный слой. При оплавлении и осадке металла увеличивается длина дуги и соответственно напряжение между катодом и анодом, а следовательно, изменяется передаваемая мощность плазмотрона. Были получены кривые изменения температуры в зависимости от длины дуги (таблица). Определено, что увеличение длины дуги приводит к повышению напряжения, и, как следствие, к повышению передаваемой мощности плазмотрона. Однако не вся его мощность передается металлу, поскольку при этом увеличиваются потери на нагрев стенок камеры и тигля, а в металле это компенсируется толщиной гарнисажного слоя. Дальнейшее увеличение длины дуги может привести к закипанию воды в каналах водоохлаждения тигля или разрыву дуги. В ходе опыта с изменением длины дуги ток поддерживали на одном уровне (700 А).

Изменение температуры сопла в процессе спиннингования расплава показано на рис. 4. Термопару устанавливали в точке № 4 (см. рис. 1). Как видно из рис. 4, температурное равновесие наступает через 5...6 мин после поджига плазмотрона и выхода на оптимальные технологические режимы. Дальнейшее поддержание этого режима в процессе плавки не имеет смысла, поскольку видимых температурных изменений уже не наблюдается и система достигает температурного равновесия. При выходе на заданный стабильный режим осуществляется подвод к сливному соплу вращающегося барабана-холодильника с заданным зазором между соплом и барабаном. В этот момент перекрывается выброс газа из камеры плавки и подается избыточное давление из ресивера. В короткий промежуток времени происходит охлаждение выступающей части сопла, которое происходит вследствие того, что газовые массы атмосферы увлекаются поверхностью вращающегося барабана. При вращении барабана-холодильника со скоростью 1500...2000 об/мин создается интенсивный обдув сопла, особенно газовым поверхностным слоем барабана-холодильника. В момент спиннингования зазор между срезом сопла и барабаном-холодильником равен 0,1...0,6 мм, что заметно сказывается на общей температуре сопла. На рис. 4 такой резкий спад температуры составляет приблизительно 300...350 °C. Вследствие скоротечности процесса слива расплава и низкой теплопроводности керамики это не успевает значительно повлиять на температуру расплава, что создает удовлетворительные условия для протекания процесса



его спиннингования и способствует получению качественной ленты (рис. 5).

Из рис. 2 видно, что верхние слои расплава значительно перегреты по сравнению с нижними. При непрерывном истечении его через щель сливное сопло резко разогревается, что соответствует всплеску температуры с перепадом приблизительно 900 °С. При изменении температуры соответственно меняется и плотность расплава, а также скорость истечения расплава. Уменьшение вязкости расплава приводит к лучшему его растеканию, что улучшает контакт расплава с поверхностью барабана-холодильника. Однако поскольку ширина ленты ограничена шириной щели сливного сопла, то это компенсируется увеличением толщины ленты, вследствие чего она по всей длине имеет разную толщину — от 40 (в начале) до 60 мкм (в конце). После истечения всего объема металла плазматрон отключается. Дальнейший отвод теплоты осуществляется довольно интенсивно, в связи с тем, что большая часть расплава уже слита.

#### Выводы:

1. При рабочих режимах температура металла около анодного пятна составляет приблизительно 1400 °С, однако на дне ванны, возле щели сливного сопла, она незначительно превышает температуру плавления.

2. Температурное равновесие наступает через 5...6 мин после включения плазматрона или изменения параметров плавки — тока и длины дуги.

3. Для сплава ПРН-88 массой 500 г оптимальная мощность плазматрона составляет 25...30 кВт. Сни-

жение его мощности приводит к затвердеванию расплава около щели сопла из-за чего невозможно осуществление его слива. Превышение указанного диапазона мощности плазматрона приводит к неоправданным затратам электроэнергии, и, как следствие, к сильному перегреву металла и закипанию воды в каналах водоохлаждения тигля.

4. При малых токах дуга подвержена значительному влиянию различных факторов и является нестабильной. Она стабилизируется в случае полного расплавления всей массы металла при токе более 600 А.

1. *Краснов А. Н., Шаривкер С. Ю., Зильберберг В. Г.* Низкотемпературная плазма в металлургии. — М.: Металлургия, 1970. — 216 с.
2. *Температура поверхности металла при плазменной плавке / А. В. Лактионов, А. Я. Стомахин, В. А. Григорян и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — Вып. 3. — С. 90–94.*
3. *Измерение температуры поверхности жидкого титана при плазменно-дуговом переплаве / В. А. Шаповалов, Г. М. Григоренко, В. С. Константинов, А. А. Коваленко // Там же. — 1983. — Вып. 19. — С. 62–68.*
4. *Григоренко Г. М., Соловей Л. Н., Лакомский В. И.* Влияние вольфрама и молибдена на поглощение азота при плазменно-дуговой плавке // Там же. — 1978. — Вып. 9. — С. 89–92.
5. *Латаш Ю. В., Торхов Г. Ф., Козаков С. Н.* Исследование газодинамического давления плазменной дуги на металл при разряде окружающей среды // Там же. — 1984. — Вып. 21. — С. 63–67.
6. *Клюев М. М.* Плазменно-дуговой переплав. — М.: Металлургия, 1980. — 256 с.

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

Поступила 09.11.2004

Национальная академия наук Украины  
Институт электросварки им. Е. О. Патона  
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона

### III ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

25–27 мая 2005 г.

Украина, г. Ворзель, Киевская обл.

#### Основные направления конференции:

- Прогрессивные технологии сварки и соединения материалов
- Прочность, надежность и долговечность сварных конструкций
- Технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности
- Процессы специальной электрометаллургии
- Новые конструкционные и функциональные материалы
- Техническая диагностика и неразрушающий контроль
- Автоматизация процессов сварки и родственных технологий
- Фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства)

#### Адрес оргкомитета:

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11  
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона  
Тел.: (044) 261 51 34



УДК 669.094.1:66.046.5

## К ВОПРОСУ О ПЛАЗМЕННОМ ЖИДКОФАЗНОМ ВОССТАНОВЛЕНИИ ЖЕЛЕЗА ИЗ ОКСИДНОГО СЫРЬЯ

В. А. Шаповалов, Г. А. Мельник, Д. М. Жиров,  
А. А. Ждановский, К. А. Цыкуленко

Предложена схема плазменного жидкофазного восстановления железа из его оксидов. Показано, что содержание серы и фосфора в полученном продукте в несколько раз меньше допустимого для пердеельного чугуна.

Scheme of plasma liquid-phase reduction of iron from its oxides has been offered. It is shown that content of sulphur and phosphorus in the ready product is several times lower than the admissible content for pig iron.

*Ключевые слова:* восстановление; плазменный источник теплоты; железосодержащие материалы; железистый шлак

В настоящее время существует множество способов восстановления железа из расплавленных оксидов

[1–3]. Увеличению степени его восстановления и скорости протекания реакций способствует повышение температуры. Установлено, что наиболее эффективное достижение необходимых высоких температур обеспечивается при использовании плазменных источников теплоты [4, 5].

Во время протекания процесса восстановления активность оксида железа в рудно-шлаковом расплаве непрерывно снижается, что приводит к замедлению процесса, а в случае применения газовых восстановителей — к значительному повышению их расхода. Поддерживать высокую активность FeO в расплаве можно посредством непрерывной подачи железосодержащих материалов (ЖСМ). Поэтому представляет интерес исследование возможности жидкофазного восстановления железа из его оксидов с применением плазменного нагрева, а также изучение особенностей процесса с большим содержанием оксидов железа в шлаковом расплаве.

Опытные плавки выполняли на экспериментальном стенде (рисунок). В качестве плазмообразующего газа использовали аргон или воздух, а в качестве ЖСМ — окисленные окатыши, офлюсованный агломерат и промасленную окалину поставки ОАО «Криворожский горно-металлургический комбинат», а также металлизированные окатыши Оскольского электрометаллургического комбината. При проведении химического анализа в промасленной окалине определяли содержание серы, фосфора, углерода. Главной целью эксперимента с использованием окалины было выяснение возможности переработки предложенным способом мелкодисперсного сырья с большим содержанием влаги и масла. Химический состав ЖСМ представлен в табл. 1, режимы плавки — в табл. 2.

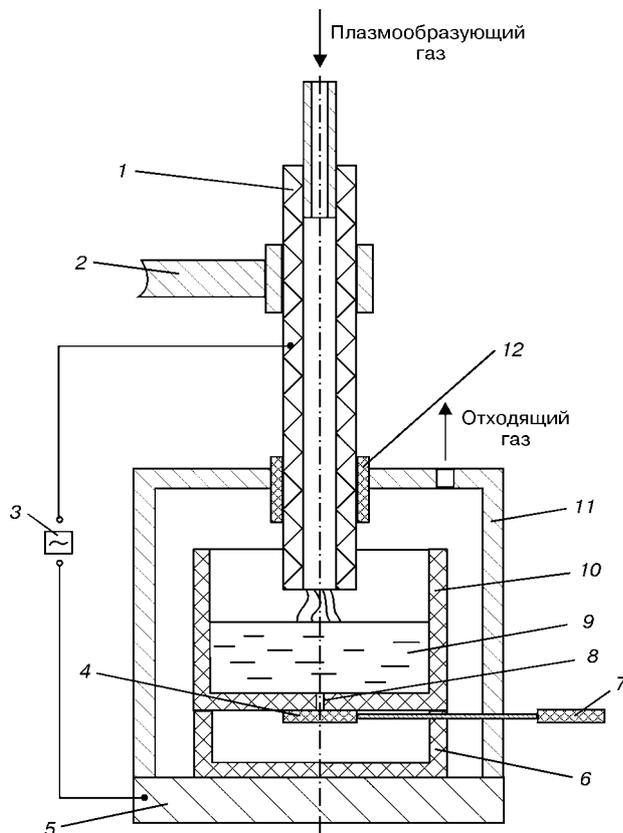


Схема экспериментального стенда: 1 — плазменный нагреватель прямого действия; 2 — механизм перемещения электрода; 3 — источник переменного тока; 4 — заглушка; 5 — платформа; 6 — графитовая изложница; 7 — ручка; 8 — выпускное отверстие; 9 — расплав; 10 — графитовый тигель; 11 — камера; 12 — изолятор

© В. А. ШАПОВАЛОВ, Г. А. МЕЛЬНИК, Д. М. ЖИРОВ, А. А. ЖДАНОВСКИЙ, К. А. ЦЫКУЛЕНКО, 2005



Таблица 1. Химический состав исходных ЖСМ

Вид ЖСМ	Массовая доля элементов в ЖСМ, %							
	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	MnO	S	P	C
Окатыши металлизированные	1,94	0,65	0,21	0,47	0,06	0,004	0,029	0,760
Окатыши окисленные	9,18	0,32	0,87	0,37	0,12	0,039	0,007	0,062
Агломерат офлюсованный	8,86	1,13	2,65	1,50	0,36	0,030	0,048	0,093
Окалина промасленная	–	–	–	–	–	0,029	0,014	1,000

Примечания: 1. В ЖСМ соединение Fe<sub>x</sub>O<sub>y</sub> – основа. 2. В промасленной окалине содержится 35 % влаги и масла.

Таблица 2. Режим плавки

№ плавки	Вид ЖСМ	Ток дуги, А	Напряжение на дуге, В	Длина дуги, мм	Плазмообразующий газ	Продолжительность плавки, мин	Выход Fe, %	Масса ЖСМ, кг	Примечания
1	Окатыши металлизированные	1200	60	55	Аргон	27	79	6,0	
2	Окатыши окисленные	1250	50	57	»	30	74	3,0	+ 750 г коксика и 200 г CaO
3	Агломерат офлюсованный	1250	57	60	»	20	69	3,0	+ 600 г коксика
4	»	950	33	75	Воздух	40	76	5,13	С подачей порошкообразного графита через полость электрода
5	Окалина промасленная	300	30	22	»	26	45	2,15	В составе шихты 8 % порошкообразного графита и 14 % порошкообразного CaO

Таблица 3. Химический состав полученных продуктов

№ плавки	Массовая доля элементов, %											B	L <sub>S</sub>	L <sub>P</sub>
	в металле			в шлаке										
	C	S	P	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	MnO	S	P	Fe			
1	4,1	0,010	0,034	52,17	16,0	6,7	9,0	1,1	0,01	0,011	12,7	0,33	1,0	0,32
2	3,1	0,050	0,024	2,44	1,27	2,1	1,0	0,19	0,025	0,026	77,5	1,12	0,5	1,08
3	3,2	0,120	0,026	36,0	6,52	16,0	6,54	1,55	0,078	0,041	28,0	0,65	0,65	1,58
4	3,8	0,035	0,022	0,68	1,56	2,36	1,48	0,34	0,022	0,036	77,5	2,83	0,63	1,64
5	6,3	0,007	0,020	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–	–

В плавках № 2, 3 и 5 восстановитель вводили в состав шихты в стехиометрическом количестве, в № 2 и 3 использовали коксик с содержанием 0,026 % S и 0,045 % P, а в № 5 – порошкообразный графит, полученный из электродного боя. В плавке № 4 такой же графит подавали в расплав вместе с плазмообразующим газом. Следует отметить, что плавки осуществляли в графитовом тигле, что не исключало возможности дополнительного науглероживания металла.

В плавке № 4 дуга зажглась от дна тигля, а шихтовые материалы находились в пространстве между нагревателем и внутренней стенкой тигля. По мере расплавления шихты нагреватель подыма-

ли, но дуга оставалась закрытой до полного расплавления ЖСМ. Во всех остальных плавках дуга сначала горела над слоем шихтовых материалов, а затем над поверхностью расплава. Отмечено, что в плавке № 4 дуга горела стабильнее, чем в других, что можно объяснить отсутствием обвалов шихты в зоне дуги.

Расплав через донное отверстие сливали в нагретую графитовую изложницу, когда равновесие между шлаком и металлом еще не было достигнуто. В полученных продуктах фазы имели четко выраженную границу. В табл. 3 представлен их химический состав.

Определены коэффициенты распределения серы L<sub>S</sub> и фосфора L<sub>P</sub> между шлаком и металлом:



$$L_S = \frac{(S)}{[S]}, \quad L_P = \frac{(P)}{[P]},$$

где (S), (P) — содержание соответствующих элементов в шлаке, а [S], [P] — в металле. Основность шлака рассчитывали по формуле

$$B = \frac{(CaO) + 1,5(MgO)}{(SiO_2) + 0,6(Al_2O_3)} \quad (1)$$

на основе выражения

$$B = \frac{n_{CaO} + n_{MgO} + n_{MnO}}{n_{SiO_2} + 2n_{P_2O_5} + n_{Al_2O_3} + 0,5n_{Fe_2O_3}},$$

где (CaO), (MgO), (SiO<sub>2</sub>) и (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) — содержание соответствующих оксидов в шлаке, мас. %; n — количество молей оксидов в 100 г шлака [6].

Формула (1) получена как рабочая для наших конкретных случаев, поэтому в ней не указаны MnO и P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> из-за их малых концентраций, а также Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, поскольку железо в шлаке находилось в виде монооксида.

Согласно работе [6], максимальный коэффициент активности монооксида железа достигается при основности шлака 1,8... 2,0, хотя по мере увеличения содержания FeO при постоянной основности коэффициент активности уменьшается.

В статье [7] исследовано влияние основности шлаков на скорость восстановления железа из рудно-шлаковых расплавов твердым углеродом и показано, что при увеличении основности от 0,6 до 1,4 скорость восстановления железа непрерывно растет.

При основности менее 0,85 шлак характеризуется очень низкой обесфосфоривающей способностью [8]. Лишь при очень высоком содержании в нем монооксида железа возможна существенная дефосфорация металла. Возрастание основности шлака до 2,3 способствует повышению его обесфосфоривающей способности, а дальнейшее увеличение основности уже не оказывает существенного влияния на эту способность, однако рост содержания монооксида железа значительно повышает возможность дефосфорации металла шлаком. Следовательно, при основности шлака около 2 должны фиксироваться как его достаточно высокая обесфосфоривающая способность, так и наибольшая скорость восстановления.

Проведенные плавки показали, что при большом содержании монооксида железа в шлаке коэффициент распределения фосфора превышает 1 уже при основности 0,65, что согласуется с изложенным. Несколько «выпадают» результаты плавки № 2, причиной чего, по всей видимости, был слишком ранний слив металла.

Как следует из табл. 3, десульфурации металла шлаком в проведенных плавках не произошло. Однако содержание серы в полученном продукте меньше допустимого для передельного чугуна, что объясняется ее малым содержанием в исходном сырье. Но даже при повышенном содержании серы она может быть легко удалена [9].

Таким образом, следует определить оптимальную длительность пребывания металла в расплавленном состоянии, чтобы, с одной стороны, произошла его эффективная дефосфорация, а с другой, — сохранялась высокая производительность агрегата.

## Выводы

1. Показано, что в результате жидкофазной плазменной восстановительной плавки ЖСМ из железистого расплава можно получить металл с содержанием серы и фосфора в несколько раз меньшим допустимого для передельного чугуна. При

$B = \frac{(CaO) + 1,5(MgO)}{(SiO_2) + 0,6(Al_2O_3)} \geq 0,65$  процентное содержание фосфора в металле меньше, чем в шлаке.

2. Установлено, что дуга горит наиболее стабильно в режиме, когда она «закрыта» шихтовыми материалами до полного их расплавления.

3. Предложенный способ применим для переработки мелкодисперсного сырья с большим содержанием влаги и масла, например промасленной окалины.

4. Большие энергетические затраты можно объяснить «холодным стартом» и малой вместимостью тигля (6 кг).

1. Юсфин Ю. С., Гиммельфарб А. А., Пашков Н. Ф. Новые процессы получения металла (металлургия железа): Учеб. для вузов. — М.: Metallurgy, 1994. — 320 с.
2. Бондаренко Б. И., Шаповалов В. А., Гармаш Н. И. Теория и технология бескоксовой металлургии / Под ред. Б. И. Бондаренко. — Киев: Наук. думка, 2003. — 534 с.
3. Иващенко В. П., Величко А. Г., Терещенко В. С. Прямое получение металла с применением низкотемпературной плазмы. — Днепропетровск: Системные технологии, 2002. — 254 с.
4. Дембовский В. Плазменная металлургия. — М.: Metallurgy, 1981. — 280 с.
5. Лакомский В. И. Плазменнодуговой переплав / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — Киев: Техніка, 1974. — 336 с.
6. Теоретические основы сталеплавильных процессов. Учебное пособие для вузов / Р. С. Айзатулов, П. С. Харлашин, Е. В. Протопопов, Л. Ю. Назюта. — М.: МИСиС, 2002. — 320 с.
7. Кондаков В. В., Рыжонков Д. И. Влияние основности на скорость восстановления железа из шлаковых расплавов твердым углеродом // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1963. — № 1. — С. 17–21.
8. Крамаров А. Д. Производство стали в электропечах. — М.: Metallurgy, 1964. — 440 с.
9. Вспенное рафинирование чугуна и стали / И. И. Борнацкий, В. И. Мачикин, В. С. Живченко и др. — Киев: Техніка, 1979. — 168 с.

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

Поступила 06.12.2004



УДК 669.018.6/7:533.9

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ ПРОЦЕСС ВАКУУМНО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВОВ

В. Л. Найдек, А. В. Наривский

Представлены результаты исследования влияния вакуумно-плазменной обработки расплава на эффективность рафинирования, структуру и прочностные характеристики алюминиевых сплавов.

Results of investigation of effect of vacuum-plasma treatment of melt on effectiveness of refining, structure and strength characteristics of aluminium alloys are presented.

**Ключевые слова:** вакуум; плазма; струя; расплав; рафинирование; микроструктура; интерметаллиды; оксиды; продувка

Эффективным методом рафинирования сплавов от вредных и избыточных примесей является вакуумирование расплава. Однако при вакуумной обработке в качестве единственной операции не всегда достигается требуемый уровень очистки от газов, неметаллических включений и вредных примесей. Кроме того, для вакуумирования металлических расплавов требуется сложное оборудование, при этом возникают трудности, связанные с герметизацией вакуумных камер и отдельных узлов в установках, эксплуатируемых при высоких температурах. Этим можно объяснить некоторое снижение за последние два десятилетия интереса к использованию процессов вакуумирования цветных сплавов.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины разработан способ обработки жидкого металла [1], при котором герметизацию вакуумной камеры осуществляют рафинируемым расплавом. Новая технология позволяет производить вакуумно-плазменную обработку цветных сплавов при порционном и непрерывном режимах разливки металла с помощью простых устройств (рис. 1). Работающий плазматрон вместе с камерой погружают в расплав, после чего включают вакуумный насос или подают сжатый воздух на эжектор. Под действием разрежения металл поднимается на определенную высоту в зависимости от остаточного давления в камере. Вакуумное уплотнение камеры обеспечивается за счет расплава, в который она заглублена.

Диаметр камеры и расположение сопла плазматрона выбирают таким образом, чтобы все пузырьки газа при продувке металла попадали в камеру. В этом случае поверхность расплава за пределами камеры находится в спокойном состоянии; оксидная пленка или наведенный на ее поверхности флюс препятствуют поступлению водорода из атмосферы в расплав при рафинировании.

Необходимые для обработки сплава реагенты предварительно загружают в дозатор, а затем подают в камеру в процессе рафинирования металла. Реагенты поступают в верхние слои вакуумируемого расплава, где при продувке газовыми струями

достигается самая высокая интенсивность массообмена. В результате вводимые добавки хорошо замешиваются и равномерно распределяются в металле.

Исследование эффективности процесса вакуумно-плазменной обработки расплава проводили на алюминиевом сплаве АК7. Металл массой 80 кг плавил и обрабатывали в печи сопротивления. С целью сравнения расплав рафинировали четырьмя способами в течение 10 мин при одинаковом расходе аргона 0,48... 0,50 м<sup>3</sup>/ч: продували холодной или плазменной струей при атмосферном давлении или в условиях низкого вакуума. Об эффективности указанных способов рафинирования расплава и физико-механических свойствах металла можно судить по данным, представленным в таблице.

После продувки расплава при атмосферном давлении холодной струей аргона содержание водорода в сплаве снижается до 0,30 см<sup>3</sup>/100 г, а плазменной — до 0,18 см<sup>3</sup>/100 г. При создании небольшого разрежения (остаточное давление 6 кПа) в камере над расплавом при обработке его газовыми струями степень дегазации сплава увеличивается на 35... 40 % по сравнению с рафинированием металла в атмосферных условиях.

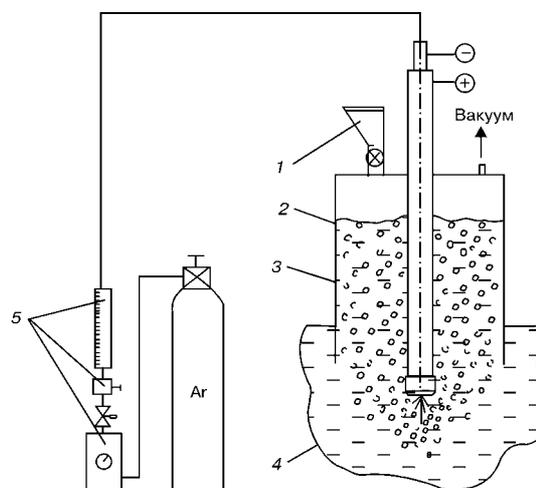


Рис. 1. Схема процесса вакуумно-плазменной обработки расплава: 1 — дозатор реагентов; 2 — плазматрон; 3 — камера; 4 — расплав; 5 — система подвода газа

© В. Л. НАЙДЕК, А. В. НАРИВСКИЙ, 2005

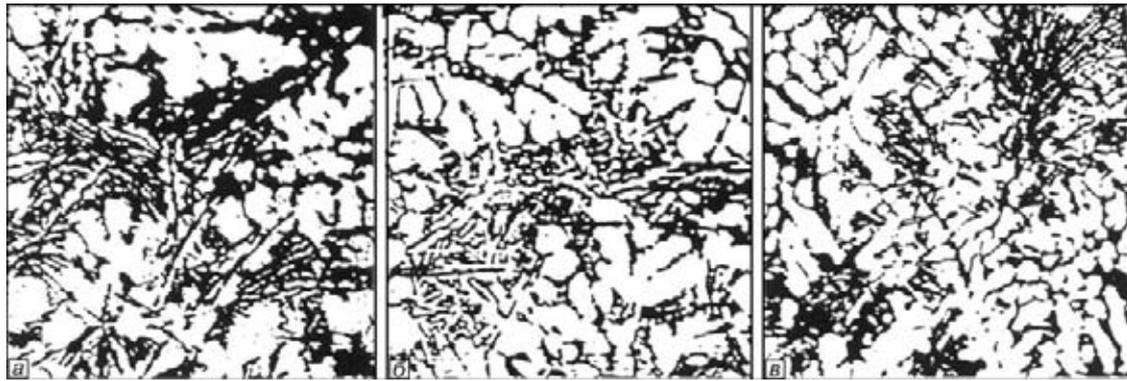


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 100$ ) сплава АК12 + 80 % стружки в исходном состоянии (а) и после обработки в течение 10 (б) и 20 мин (е): а —  $\sigma_b = 138$  МПа,  $\delta = 1,2$  %; б —  $\sigma_b = 147$  МПа,  $\delta = 1,9$  %; е —  $\sigma_b = 160$  МПа,  $\delta = 2,6$  %

**Зависимость содержания водорода, оксидных включений в сплаве и его прочностных характеристик от способа обработки расплава**

Способ обработки	[H], см <sup>3</sup> /100 г	[Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> ], %	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
Без обработки	0,58	0,046	178	3,3
При атмосферном давлении	0,30	0,024	190	3,8
	0,18	0,020	212	5,5
В вакууме с остаточным давлением 6 кПа	0,21	0,029	203	4,2
	0,11	0,016	218	5,3

**Примечание.** В числителе — при обработке холодной струей аргона; в знаменателе — плазменной струей.

Загрязненность сплава неметаллическими включениями при вакуумировании практически не изменяется, а после обработки металла холодной струей аргона в вакууме она повышается, по сравнению с обычной продувкой. Это обусловлено тем, что при снятии остаточного давления вакуума оксидные включения вместе с металлом из камеры снова попадают в ванну. В случае непрерывного рафинирования расплава в потоке металла указанный недостаток исключается. При порционной обработке сплавов (в ковше, плавильном агрегате и др.) на поверхность жидкого металла в камеру подают флюс, который препятствует возвращению оксидов в расплав.

В процессе вакуумно-плазменного рафинирования металла измельчается структура сплавов. Это хорошо видно на примере сплава АК12, который, как известно, не поддается упрочнению термообработкой. Микроструктура силумина, выплавленного из низкосортной шихты, содержащей 80 % стружки, после обработки расплава с разной продолжительностью представлена на рис. 2. Благодаря продувке металла плазменной струей в течение 10 мин уменьшаются размеры структурных составляющих в сплаве и повышаются его прочностные характеристики. Микроструктура его при этом отличается значительной измельченностью. С увеличением времени обработки расплава до 20 мин микроструктура сплава измельчается в большей степени, а колонии эвтектики равномернее распределяются между  $\alpha$ -твердым раствором. При этом прочность и относительное удлинение металла повышаются до значительных, определенных для данного сплава государственным стандартом.

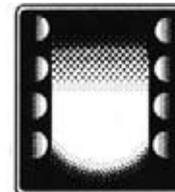
Структурные изменения в сплаве обусловлены наличием высокотемпературного объема расплава в зоне истечения плазменной струи. В перегретом

объеме сплав подвергается термовременной обработке, препятствующей образованию в нем интерметаллидных фаз [2]. Кроме того, под температурным воздействием плазменной струи («тепловой удар») в расплаве могут разрушаться интерметаллиды и оксидные включения. В локальных объемах металла вблизи сопла плазматрона возможно также испарение компонентов сплава с последующим охлаждением паров («конденсацией») при удалении от зоны истечения струи. В случае охлаждения паров в расплаве образуются частицы «конденсата» и микрообъемы, которые в зависимости от размеров способствуют кристаллизации сплава и служат, подобно оксидным включениям, зародышами для пузырьков водорода. Остальным микрообъемы могут кратковременно находиться в расплаве в виде отдельных группировок с большим количеством активированных атомов [3], в результате чего изменяется строение расплава и структура сплава в литом состоянии [4]. С увеличением времени обработки сплава возрастает объем металла, на который оказывает высокотемпературное воздействие плазменная струя, и более полно протекают указанные процессы в расплаве.

Результаты исследования свидетельствуют о том, что вакуумно-плазменная обработка расплава позволяет одновременно с рафинированием модифицировать сплавы без использования специальных реагентов и флюсов. Глубинная обработка расплава плазмой также способствует уменьшению или устранению негативного влияния наследственности шихтовых материалов на свойства цветных сплавов. Применение такого способа обработки перспективно в рециклинговых технологиях, а также в процессах непрерывной разливки металла, где время газореагентного взаимодействия в расплаве ограничено.

1. Пат. 69091А Украина. Способ обработки жидкого металла / В. Л. Найдек, А. В. Наривский, Н. С. Ганжа и др. — Оpubл. 16.08.2004; Бюл. № 8.
2. Новохатский И. А., Архаров В. И., Ладьянов В. И. К механизму структурных превращений в жидких металлах // ДАН СССР. — 1982. — 267, № 2. — С. 367–369.
3. Еришов Г. С., Позняк Л. А. Микронеоднородность металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1985. — 216 с.
4. Найдек В. Л., Наривский А. В. Влияние способа обработки расплава на структуру и свойства алюминиевых сплавов // Литейное пр-во. — 2003. — № 9. — С. 2–3.

Физико-технический ин-т металлов и сплавов  
НАН Украины, Киев  
Поступила 10.12.2004



УДК 669.187.2.002.202

## ВЛИЯНИЕ РЕНИЯ НА СВОЙСТВА ВЫСОКОЧИСТОГО ХРОМА И ЕГО СПЛАВОВ С ЛАНТАНОМ

А. П. Рудой, Л. П. Жученко, В. Х. Мельник, А. П. Портнов

Индукционным и дуговым способами в печах с медными тиглями и кристаллизаторами выплавлены слитки сплавов хром–лантан с добавками рения. Исследованы твердость и температура хрупкого перехода этих сплавов. Показано, что твердость сплавов хрома с лантаном при содержании 0,10... 0,13 мас. % рения снижается до 1140 МПа, а при 0,46 мас. % — повышается до 1235 МПа. Температура хрупкого перехода возрастает от 20 до 180 °С при увеличении концентрации рения до 4,0 мас. %.

Ingots of chromium-lanthanum alloys with rhenium additions were melted by induction and arc methods in furnaces with copper crucibles and moulds. Hardness and transition temperature of these alloys were investigated. It is shown that the hardness of alloys of chromium with lanthanum at rhenium content of 0.10-0.13 mass % is decreased to 1140 MPa, and at 0.46 mass % it is increased up to 1235 MPa. Transition temperature increases from 20 to 180 °C with increase in concentration of rhenium up to 4.0 mass %.

**Ключевые слова:** хром, рений, лантан, твердость, температура хрупкого перехода

Данная работа проведена с целью проверки возможности использования сплава тройной системы хром–рений–лантан в качестве материала для нанесения жаропрочного и жаростойкого покрытия на внутренние поверхности артиллерийских стволов и камер сгорания жидкостных реактивных двигателей (ЖРД).

Основой для создания конструкционных материалов, характеризующихся повышенными жаропрочностью и окислительной стойкостью, являются недорогие тугоплавкие металлы с ОЦК решеткой, к которым в первую очередь следует отнести хром. Однако он, как и другие переходные металлы VI А группы периодической системы элементов (ПСЭ), например молибден, вольфрам, имеет недостаточную низкотемпературную пластичность, что является существенным ограничением при его использовании. Прежде всего это следует связывать с высоким химическим сродством хрома к примесям элементов внедрения — кислороду, азоту и углероду.

Одним из наиболее распространенных способов очистки хрома от этих примесей является рафинирование его добавками высокоактивных элементов, в частности редкоземельными металлами (РЗМ), которые при введении в хром способны образовать

с кислородом и азотом труднорастворимые тугоплавкие соединения — оксиды и нитриды, равномерно располагающиеся в виде дисперсных включений в зернах хрома.

Изучение влияния РЗМ на технологическую и низкотемпературную пластичность хрома позволило установить, что наиболее подходящим для этих целей пластификатором является лантан [1–3], оптимальное содержание которого в хrome должно составлять 0,2... 0,4 мас. % [4]. При этом повышается плотность и адгезия  $Cr_2O_3$  к хрому, изменяется фазовый состав поверхностного окисленного слоя за счет образования в нем хромитов, резко повышающих жаростойкость материала. Если же вводить в хром более 0,2... 0,4 мас. % лантана, будут образовываться легкоплавкие фазы, которые, располагаясь по границам зерен, приведут к ухудшению прочностных характеристик хрома, поскольку при нагрузках они становятся зародышами трещин.

Добавка лантана в хром не только повышает его окислительную стойкость, но и позволяет снизить температуру хладноломкости  $T_x$  литого хрома до  $-10$  °С [4]. Такой сплав отличается повышенной деформируемостью в литом состоянии, что проявляется в снижении температуры деформационной обработки и увеличении степени обжатия.

© А. П. РУДОЙ, Л. П. ЖУЧЕНКО, В. Х. МЕЛЬНИК, А. П. ПОРТНОВ, 2005



Содержание рения в сплавах, определенное методом рентгеноспектрального анализа

Состав шихты, мас. %	Массовая доля рения в слитке, %
Cr	0
Cr + 0,5 Re	0,51
Cr + 1,0 Re	0,94
Cr + 1,5 Re	1,49
Cr + 2,0 Re	1,96
Cr + 2,5 Re	2,45
Cr + 3,0 Re	3,0
Cr + 3,5 Re	3,48
Cr + 4,0 Re	4,02

Положительное влияние лантана на структуру и свойства хрома сохраняется также и в рекристаллизованном состоянии, что проявляется в заметном измельчении структуры зерна и улучшении низкотемпературной пластичности.

Поскольку сплавы системы Cr–La не отличаются достаточной прочностью и в какой-то мере подвержены рекристаллизационному охрупчиванию, не представляется возможным использовать их в качестве материала для нанесения покрытий без дополнительного легирования. Поэтому возникла необходимость в подборе такого металла, введение небольшого количества которого в сплав Cr–La позволило бы улучшить его эксплуатационные свойства.

Переходной металл VII группы ПСЭ рений близок по своему положению в периодической таблице к металлам платиновой группы, в частности к осмию, известному своим пластифицирующим действием на хром, но из-за высокой стоимости совершенно недоступному для практического применения в сплавах, предназначенных для нанесения покрытий на внутренние поверхности указанных изделий.

Рений, в отличие от РЗМ, не может рафинировать матрицу хрома от примесей элементов внедрения, поскольку имеет сравнительно небольшое химическое сродство к азоту и кислороду, но способен влиять на распределение примесей в структуре сплава.

Легирование хрома значительным количеством рения приводит к так называемому рениевому эффекту, т. е. к существенному повышению низкотем-

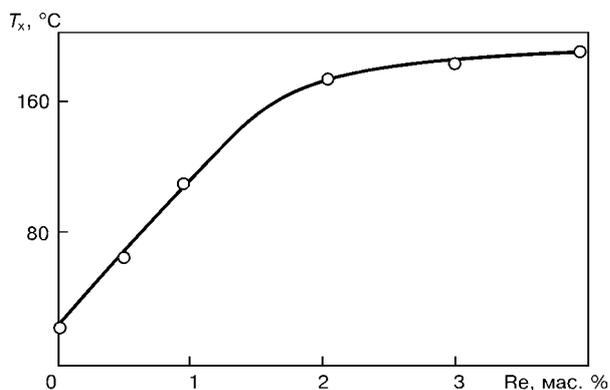


Рис. 1. Влияние рения на  $T_x$  литого сплава Cr–La

пературной пластичности при одновременном улучшении прочностных характеристик, причем наибольший эффект зафиксирован при содержании рения в хrome, близком к пределу растворимости, тогда как при дальнейшем легировании образуется  $\sigma$ -фаза, и пластичность ухудшается [5].

Так, при температуре примерно 800 °C в хrome растворяется свыше 30 мас. % рения [6], при 1000 °C предельная его растворимость в хrome составляет уже примерно 70 мас. %, а  $\sigma$ -фаза образуется при 82... 88 мас. % [7].

Порог хрупкости рекристаллизованного сплава хрома с 65 мас. % рения, согласно данным испытаний надрезанных образцов, составляет 260 °C, для рекристаллизованного иодидного хрома — 380 °C [6]. Очевидно, что с практической точки зрения такой путь улучшения ударной вязкости хрома неприемлем из-за высокой стоимости рения, вводимого в сплав в больших количествах.

Но существует и другой способ улучшения свойств пластичности хрома, заключающийся в легировании последнего небольшими количествами переходных металлов других групп ПСЭ. Поскольку растворимость элементов замещения, как и элементов внедрения, существенно повышается на дефектах кристаллического старения (границах зерен, дислокациях и т. п.), сегрегация легирующих добавок на дефектах кристаллической решетки затрудняет образование на них примесных атмосфер из элементов внедрения.

В монографии [8] приведены полученные Алленом, Джаффи и Ганом графики влияния ряда металлов (железа, кобальта, осмия, иридия, рутения, рения) на пластичность хрома, показывающие, что при содержании 1... 2 мас. % легирующего элемента на кривых твердости имеется минимум. Исключение составляет рений, добавка которого в хром в указанных пределах приводит к увеличению уровня твердости, что и подтвердили результаты исследований влияния рения на пластичность электролитического рафинированного хрома, подвергнутого зонному переплаву [9]. Здесь температура хладноломкости возросла от 60 °C у чистого хрома до 250 °C у сплава, содержащего 5 мас. % рения.

Для проверки этих результатов способом индукционной плавки в «холодном» тигле [10] получена серия слитков сплавов высокочистого хрома с содержанием в них рения от 0 до 4,2 мас. %. Плавки проводили в дополнительно очищенном аргоне при давлении, несколько превышающем атмосферное, для исключения натекания воздуха в рабочее пространство печи в процессе получения слитков (таблица).

На рис. 1 дана кривая зависимости  $T_x$  от содержания рения в хrome. Как следует из рисунка, добавки рения заметно ухудшают пластичность хрома ( $T_x$  изменяется от 18 °C у исходного высокочистого хрома до 190 °C у сплава Cr + 4 % Re).



При продолжении легирования происходило бы дальнейшее ухудшение пластичности сплава, что свойственно практически всем металлам группы хрома, легированных рением, когда температура хладноломкости с увеличением количества рения от 1...2 мас. % до концентрации, близкой к пределу растворимости и приводящей к «рениевому эффекту», проходит через максимум (кроме системы Mo-Re). Затем значение  $T_x$  резко уменьшается при существенном изменении электронного строения в процессе легирования [8], нарушая тем самым оптимальные условия резонансной ковалентной связи и изменяя заполнение энергетических зон. Это приводит к увеличению растворимости элементов внедрения и возможности реализации дополнительного механизма пластической деформации — двойникования. Тип кристаллической решетки при этом сохраняется.

Как видно из рис. 1, сплав двойной системы Cr-Re при содержании рения до 4 мас. % имеет низкую технологическую пластичность и поэтому не может быть использован для изготовления катодов для напыления покрытий на внутренние поверхности камер сгорания ЖРД и танковых стволов.

Имея положительный результат, полученный при микролегировании медью раскисленного лантаном высокочистого хрома [11], авторы решили проверить, как поведет себя литой сплав тройной системы Cr-La-Re, содержащий десятые доли процента рения. С этой целью в индукционной печи с медным водоохлаждаемым кристаллизатором в высокочистых условиях плавки получена серия прецизионных слитков диаметром 34 мм. Химический состав сплавов, определенный с помощью рентгеноспектрального анализа, следующий, мас. %:

Cr + 0,11Re + 0,12La; Cr + 0,23Re + 0,12La;  
Cr + 0,11Re + 0,26La; Cr + 0,23Re + 0,26La;  
Cr + 0,10Re + 0,20La; Cr + 0,38Re + 0,20La;  
Cr + 0,19Re + 0,10La; Cr + 0,19Re + 0,55La;  
Cr + 0,45Re + 0,26La; Cr + 0,05Re + 0,26La;  
Cr + 0,18Re + 0,26La; Cr + 0,38Re + 0,25La.

Для устранения влияния изменения концентрации лантана из выплавленных сплавов были отобраны те, в которых содержание лантана колеблется в пределах 0,25... 0,30 мас. % и может быть принято постоянным. По результатам измерения твердости этих сплавов построена кривая зависимости бинарного сплава Cr+0,27 % La от содержания в нем рения (рис. 2), из которой видно, что добавка 0,10... 0,13 мас. %

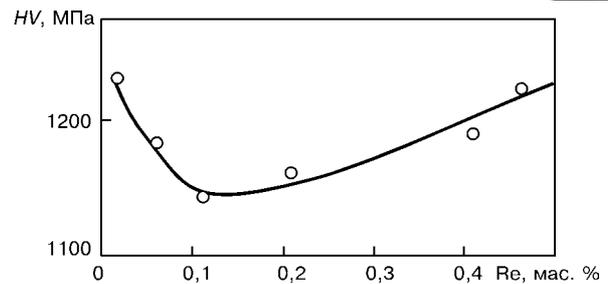


Рис. 2. Влияние рения на твердость литого сплава Cr-La

рения обеспечивает максимальное (хотя и небольшое) снижение твердости. По мере дальнейшего увеличения концентрации рения в сплаве твердость повышается, что, вероятнее всего, следует связывать с упрочнением твердого раствора, а некоторое увеличение пластичности объясняется перераспределением элементов внедрения.

1. Ракицкий А. Н., Рудой А. П. Влияние редкоземельных металлов на температуру хрупкого перехода хрома // *Металлофизика*. — 1971. — Вып. 36. — С. 59–62.
2. Влияние редкоземельных металлов на испаряемость хрома / О. И. Микадзе, Ф. Н. Тавадзе, А. П. Рудой и др. // *Сообщ. АН Грузинской ССР* 71. — 1973. — № 2. — С. 409–411.
3. Влияние редкоземельных металлов на механические свойства хрома / В. Г. Горбач, А. Н. Ракицкий, А. П. Рудой, В. И. Трефилов // *Пробл. прочности*. — 1972. — № 2. — С. 78–82.
4. Ракицкий А. Н., Трефилов В. И. Успехи в разработке конструкционных сплавов на основе хрома. Возможности и ограничения // *Конструкционные сплавы хрома*. — Киев: Наук. думка, 1986. — С. 5–32.
5. Ган Г. Г., Гильберт А., Джаффи Р. И. Свойства тугоплавких металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1968. — С. 49–55.
6. Салли А., Брендз Э. Хром. — М.: Металлургия, 1971. — 228 с.
7. Савицкий Е. М., Тылкина М. А., Поварова К. Б. Сплавы рения. — М.: Наука, 1965. — С. 128–129.
8. Трефилов В. И., Мильман Ю. В., Фирстов С. А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. — Киев: Наук. думка, 1975. — С. 252–253.
9. Бутиленко А. К., Гриднев В. Н. Исследование пластических свойств сплавов хрома с переходными металлами // *Вопросы физики металлов и металловед.* — 1964. — № 19. — С. 54–68.
10. Етифанов В. Г., Лесник А. Г. Зонная плавка металлов в водоохлаждаемых тиглях // *Там же*. — 1964. — № 20. — С. 185–190.
11. Влияние меди на свойства высокочистого хрома и его сплавов с лантаном / А. П. Рудой, Л. П. Жученко, В. Х. Мельник, А. П. Портнов // *Соврем. электрометаллургия*. — 2004. — № 1. — С. 26–28.

Ин-т проблем металловедения им. И. М. Францевича  
НАН Украины, Киев  
Поступила 19.10.2004



УДК 621.791.3

## ПАЙКА ДЕФЕКТОВ ЛОПАТОК АВИАЦИОННЫХ И СУДОВЫХ ТУРБИН — ПРОГРЕССИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОДЛЕНИЯ ИХ РЕСУРСА (Ретроспективный анализ состояния и перспективы развития)

А. М. Жадкевич

Дан ретроспективный анализ состояния и перспектив развития пайки изделий горячего тракта ГТД. Изложены вопросы выбора жаропрочных сплавов для лопаток турбин. Описаны способы производства литых лопаток. На примере трех двигателестроительных компаний приведены объемы возможных ремонтных работ с помощью пайки лопаток. Представлена история развития пайки. Обосновано применение новых припоев. Изложены способы пайки лопаток и деталей ГТД, перспектива внедрения технологий в сферу ремонтного производства и их эффективность.

Retrospective analysis of status and prospects of development of brazing of parts of a hot path of gas turbine engine is given. Problems of selection of heat-resistant alloys for turbine blades are shown. Methods of manufacture of cast blades are described. Volumes of possible repair works using brazing of blades are shown on the example of two engine construction companies. History of brazing development is presented. The application of new brazing alloys is grounded. Methods of brazing of blades and parts of gas turbine engines are described and prospects of implementation of technologies into the sphere of repair manufacturing and their effectiveness are described.

**Ключевые слова:** пайка; ремонт; продление ресурса; технологии ремонта; жаропрочные сплавы; лопатки турбин; структура; упрочняющая фаза; литье; дефекты лопаток; двигателестроительные компании; история техники; припой; проблемы внедрения

Несмотря на многовековой опыт применения пайка как способ соединения металлов до прошлого столетия была предметом ремесла для получения украшений и изделий домашней утвари [1, 2]. В 1930-х и особенно в 1950–1960-х гг. в период бурного научно-технического прогресса во многих отраслях промышленности при изготовлении отдельных деталей, узлов и конструкций пайка становится основным технологическим процессом [3].

Идея создания газовых турбин многие годы не могла быть реализована из-за отсутствия материалов с достаточной жаропрочностью. Исследования используемых литейных жаропрочных никелевых сплавов взамен деформируемых, выполненные в ВИАМ, позволили превзойти уровень жаропрочности лучшего в то время зарубежного сплава Нимоник 75 на 200 °С [4]. Более высокий уровень прочности и жаропрочности литейных никелевых сплавов получен за счет интерметаллидного упрочнения при наличии  $\gamma$ -фазы ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) в виде дисперсных выделений, карбидов и высокой структурной стабильности сплавов. Результаты исследований позволили широко использовать литейные жаро-

прочные никелевые сплавы для изготовления лопаток газовых турбин, возможности которых оценены генеральными конструкторами-турбостроителями Н. Д. Кузнецовым и А. М. Люлькой в начале 1960-х гг. Только спустя несколько лет их опыт стали использовать в США и других странах [4, 5].

В настоящее время для изготовления лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) используют литейные жаропрочные никелевые сплавы с различной кристалличес-



Рис. 1. Макроструктура жаропрочных сплавов в лопатках ГТД: а — равноосная; б — направленная столбчатая; в — монокристаллическая (×300)

© А. М. ЖАДКЕВИЧ, 2005

кой структурой: равноосной, направленной (столбчатой) и монокристаллической [4–9] (рис. 1). Сплавы с равноосной структурой имеют зерна, границы которых приблизительно одинаково удалены от центра (рис. 1, а). В этом случае отсутствует направленный теплоотвод при кристаллизации. Уровень прочности и жаропрочности зависит от совершенства границ зерен и может регулироваться условиями кристаллизации [7].

Более перспективными являются сплавы с направленной столбчатой структурой, состоящей из зерен, вытянутых вдоль действия основной силовой нагрузки на лопатку. В рабочей части отливки лопатки должны отсутствовать границы, расположенные в направлении, перпендикулярном к воздействию главных напряжений. Подобная структура возникает при направленном теплоотводе [8, 9] (рис. 1, б).

Отливки лопаток с направленной кристаллизацией, при которой обеспечиваются условия затвердевания металла из одного центра кристаллизации, представляют собой один кристалл и называются монокристаллическими. Структура таких отливок отличается наиболее оптимальным сочетанием прочностных, пластических, усталостных и других характеристик. При такой структуре важно знать кристаллографическую ориентировку фазовых составляющих, поскольку характер и уровень напряжений, действующих в лопатках, а также механические свойства зависят от них существенно [10] (рис. 1, в).

При изготовлении лопаток авиационных и судовых турбин, других деталей горячего тракта, работающих в условиях высоких температур, при агрессивном воздействии продуктов сгорания топлива и высокотемпературной газовой (сульфидно-оксидной) коррозии широко применяются деформируемые и литейные жаропрочные сплавы сложного легирования на никелевой основе (дисперсионно- и недисперсионно-твердеющие). Структура дисперсионно-твердеющих сплавов состоит из матрицы ( $\gamma$ -фазы), представляющей собой сложнелегированный твердый раствор на основе никеля, и  $\gamma'$ -фазы на основе интерметаллидного соединения  $Ni_3Al$  [11] (рис. 2).

Наиболее распространенными жаропрочными сплавами для изготовления деталей горячего тракта авиационных ГТД являются ЭП 102, ЭП 109, ЭП 220, ЭП 617, ЭП 718, ЭП 742, ЭП 748, ЭП 791, ЭИ 437Б, ВЖЛ-12, ВЖЛ-128, ЖС6, ЖС6К, ЖС6КП, ЖС6 ФНК, ЖС6У, ЖС6У-ВИ, ЖС26-ВИ, ЖС30-ВИ, Нимоник 80А, инконель 718, и др., а для судовых энергетических установок — ЭП 99, ЭП 202, ЭП 367, ЧС 70 ВИ, ЧС 88 ВИ, ЧС 102, ЭП 539, ЭП 648, ЭИ 437А, ЭИ 602, ЭИ 617, ВЖ-36Л, ЖС6К и др. Это сложные по химическому составу никелевые сплавы, содержащие от 50 до 80 % никеля, легированные алюминием, титаном кобальтом, хромом, молибденом, вольфрамом, ванадием, ниобием, танталом в разнообразных сочетаниях по составу легирующих элементов и с разной массовой долей [4, 12, 13].



Рис. 2. Микроструктура высокопрочного литейного жаропрочного сплава. Эвтектика  $\gamma + \gamma'$  ( $\times 8000$ )

Лопатки из деформируемых жаропрочных сплавов для авиационных и судовых ГТД изготавливаются способомковки и штамповки с последующей механической обработкой, а лопатки из литейных сплавов с равноосной структурой — литьем по выплавляемым моделям [4, 6, 7]. Если требуется более высокий температурный уровень работы лопаток, применяют жаропрочные литейные сплавы с интерметаллидным упрочнением, полученные направленной кристаллизацией [4, 5, 8, 9].

В 1963 г. ВИАМ впервые получил лопатки из сплава ЖС6К с направленной структурой при индукционной вакуумной плавке. В качестве материала литейной формы использовали электрокорунд. Эти лопатки в 1965 г. испытаны на двигателях АИ-20, АИ-24 и НК-12 в самолетах ТУ-114 и АН-22, где отработали двойной и тройной ресурс без появления на них дефектов в виде трещин [4].

В настоящее время накоплен большой опыт по разработке и освоению технологии литья монолитных и охлаждаемых лопаток способом направленной кристаллизации. Применение для литья лопаток оболочковых форм толщиной 5... 8 мм с использованием одновременного нагрева формы, плавки в ней металла и различных способов направленного отвода теплоты кристаллизации обеспечивает столбчатую структуру металла со скоростью кристаллизации 15... 20 мм/мин и производительность 20... 30 лопаток в сутки [4, 8, 9].

На первой стадии развития промышленной технологии направленной кристаллизации созданы вакуумные порционные печи со шлюзовыми камерами для загрузки и выгрузки формы, затем — двухкамерные с высокочастотным нагревом формы и, наконец, — непрерывно-действующие с вертикальной камерой кристаллизации и горизонтальными шлюзами для загрузки и выгрузки форм [4]. Их суточная производительность достигала 80 лопаток. В последние годы автоматические многокамерные установки производят до 60 000 лопаток в год.

Отливку лопаток с монокристаллической структурой можно рассматривать как дальнейшее развитие процесса направленной кристаллизации с использованием современных способов специальной электрометаллургии. К процессу получения таких

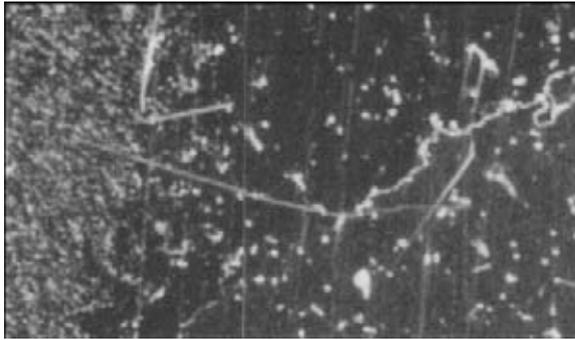


Рис. 3. Микротрещины в металле ЗТВ сварного соединения из сплава инконель 738 (X100)

отливки предъявляются более жесткие требования по температурным и скоростным параметрам кристаллизации. Лопатки с монокристаллической структурой изготавливают различными способами, но в любом случае важно получить в отливаемой детали одно зерно. Этого можно достичь, например, путем введения в полость формы монокристаллической затравки с ориентировкой [001], от которой ведут кристаллизацию жидкого металла всей отливки. При этом идет блокирование роста посторонних кристаллов за счет использования специальных стартовых устройств и регулирования теплового поля кристаллизации металла.

Для получения лопаток с направленной и монокристаллической структурой применяют также проходные методические вакуумные печи непрерывного действия, в которых металл плавится непосредственно в самой форме, нагреваемой до 1500 °С. В этом случае оболочковую форму с помещенной в приемную чашу заготовки сплава устанавливают в графитовую опоку и закрепляют опорным наполнителем. Опока с закрытой крышкой подается с загрузочного стола автоматически в шлюзовую камеру. Пройдя шлюзовую камеру, опока по заданному режиму перемещается в печи через плавильную зону в зону кристаллизации (тепловой фронт в печи расположен под углом 5... 10° относительно направления перемещения формы). После полного затвердевания металла и естественного охлаждения до 350 °С опоку выгружают на разгрузочный стол через шлюзовую камеру. Все операции в печи запрограммированы и осуществляются автоматически [4, 8, 9].

Лопатки для судовых энергетических установок выполняются монолитными, в основном со сплошным сечением пера. Лопатки авиационных ГТД имеют внутренние каналы в теле пера, предназначенные для их охлаждения в процессе работы двигателя.

Применению литейных жаропрочных сплавов для лопаток ГТД способствовали успехи в создании керамических материалов, оснастки и оборудования, позволяющие получать тонкие и сложные по форме отливки лопаток с каналами для охлаждения, выполнять которые другими способами практически невозможно.

Для изготовления лопаток турбин применяют многооперационную дорогостоящую технологию.

В серийном производстве лопаток не допускаются большие потери и отбраковка на каждой операции технологического процесса. При литье лопаток выход годного металла относительно простых однополочных лопаток составляет 95 %, а при литье с направленной кристаллизацией — 85 %. Отбраковка увеличивается при литье лопаток сложных конструкций с полостями охлаждения, где выход годного металла составляет всего 60... 65 %, а при литье монокристаллических лопаток он не превышает 50 %. Основными видами отбраковки лопаток при литье являются раковины, пузыри и неметаллические включения на поверхности лопатки.

В процессековки, штамповки, механической обработки заготовок лопаток, нанесения защитных покрытий, а также при эксплуатации турбин на рабочей поверхности пера лопатки возникают различные дефекты: раковины, забоины, вмятины, искажения формы, риски, царапины, сколы, утонение пера и т. п. Эксплуатация таких лопаток приводит к снижению КПД турбины, а в большинстве случаев просто невозможна.

Устранение указанных дефектов при помощи сварки в применяемых в судостроении недисперсионно-твердеющих сплавах типа ЭИ 602 не вызывает затруднений. Они хорошо свариваются аргонодуговым способом с использованием близких по химическому составу присадочных проволок. Механические свойства таких сварных соединений идентичны свойствам основного металла [13].

При сварке жаропрочных дисперсионно-твердеющих сплавов возникают проблемы, связанные с образованием горячих трещин в металле околошовной зоны, ухудшением свойств металла в зоне термического влияния (ЗТВ), снижением жаростойкости и жаропрочности соединений (рис. 3). Для предотвращения возникновения горячих трещин при сварке этих сплавов существует множество технологических приемов, например измельчение структуры металла шва, легирование металла шва молибденом, хромом, вольфрамом, бором в различных сочетаниях, введение в металл шва алюминия и титана, осуществление искусственного отвода тепла с целью изменения направленности кристаллизации металла вдоль оси шва, изменение размера сварочной ванны, регулирование скорости нагрева при термической обработке, применение различных способов сварки (лазерная, электронно-лучевая, диффузионная) и т. п. [12, 13]. Однако получить высокое качество сварных швов на высоколегированных жаропрочных никелевых сплавах практически не удается [13, 14].

Применение высокотемпературной пайки для экспериментального ремонта лопаток соплового аппарата и жаровой трубы камеры сгорания ГТД после их эксплуатации было выполнено в США в 1971 г. компанией «Пратт и Уитни» (PW) корпорации «Юнайтед Технолоджи» [15]. Основатель компании Фредерик Ренчлер в конце 1925 г. с группой инженеров выпустил первый поршневого двигателя

для самолетов под названием «Wasp». С этого события начался отсчет истории компании PW, ставшей мировым лидером в производстве надежных авиационных двигателей.

С конца 1940-х г. PW приступает к выпуску надежных и простых в эксплуатации реактивных двигателей JT8D (последующая модель JT9D), наиболее распространенной модели для Боинга 727. В 1991 г. этими двигателями были оснащены 42 % самолетов гражданской авиации в 350 авиакомпаниях, т. е. 14000 двигателей и 450 млн наработанных летных часов. Объем реализации компании PW (35 тыс. работников) на мировом рынке в 2002 г. составил 7,6 млрд дол. США.

В 2003 г. свыше 600 авиакомпаний из 150 стран мира эксплуатировали ГТД компании PW. Производственная деятельность PW расширяется с каждым годом благодаря выпуску новых двигателей PW-2000, PW-4000, PW-6000, созданию новых ремонтных предприятий, а также за счет совместных предприятий в других странах, в том числе в России и Украине, в которые вложено более 400 млн долларов США. В 1991 г. PW и АК им. С. В. Илюшина приступили к совместному производству двигателя ПС-90А2. На самолет ИЛ-96М был установлен американский двигатель PW-2337 (рис. 4) [16].

Имея большой производственный и научно-технический опыт, компания PW обосновала и показала на примере производственной деятельности техническую и экономическую целесообразность, а также перспективность применения пайки в вакууме при ремонте лопаток ГТД и деталей горячего тракта двигателя вместо аргонодуговой сварки [15, 16].

В России ремонт сопловых лопаток ГТД с применением пайки произведен в 1972 г. на ММЗ «Сатурн» (ныне ОАО «А. Люлька-Сатурн»), вот уже 50 лет являющимся традиционным разработчиком и изготовителем двигателей для военной и гражданской авиации. Высокотемпературную пайку на лопатках ГТД выполняли в газовой среде, состоящей из аргона с продуктами разложения фторбората калия без снятия алитированного слоя. Такой процесс обеспечил сохранность алитированного слоя и дальнейшую жаростойкость поверхности лопаток.

Годом рождения одного из самых передовых предприятий двигателестроения России — ОКБ «А. Люлька» — можно считать 1946, когда для постройки летного экземпляра турбореактивного двигателя (ТРД) А. М. Люлька как главному конструктору выделили в Москве экспериментальную базу и опытный завод. А. М. Люлька, изучая теоретические исследования Б. С. Стечкина воздушно-реактивного двигателя, с группой инженеров ХАИ в 1937 г. предложил проектную проработку ТРД, не принятого харьковскими специалистами. Проект был направ-



Рис. 4. Двигатель PW-2337 на техническом обслуживании

лен в Москву и получил высокую оценку крупнейшего специалиста по новым силовым установкам для авиации профессора В. В. Уварова.

В апреле 1941 г. А. М. Люлька запатентовал свою схему двухконтурного ТРД [17], ставшую прототипом существующих ныне схем двигателей. К лету 1941 г. двигатель был готов на 70 % в металле. Дальнейшему его производству помешала война.

В 1943 г. в ЦИАМ, а затем в НИИ-1, А. М. Люлька возглавил отдел по исследованию и конструированию ТРД и создал новый проект двигателя С-18 (стендовый) — прообраз ТР-1. В мае 1947 г. опытный истребитель СУ-11 впервые подняли в воздух с реактивным двигателем ТР-1 (рис. 5). Осуществилась мечта, к которой А. М. Люлька шел 10 лет.

В 1950-х гг. А. М. Люлька создает самый мощный в то время ТРД с тягой 5000 кгс — АЛ-5. Второе поколение этого двигателя — АЛ-7 — было лучшим в мире. Его использовали на летающей лодке Бериева М-10 и пассажирском самолете ТУ-110, после чего творческая дружба А. М. Люльки и А. Н. Туполева длилась до конца их жизни (рис. 6).

Двигатель АЛ-7 и его модификации выпускали для истребительной и гражданской авиации. Объем их выпуска достиг 20 тыс. экземпляров. Новые возможности ТРД были воплощены в двигателях АЛ-21Р и АЛ-21Ф-3 для самолетов СУ-17, СУ-17М, СУ-24, эксплуатируемых с 1973 по 1993 г. В середине 1980-х гг. А. М. Люлька создал двухконтурный двигатель АЛ-31Ф с тягой 12500 кгс. В 1979 г.

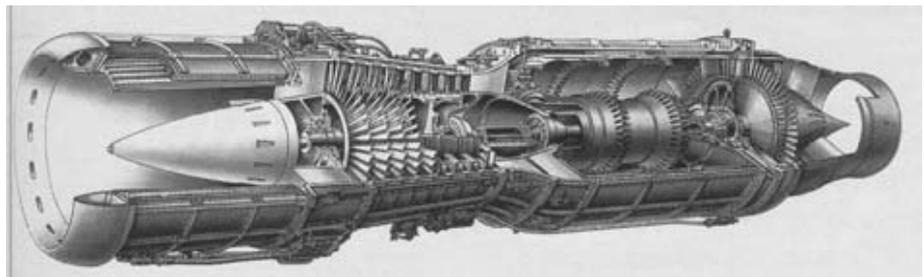


Рис. 5. Газотурбинный двигатель ТР-1



Рис. 6. А. М. Люлька (справа) и А. Н. Туполев, 1958 год

этот двигатель поднял в воздух СУ-27. На нем позднее установлено более 30 мировых рекордов.

Самолет СУ-37 с двумя двигателями АЛ-31ФП с поворотным соплом, над которым работали с 1988 г., стал «звездой» авиасалона в Фарнборо, Сеуле, Ле Бурже [17, 18].

Богатый научный, исследовательский, экспериментальный и промышленный потенциал коллектива ОАО «А. Люлька-Сатурн» позволил их предприятию стать головным по внедрению новых прогрессивных технологий в сфере производства и ремонта ГТД.

Нельзя не упомянуть о перспективах отечественного флагмана двигателестроения — объединения ОАО «Мотор Сич», которому в этом году исполняется 85 лет. Оно занимает достойное место среди ведущих двигателестроительных фирм, работающих для авиации. В настоящее время несколько десятков тысяч ГТД 55 наименований, изготовленных ОАО «Мотор Сич», эксплуатируется в 105 странах мира.

В объединении ведется интенсивная подготовка и освоение ряда новых авиационных двигателей, в том числе нового поколения двигателей Д-27, АИ-450, Д-436 (Т1 и ТП), ТВ3-117, ВК-1500, АИ-222-25, АИ-22, предназначенных для самолетов ТУ-334 и АН-74 (Д-436), АН-38 и самолета-амфибии Бе-32 (ВК-150), АН-70 (Д-27), ЯК-130 (АИ-222-25), АН-140 (ТВ3-117 и ВК-2500) и вертолетов (ВК-1500В), несмотря на отдельные трудности реальная перспектива развития одного из гигантов отечественной

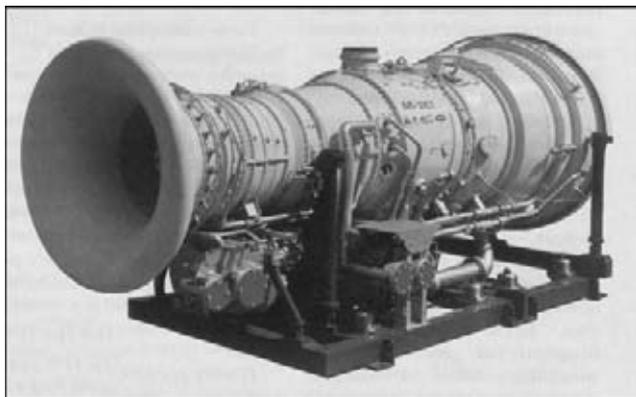


Рис. 7. Авиационный газотурбинный привод АЛ-31СТ для газоперекачивающих агрегатов производства ОАО «А. Люлька-Сатурн»

двигателестроительной промышленности ОАО «Мотор Сич» дает основание предполагать выполнение большого объема работ с использованием пайки при эксплуатации и ремонте многих тысяч ГТД [19].

Краткий анализ производства ГТД только в трех компаниях (PW, ОАО «Мотор Сич» и ОАО «А. Люлька-Сатурн», по праву самых передовых в мире) свидетельствует о большой перспективе использования ремонтных технологий, в том числе и пайки, в продлении ресурса работы нескольких десятков тысяч двигателей. Кроме этих производителей ГТД, на рынке авиационных и судовых двигателестроителей успешно работают «General Electric», «Rolls Royce», «Boeing», EADS, «Mitsubishi», ОАО «СНТК им. Н. Д. Кузнецова», ОАО «Уфимское моторостроительное объединение», ОАО «Рыбинские моторы», ФГУП ММП «Салют», ОАО «Авиадвигатель», ГП НПКГ «Зоря-Машпроект», ЗМКБ «Прогресс» им. А. Г. Ивченко («Ивченко-Прогресс») и многие другие. Всего в мире около 250 больших фирм, выпускающих газотурбинные двигатели. Большинство этих компаний, фирм и предприятий начали успешно работать по конверсионной программе создания комплексов с ГТД для энергетической и нефтегазовой отрасли (рис. 7, 8) [20–23].

Продление ресурса работы сотен тысяч действующих ГТД за счет ремонта и повторного использования двигателя дает колоссальный экономический эффект. Сохранение и повторное использование сотен миллионов работающих на турбинах дорогостоящих лопаток — одна из главных задач современного ремонтного производства в двигателестроении наряду с созданием и выпуском новых ГТД.

Комплекс научно-исследовательских работ, выполненных за последние 30 лет двигателестроительными объединениями совместно с научными центрами ВИАМ, ЦИТМ, НИАТ, НИИД, ЦНИИ КМ «Прометей», МГТУ им. Н. Э. Баумана, МАТИ, ИЭС им. Е. О. Патона, НУК им. адмирала Макарова и др., позволили рекомендовать пайку в качестве основного технологического процесса для ремонта дефектов лопаток после их литья и наработки при эксплуатации [12, 13, 15, 24–30].

Пайка лопаток ГТД является сложным технологическим процессом, в котором подготовка поверх-

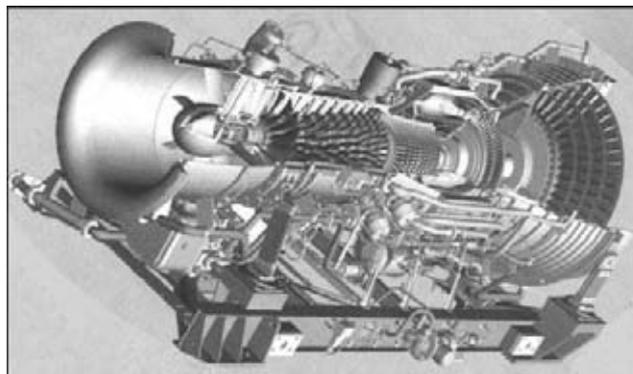


Рис. 8. Газотурбинный двигатель для привода наполнителей газа, электрогенераторов и судовых двигателей производства ГП НПКГ «Зоря-Машпроект»

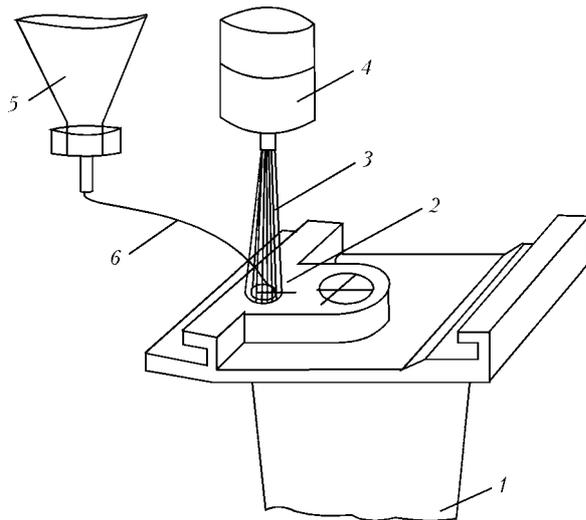


Рис. 9. Схема процесса дуговой пайки отверстия под штифт лопатки соплового агрегата ГТД-30КУ: 1 — лопатка; 2 — отверстие под штифт; 3 — дуговой разряд; 4 — горелка; 5 — питатель для подачи порошкового припоя; 6 — транспортирующая труба

ности по трудоемкости составляет 2/3 всего процесса. Широкому внедрению пайки для ремонта лопаток препятствовало отсутствие средств для гарантированного удаления с ее поверхности оксидов, нагаров и жаростойких покрытий, а также трещин с внутренней поверхности, что требовало механической разделки лопатки [15]. Существующие способы дробеструйной и абразивно-жидкостной обработки поверхности лопатки не обеспечивали тщательную и равномерную обработку всей поверхности пера и приводили к изменению размеров изделия.

Разработанные в 1970 г. в НИАТ и спустя четыре года в РВ композиционные припои позволили внедрить пайку как способ ремонта лопаток, деталей и узлов горячего тракта ГТД с зазором под пайку до 0,15 мм после механической обработки дефектных участков. Этому способствовал и созданный в 1980 г. на фирме «Дейтон» (США) процесс фтористо-ионной очистки ремонтируемой поверхности изделия от оксидов, нагаров и жаростойких покрытий.

Ведущие зарубежные компании РВ, «General Electric», «Rolls Royce», «Mitsubishi», «Interturbine» в первой половине 1980-х гг. начали активно и успешно применять для ремонта лопаток соплового агрегата, створок регулируемого сопла, сотовых уплотнений, отверстий в сопловых лопатках под штифт и т. п. высокотемпературную пайку (рис. 9).

В эти же годы передовые российские двигателестроительные предприятия НПО «Сатурн», НПО «Машпроект», КНПО «Труд», НПО «Салют» и др. совместно с НИАТ, НИИД, ИЭС им. Е. О. Патона, НКИ им. академика Макарова, МГТУ, МАТИ и др. успешно применили для пайки при ремонте дефектных лопаток после их эксплуатации вместо оборудования для фтористо-ионной очистки термовакuumный отжиг, дробеструйную и абразивно-жидкостную очистку поверхности [24–26, 30].

Пайка жаропрочных никелевых сплавов, легированных алюминием, титаном, хромом и другими элементами, затруднена прежде всего из-за необходимости удаления термодинамически прочных ок-

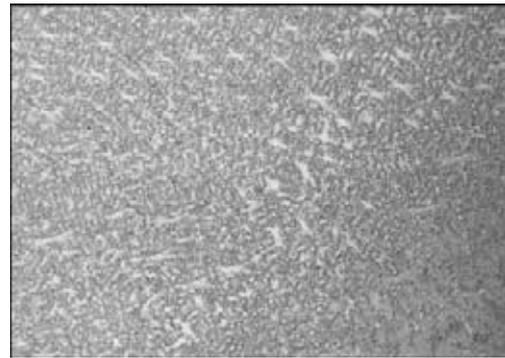


Рис. 10. Микроструктура металла шва из сплава ЖС6У-ВИ (X200), полученного способом пайки с использованием композиционного порошкового припоя (смесь сплава Ni-Cr-Zr и жаропрочного сплава ЖС26У)

сидных пленок, а также обеспечения жаропрочности паяных соединений. Наиболее эффективной и рациональной является высокотемпературная пайка в вакууме ( $1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$  Па) с использованием никелевых припоев [31, 32].

В мировой практике ремонта способом пайки дефектных отливок и изношенных поверхностей лопаток и деталей ГТД используют преимущественно припои на основе систем Ni-Cr-B, Ni-Cr-Si, Ni-Cr-Si-B (BNi-2, BNi-5, ВПр24, ВПр27, ВПр42 и др.). Анализ припоев указанных систем показал, что они имеют ряд недостатков, а их применение вызывает иногда непреодолимые трудности. Для борсодержащих припоев — это образование хрупких фаз, содержащих бориды хрома, и межзеренная химическая эрозия паяемого металла, а для кремнесодержащих — слабое растворение паяемого металла, образование силицидов, развитие локальной и общей химической эрозии с заметным увеличением зерна при выдержках свыше 15...30 мин и температуре 1220 °С [12, 31, 33]. И все же эти припои широко используются для ремонта лопаток [13, 24, 30] с применением различных технологических приемов и режимов пайки.

В конце 1980-х гг. в ИЭС им. Е. О. Патона совместно с ИМФ им. Г. В. Курдюмова, НКИ им. адмирала Макарова (ныне НУК) и НПП «Машпроект» (ныне ГП НПКГ «Зоря-Машпроект») разработано новое направление в создании перспективных и высокоэффективных припоев на основе легированных эвтектических сплавов, в которых в качестве депрессантов использованы элементы IV и V групп таблицы Менделеева (титан, цирконий, гафний, ванадий, ниобий).

Наиболее хорошо изучена система Ni-Cr-Zr. Выполненный комплекс исследований позволил изучить фазовый состав и структуру этих припоев, их растекание и смачивание поверхности, твердость, температуру плавления. Установлено, что наличие в них интерметаллида  $Ni_7Cr_2$  с невысокой твердостью дает возможность регулировать твердость металла паяного шва. Данные припои являются перспективными, поскольку гарантируют высокое качество изделий при изготовлении способом пайки сотовых панелей, составных лопаток ГТД, а также при ремонте литых лопаток и лопаток ГТД после эксплуатации (рис. 10) [33–37].

В настоящее время для ремонта лопаток и деталей горячего тракта ГТД применяют следующие способы пайки:

высокотемпературную пайку припоем в вакууме, в защитной атмосфере аргона, в инертной или восстановительной атмосфере [24, 28, 31, 32];

пайку с использованием дугового нагрева неплавящимся электродом под защитой аргона с применением припоя в качестве присадочного материала [24, 26, 34];

пайку давлением в вакууме с использованием припоя и вакуумных прижимов с давлением 0,07... 1,27 МПа [25, 30, 31].

Для повышения уровня механических свойств изделия после пайки подвергают диффузионному отжигу. При пайке давлением эффективно применение последующей термической обработки по режиму основного металла [31].

С целью восстановления служебных свойств металла и характеристик сопротивления усталости лопатки после длительной эксплуатации подвергают восстановительной термообработке и стабилизирующему отпуску по специально разработанным режимам [38, 39].

Ремонтная технология пайки литых жаропрочных лопаток, а также лопаток, деталей и узлов горячего тракта авиационных и судовых ГТД после их наработки при эксплуатации является перспективной и обеспечивает гарантированно высокое качество изделий.

Внедрение в сферу ремонтного производства выполненных в последние годы научных, технических и технологических исследований в области пайки жаропрочных сплавов на никелевой основе позволяет получать большой экономический эффект за счет восстановления и повторного использования дорогостоящих лопаток и других деталей горячего тракта ГТД как при строительстве новых турбин, так и при их эксплуатации [39]. Однако отсутствие государственных стандартов на ремонтные технологии с помощью пайки, специализированных производителей технологического оборудования и материалов для пайки сдерживает широкомасштабное внедрение этой высокоэффективной технологии [40].

## Выводы

1. Показано, что лопатки, детали и узлы горячего тракта авиационных и судовых газовых турбин являются дорогостоящими изделиями и составляют весомую часть себестоимости производства и эксплуатации двигателей в целом.

2. Для изготовления лопаток, деталей и узлов горячего тракта авиационных и судовых ГТД требуется использование специальных жаропрочных никелевых сплавов сложного легирования.

3. Установлено, что многооперационный технологический процесс изготовления лопаток ГТД и их эксплуатация приводят к образованию разнообразных дефектов, несовместимых с требованиями эксплуатации турбины.

4. В мировой практике эксплуатации авиационных и судовых ГТД используется многомиллионное количество лопаток, которые можно восстанавли-

вать способом пайки, продлевая тем самым ресурс их работы.

5. Выполненные научными центрами Украины и России совместно с двигателестроителями комплексные научно-технологические работы позволяют с большим экономическим эффектом внедрить эти разработки в сферу ремонтного производства и гарантировать высокое качество готового изделия.

6. Широкое внедрение технологии пайки для ремонта лопаток и изделий горячего тракта ГТД сдерживается из-за отсутствия стандартов на ремонт, а также специализированных производителей оборудования и материалов для пайки.

1. Рыбаков Б. А. Ремесло древней Руси. — М.: Изд-во АН СССР, 1948. — 780 с.
2. Жадкевич А. М. История возникновения, технологические особенности и технические возможности первых способов пайки // Автомат. сварка. — 2004. — № 11. — С. 43–48.
3. Современные достижения и задачи в области пайки металлов и других материалов // С. Н. Лоцманов, И. И. Ильевский, И. Е. Петрунин и др. // Пайка металлов в производстве и перспективы ее развития. — М.: МДНТП, 1962. — С. 72–77.
4. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
5. Шалин Р. Е., Булыгин И. П., Голубовский Е. Р. Жаропрочность сплавов газотурбинных двигателей. — М.: Металлургия, 1981. — 120 с.
6. Прогресс в точном литье — один из решающих факторов в повышении мощности, ресурса и надежности газотурбинных двигателей / В. М. Степанов, В. Г. Чубаров, А. Е. Кононова и др. // Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. — М.: Наука, 1978. — С. 319–329.
7. Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов / А. В. Логунов, Н. В. Петрушин, Е. А. Кулепова и др. // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1981. — № 6. — С. 16–20.
8. Технология литья лопаток газотурбинных двигателей по методу направленной кристаллизации / В. А. Чумаков, В. М. Степанов, Б. Г. Иванов и др. // Литейн. пр-во. — 1978. — № 1. — С. 23–24.
9. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов / С. Т. Кишкин, Г. Б. Строганов, А. В. Логунов и др. // Там же. — 1984. — № 4. — С. 17–19.
10. Изучение длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов / В. Г. Лютцау, Е. П. Костюкова, В. Н. Толорайя и др. // Изв. АН СССР. Металлы. — 1981. — № 6. — С. 180–184.
11. Бокштейн С. З., Бروفин М. Б., Другова И. А. Свойства интерметаллидных фаз в никель-алюминиевых сплавах // Современные способы упрочнения деталей машин термообработкой. — Ташкент: Наука, 1973. — С. 56–61.
12. Квасницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1986. — 232 с.
13. Квасницкий В. Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Автомат. сварка. — 1985. — № 6. — С. 26–30.
14. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Там же. — 2004. — № 8. — С. 35–40.
15. Ключников И. П., Гейкин В. А. Ремонт высоконагруженных деталей и узлов горячего тракта ГТД методом высокотемпературной пайки // Пайка. Современные технологии, материалы, конструкции.: Сб. 2. — М.: ЦРДЗ, 2001. — С. 19–24.
16. Глина О., Торякова-Матвеева Д. Pratt & Whitney — всегда там, где мы нужны // Газотурбин. технологии. — 2003. — № 2. — С. 38–40.
17. Зинченко Г., Моргунов Е. Талант, умноженный на дерзость, труд и упорство // Там же. — С. 30–32.
18. Настоящее и будущее российского турбостроения. Обзор. ОАО «А. Люлька-Сатурн» // Там же. — 1999. — № 1. — С. 34.
19. Гончаров С. Помпаж с помпой // Газ. "Телеграф". — 2001. — 24–30 дек. — С. 12–13.
20. Развитие семейства ГТУ на базе двигателя Д-30 третьей серии / Т. Комарова, А. Михайлов, С. Палатиди и др. // Газотурбин. технологии. — 2003. — № 3. — С. 6–8.
21. Кузнецов А., Куприк В., Хороших А. Опыт создания, доводки и эксплуатации систем управления стандартных газотурбинных двигателей семейства АЛ-31 // Там же. — 2004. — № 1. — С. 8.



22. *Муравченко А.* Модернизация газотурбинных двигателей «Ивченко-Прогресс» для энергетических установок промышленного применения // Там же. — 2004. — № 2. — С. 52–54.
23. *Богуслав В.* Газотурбинные установки ОАО «Мотор Сич» для энергетики и нефтегазовой отрасли // Там же. — 2003. — № 6. — С. 46–47.
24. *Ямпольский В. М., Неровный В. М.* Упрочнение и восстановление лопаток газотурбинных двигателей пайкой // Тр. МВТУ. — 1981. — № 383. — С. 72–78.
25. *Орлов А. В., Березников Ю. И., Самсонова Т. С.* Ремонт деталей газовых турбин методом дуговой пайки // Энергомашиностроение. — 1984. — № 2. — С. 33–34.
26. *Хорунов В. Ф., Кудашов А. О.* Пайка давлением высокотемпературных сталей и жаропрочных сплавов // Материалы и технология пайки: Сб. науч. тр. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1991. — С. 14–17.
27. *Повышение ресурса лопаток турбин авиационных двигателей методом дуговой пайки* // В. М. Воробьев, В. Г. Черняев, В. М. Неровный, В. С. Рыльников // Там же. — С. 23–26.
28. *Груздев Б. Л., Козлов В. В., Вангиц И. С., Сыретин В. А.* Особенности технологии пайки сплава ЖС6К припоем ВПр11 // Свароч. пр-во. — 1974. — № 2. — С. 34–35.
29. *Wrede U., Bohrenkamper G., Umluft R.* Labenschaurverlangerude Massnahmen an Gasturbinen // Allianz Report. — 1999. — № 2. — S. 97–103.
30. *Квасницкий В. Ф., Корсунь А. И.* Исследование возможности исправления поверхностных дефектов литых лопаток и создание подслоев припоя перед нанесением покрытий // Судостроение. — 1986. — Вып. 35. — С. 103–106.
31. *Квасницкий В. Ф.* Специальные способы сварки и пайки в судостроении. — Л.: Судостроение, 1984. — 224 с.
32. *Лашко Н. Ф., Лашко С. В.* Пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1988. — 376 с.
33. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Зволлинский И. В.* Исследование химической неоднородности паяных швов соединений жаропрочных никелевых сплавов // Сварка и контроль-2004: Сб. докл. всерос. с междунар. участием науч.-техн. конф. (Пермь, окт. 2004). — Пермь: ПГТУ, 2004. — Т. 2. — С. 291–294.
34. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Самохин С. М.* Пайка современных и перспективных жаропрочных материалов для газотурбостроения // Пробл. соврем. материаловед.: Тр. IV сессии Науч. совета по новым материалам МААН. — Киев; Гомель: ИММС АН Белоруси, 2000. — С. 77–81.
35. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Иванченко В. Г.* Разработка припоев для пайки жаропрочных сплавов на основе никеля и титана // Автомат. сварка. — 2004. — № 9. — С. 27–32.
36. *Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Зволлинский И. В.* Структура паяных соединений высоколегированных никелевых сплавов, полученных с использованием дугового нагрева // Там же. — 2003. — № 7. — С. 19–22.
37. *Квасницкий В. В., Хорунов В. Ф.* Исследование диаграмм состояния систем на никелевой основе с целью создания новых припоев для пайки жаропрочных материалов // Технология судостроения и сварочного производства: Сб. науч. тр. — Николаев: УГМТУ, 1996. — С. 16–25.
38. *Восстановление структуры и свойств лопаток из сплава ЖС6У после длительной эксплуатации* // А. Ф. Белов, С. С. Хаюров, А. С. Клецев и др. // Авиацион. пром-сть. — 1984. — № 2. — С. 54–56.
39. *Иванов Ю., Кузьменко М., Михайлов А.* Термическая обработка жаропрочных никелевых сплавов // Газотурбин. технологии. — 2003. — № 2. — С. 10–12.
40. *Хорунов В. Ф.* Пайка: Достижения и перспективы // Автомат. сварка. — 1998. — № 11. — С. 51–53.

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

Поступила 10.01.2005

# АНАЛИТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ УДЕЛЬНОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОПРОВОДНОГО СЫПУЧЕГО МАТЕРИАЛА

В. И. Лакомский, Г. А. Цыбульский

Предложена новая аналитическая модель функциональной зависимости удельного электрического сопротивления сыпучей смеси от размеров ее частиц. Приведены результаты экспериментальной проверки полученной модели для оценки внешнего удельного сопротивления дробленого термоантрацита.

New analytic model of a functional dependence of specific electric resistance of bulk mixture on sizes of its particles is offered. Results of experimental check-out of the obtained model for the evaluation of external specific resistance of a crushed thermoanthracite are given.

**Ключевые слова:** сыпучая смесь; электропроводность; удельное электрическое сопротивление; математическая модель; термоантрацит

В электродной промышленности всего мира широко используется метод электроконтактного нагрева для отжига сыпучего антрацита и подготовки продуктов его переработки — термоантрацита — в процессе производства угольных электродов. В связи с этим проблема расчета удельного электрического сопротивления сыпучего углеродного материала с различным фракционным составом несмотря на предпринятую ранее попытку [1] остается пока весьма актуальной. Сложность решения этой проблемы, с которыми сталкиваются исследователи, заключается в разработке математической модели дисперсной системы термоантрацита, которая как можно лучше отображала бы электропроводность реальной сыпучей смеси.

В смесях сыпучих углеродных материалов электрический ток протекает как по зернам материала, так и по местам их возможного контакта. Поэтому при разработке математической модели необходимо достоверно представить перенос электрических зарядов по массе зерна и адекватно отобразить реальный перенос зарядов через границу раздела двух твердых тел.

В классической работе Рогнара Хольма [2] приведена приближенная формула расчета удельного сопротивления металлического порошка, сжимаемого поршнем в замкнутом цилиндрическом пространстве:

$$\rho_{\text{см}} = c \left( \frac{a}{b} - \frac{1}{2r} \right), \quad (1)$$

где  $c$  и  $b$  — константы;  $a$  — приведенное значение радиуса элементарных контактных пятен (так на-

зываются  $a$ -пятна по Хольму);  $r$  — средний радиус зерен металлического порошка. Для того, чтобы воспользоваться этой формулой необходимо знать численные значения всех этих коэффициентов, что вполне приемлемо, если речь идет об определении удельного электрического сопротивления с помощью известных стандартизованных приборов. Однако эта формула не пригодна для инженерных расчетов, если имеют дело с сыпучими смесями различного фракционного состава.

В работе [1] предложена более простая и пригодная для инженерных расчетов формула

$$\rho_{\text{см}} = \rho_0 \frac{r}{a}, \quad (2)$$

где  $\rho_0$  — удельное электрическое сопротивление материала зерен. В материаловедении дисперсных систем эту величину принято именовать как внутреннее, а  $\rho_{\text{см}}$  как внешнее удельное сопротивление сыпучего материала. Уравнение (2) в отличие от (1) весьма удобно для экспресс-оценки значения  $\rho_{\text{см}}$ , но, как будет показано ниже, в случае мелкозернистой сыпучей смеси оно дает завышенные результаты. В связи с этим в настоящей работе предпринята попытка найти новое аналитическое выражение, хорошо отображающее реальную картину электропроводности сыпучей смеси, состоящей из мелких зерен.

## Электрическое сопротивление отдельного зерна сыпучей смеси

Оценим вначале сопротивление одного зерна, включенного в электрическую цепь постоянного тока. Для простоты расчета (как это делается при моделировании дисперсных систем [3]), форму зерна

примем шарообразной. На шаровом слое рассмотрим две плоские контактные площадки радиусом  $a$  (рис. 1, а). Эти площадки представим себе как контактные поверхности зерна, через которые осуществляется перенос электрических зарядов с нижнего соседнего зерна в рассматриваемое зерно, а из него в верхнее.

На рис. 1, а видно, что расстояние  $2h$  между площадками в зерне связано с радиусами шара  $r$  и контактной площадки  $a$  очевидной зависимостью

$$a^2 = r^2 - h^2. \quad (3)$$

Для электрического тока шаровидное зерно будет являться проводником с переменным сечением. Можно себе представить, что линии электрического тока при входе последнего через контактную площадку в объем шара вначале будут расширяться, а затем, пройдя диаметрально сечение шара, сжиматься для того, чтобы через контактное пятно перейти в следующее зерно. Для определения сопротивления зерна при такой схеме протекания тока поступим следующим образом. Мысленно разделим шаровой слой между плоскими площадками на множество элементарных слоев, каждый из которых имеет толщину  $dx$ . Радиусы оснований слоев обозначим через  $r_x$  (рис. 1, б). Сопротивление  $dR$  одного такого элементарного слоя можно определить по общеизвестной формуле для проводника круглого сечения

$$dR = \rho_0 \frac{dx}{\pi r_x^2}. \quad (4)$$

Из рис. 1, б видно, что  $r_x^2 = r^2 - x^2$ . С учетом этого, запишем уравнение (4) в удобном для последующего интегрирования виде

$$dR = \frac{\rho_0}{\pi} \frac{dx}{r^2 - x^2}.$$

Проинтегрировав последнее выражение в пределах от  $x = 0$  до  $x = h$  и умножив полученный результат на 2, придем к уравнению, описывающему сопротивление всего рассматриваемого шарового слоя толщиной  $2h$ :

$$R_{ш} = \frac{2\rho_0}{\pi} \int_0^h \frac{dx}{r^2 - x^2} = \frac{\rho}{\pi r} \ln \left( \frac{r+h}{r-h} \right).$$

Используя соотношение  $a^2 = r^2 - h^2$  и приняв во внимание, что  $a \ll r$ , окончательно получим

$$R_{ш} = \frac{2\rho_0}{\pi r} \ln \frac{2r}{a}. \quad (5)$$

Из этой формулы видно, что с уменьшением радиуса  $r$  зерна сыпучей смеси электрическое сопро-

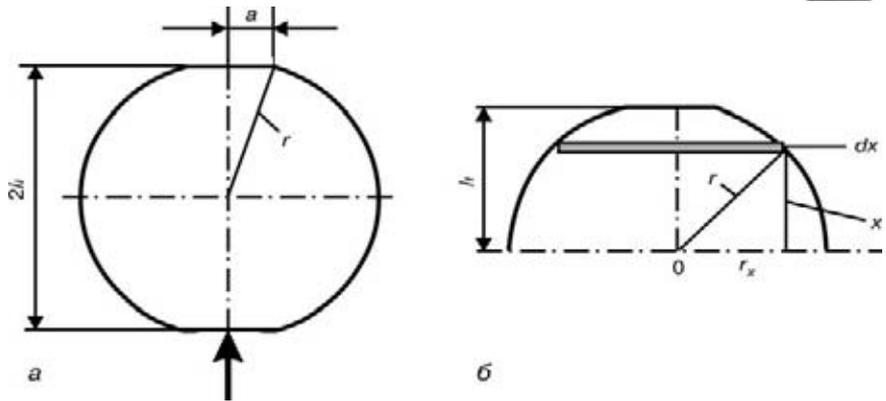


Рис. 1. Схема шарообразного зерна для расчета его электрического сопротивления: темная стрелка — направление электрического тока; остальные обозначения см. в тексте

тивление шара  $R_{ш}$  увеличивается согласно нелинейному закону. Радиус контактной площадки  $a$  также влияет на сопротивление зерна, но значительно слабее.

По сравнению с работой [1], где отдельно рассматривалось сопротивление массы зерна и межзеренное контактное сопротивление или сопротивление стягивания по Хольму, здесь впервые в одном уравнении (5) представлены оба эти параметра. Не трудно увидеть, что в этом уравнении, по сравнению с (1), смещены акценты в части сопротивления массы зерна и контактного сопротивления.

#### Удельное электрическое сопротивление дисперсного материала

Прежде, чем приступить к описанию внешнего удельного сопротивления дробленого материала, остановимся на понятии о контактном сопротивлении. В теории контактов его рассматривают как сумму двух независимых друг от друга сопротивлений — стягивания и пленочного. Первое рассмотрено выше и, как видно из (5), нами учтено. Второе представляет собой сопротивление, оказываемое током при прохождении его через тонкие разнообразные пленки, образующиеся на контактной поверхности твердого тела в результате адсорбции различных газов и прежде всего кислорода. На поверхности металлических контактов адсорбированный кислород со временем переходит в оксидные пленки, обладающие существенным электрическим сопротивлением. Если толщина пленки не превышает 0,5 нм, то под действием туннельного эффекта ток довольно просто преодолевает эту преграду. При небольшом утолщении пленок наблюдается также их электрический пробой (фриттинг-эффект). Если же толщина пленки намного увеличится, то металлический контакт вообще может выйти из строя.

Что же касается такого материала как термоантрацит, то действие адсорбированного кислорода на формирование пленочного сопротивления совершенно не изучено. В данном случае на пленочное сопротивление существенное влияние может оказать влага, но от нее легко избавиться путем незначительного нагрева угля [4]. В связи с этим мы в своем дальнейшем анализе пленочное сопротивление на зернах термоантрацита учитывать не будем.

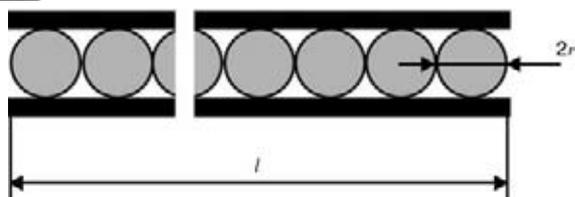


Рис. 2. Схема укладки зерен между токопроводящими плоскопараллельными пластинами

Для условий электроконтактного нагрева такое допущение вполне приемлемо.

Итак, для определения внешнего удельного сопротивления дробленого материала найдем сначала сопротивление одного слоя зерен одинакового размера. С этой целью уложим плотно зерна между двумя хорошо проводящими металлическими квадратными пластинами, как это показано на рис. 2. Длину сторон  $l$  обеих пластин выберем такой, чтобы вдоль нее разместилось достаточно большое количество  $n$  зерен, т. е.  $l = 2nr$ . Поскольку в электрическую цепь все зерна одного слоя включены параллельно, то сопротивление всего слоя будет составлять  $\bar{R} = R_{\text{ш}}/n^2$ . Оценим теперь электрическое сопротивление  $R_*$  зернистого материала, плотно уложенного в емкость, имеющую форму куба с непроводящими боковыми стенками, длина ребра которого также равна  $l$ . Электрическое сопротивление  $R_*$  представляет собой сумму  $n$  последовательно включенных сопротивлений  $\bar{R}$ . Следовательно, можно записать  $R_* = n\bar{R} = R_{\text{ш}}/n$ . Отсюда легко перейти к внешнему удельному сопротивлению сыпучей смеси  $\rho_{\text{см}}$ :

$$\rho_{\text{см}} = R_* l \quad (6)$$

Используя (5) и (6) с учетом  $l = 2nr$ , ниже получаем

$$\rho_{\text{см}} = \frac{4}{\pi} \rho_0 \ln \frac{2r}{a} \cong \rho_0 \ln \frac{2r}{a} \quad (7)$$

Это соотношение можно рассматривать как новое аналитическое решение поставленной в настоящей работе задачи. Как и в [1], внешнее удельное сопротивление сыпучей смеси определяется внутренним удельным сопротивлением, размерами зерна дробленого материала и контактной площадки. Однако зависимость  $\rho_{\text{см}}$  от  $r$  и  $a$  в этом случае проявляется значительно слабее.

### Экспериментальная проверка полученной модели

С целью проверки адекватности полученной аналитической модели (7) реальной функциональной связи  $\rho_{\text{см}}$  с  $r$  нами проведены три серии измерений сопротивления зерен термоантрацита трех фракций. При этом размеры зерен в каждой фракционной группе мало отличались друг от друга (например,  $r_1 = 0,2 \dots 0,5$  мм;  $r_2 = 0,5 \dots 0,8$  мм;  $r_3 = 0,8 \dots 1,2$  мм). Если эти зерна имеют довольно близкие размеры, то

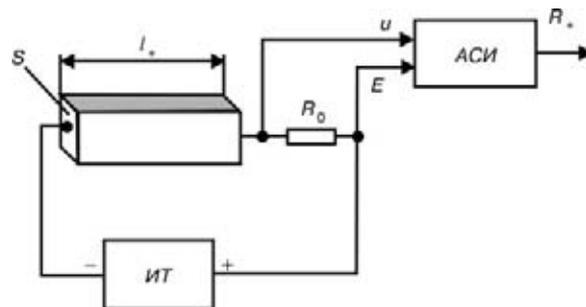


Рис. 3. Упрощенная схема измерения электрического сопротивления порошкообразного термоантрацита

можно принять, что радиусы контактных площадок  $a$  на всех зернах будут также практически одинаковыми.

Термоантрацит для приведенных экспериментов получен на предприятии «Украинский графит», степень его отжига была не известна. Измерения проводили на специальной установке, схема которой представлена на рис. 3. На этой схеме имеются следующие обозначения:  $S$  и  $l_*$  — соответственно площадь поперечного сечения контейнера для сыпучего материала ( $S = 8,75 \cdot 10^{-4}$  м<sup>2</sup>) и его длина ( $l_* = 0,118$  м);  $R_0$  — эталонное сопротивление, равное 30 Ом; ИТ — источник тока; АСИ — автоматизированная система измерений, построенная на базе микро-ЭВМ LSI-11/02.

Алгоритм расчета сопротивлений  $R_*$  по автоматически измеренным значениям напряжений  $E$  и  $u$  строился по формуле

$$R_* = \frac{u}{E - u} R_0.$$

В результате измерений получены следующие пары усредненных значений (усреднение проводилось по ста измерениям для каждой фракции):  $r_1 = 0,35$  мм,  $R_{*1} = 56,3$  Ом;  $r_2 = 0,65$  мм,  $R_{*2} = 64,5$  Ом;

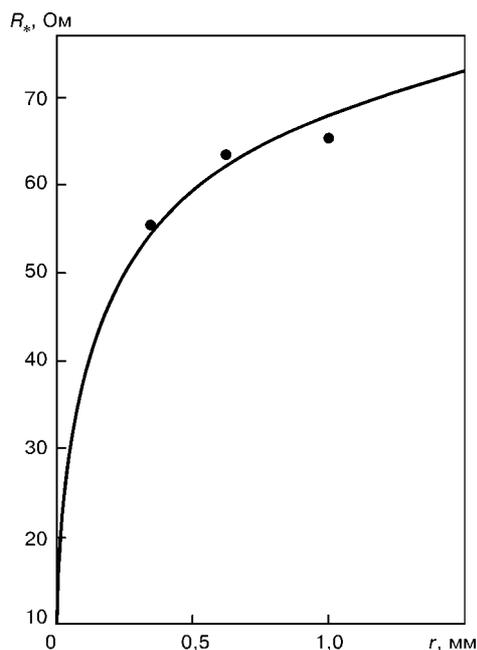


Рис. 4. Зависимость электрического сопротивления дробленого термоантрацита от радиуса зерна



$r_3 = 1,0$  мм,  $R_{*3} = 65,3$  Ом. Значение  $a$  вычисляли по формуле

$$a = \exp \left[ \frac{R_{*2} \ln 2r_1 - R_{*1} \ln 2r_2}{R_{*2} - R_{*1}} \right].$$

Оно составляет 0,001 мм. Результаты измерений (●) представлены на рис. 4. Здесь же кривая  $R_* = f(r)$  построена в соответствии с (7) по формуле

$$R_* = \rho_0 \frac{l}{S} \ln \frac{2r}{a}$$

при  $\rho_0 = 96$  мОм·м.

Как видно из рис. 4, между теоретической кривой и экспериментальными данными существует хорошая сходимость.

Таким образом, экспериментальная проверка полученной аналитической модели показала достаточ-

но высокую степень ее адекватности фактической функциональной связи между внешним удельным сопротивлением сыпучей смеси термоантрацита и размерами ее частиц.

1. Лакомский В. И. Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
2. Хольм Р. Электрические контакты. — М.: Изд-во иностранной литературы, 1961. — 464 с.
3. Чудновский А. Ф. Теплообмен в дисперсных средах. — М.: Гостехтеоретиздат, 1954. — 444 с.
4. Лакомский В. И., Лебедев В. А. Зависимость контактного электросопротивления термоантрацита от температуры и давления // Современная электрометаллургия. — 2004. — № 4. — С. 46–48.

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

Поступила 13.04.2004

УДК 669.187.004.18

## ДРОССЕЛИРОВАНИЕ ПОТОКА УГОЛЬНОЙ ШИХТЫ В ЭЛЕКТРОКАЛЬЦИНАТОРЕ

Б. Ф. Петров

Рассмотрена ситуация, сложившаяся с работой электрокальцинаторов ИЭТ-10-УХЛ-4 ПО «Сибэлектротерм» на Днепропетровском электродном заводе ОАО «Укрграфит». Проанализированы недостатки конструкции этих печей. В краткой форме представлены некоторые результаты совместной работы завода и Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, которые привели к созданию практически новой печи, лишенной недостатков старой конструкции. В ней обеспечивается полное перемещение термоантрацита и создан второй регулируемый очаг нагрева всей угольной шихты.

Situation has been considered which was occurred in operation of electric calcinators IET-10-UkhLD-4 of PO "Sibelectroterm" at Dnepropetrovsk electrode plant of OJSC "Ukrgraphit". Drawbacks of designs of these furnaces are analyzed. Some results of joint work of the plant and E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, which have led to the creation of almost new furnace having no drawbacks of the old design, are described briefly. The full movement of the anthracite in it is ensured and the second adjustable source of heating of all the coal charge is created.

**Ключевые слова:** электрокальцинатор; антрацит; термоантрацит; дросселирование; электрическая шахтная печь; угольная шихта; электрическое сопротивление; дроссель

Производство термоантрацита для нужд электродной промышленности, удовлетворяющего требованиям ГОСТ 4794–97 (удельное электрическое сопротивление термоантрацита должно быть ниже 1000 мкОм·м), в настоящее время сосредоточено в шахтных электропечах конструкции, аналогичной выпускаемой норвежской фирмой ELKEM. В высокопроизводительных прокаточных печах барабанного типа, работающих на газовом топливе или мазуте, из-за сравнительно низкой температуры нагрева угля

не удастся получить термоантрацит с удельным электрическим сопротивлением ниже 1200 мкОм·м.

Преимущество шахтных электропечей состоит в том, что в них максимальную температуру нагрева угля можно без каких-либо затруднений довести до 2000 °С и выше, а чем выше температура прокаливания антрацита, тем лучше качество термоантрацита и ниже его удельное электрическое сопротивление [1]. Однако указанная возможность высокотемпературного нагрева относится не ко всему углю, загруженному в печь, а только к небольшой части угольной шихты, расположенной под нижним электродом печи в осевой зоне печной шахты.

© Б. Ф. ПЕТРОВ, 2005

Наряду с данным преимуществом, шахтным электропечам присущ и ряд серьезных недостатков, главным из которых является существенная неоднородность свойств прокаленного в них термоантрацита [2]. В частности, удельное электрическое сопротивление (основная физическая характеристика термоантрацита, используемого для производства электродов) отличается в параллельных пробах более, чем в два раза — 520 и 1100 мкОм·м [3]. Причина столь высокой неоднородности свойств термоантрацита заключается в неоднородности температурного поля угольной шихты и специфической конфигурации печи.

Если рассматривать поперечное сечение шахты печи, то можно обнаружить, что наиболее высокая температура фиксируется в центре (на оси печи), а у стенок она едва достигает на выходе из печи 950 °С. В вертикальном сечении шахты печи распределение температуры по оси следующее: самая высокая температура угля зафиксирована в зоне нагрева под верхним электродом; по направлению к нижнему электроду температура, хотя и слабо, но все же понижается.

Следует отметить, что рассматриваемая конструкция печи не позволяет автоматизировать ее работу.

Электрические шахтные печи подобного типа эксплуатируются в промышленности уже более 25 лет. Тем не менее, до сих пор не предложено ни одного кардинального решения, позволяющего исключить их недостатки, кроме паллиативных вариантов решений [4], предложенных сотрудниками фирмы ЕЛКЕМ, согласно которым часть угля (и довольно значительная) должна выделяться из общего потока прокаленного угля и снова пропускаться через печь для дополнительной термообработки.

На Днепропетровском электродном заводе ОАО «Укрграфит» после пуска в эксплуатацию цеха электрокальцинированного антрацита самостоятельно пришли к выводу о необходимости работы по схеме двойной прокалики угля для получения марочного термоантрацита. С целью снижения при этом удельного расхода электроэнергии решили возможным работать не на токах 13...15 кА, как рекомендует завод-изготовитель печей, а на половинной мощности печи при токах 6...7 кА. Тем не менее, и в этом случае двойная прокалика термоантрацита все равно приводит к перерасходу электроэнергии. Приходится затрачивать на производство одной тонны электродного термоантрацита до 1400 кВт·ч электроэнергии. При этом снижается паспортная производительность печей, повышаются трудозатраты в расчете на тонну продукции.

Чтобы найти способы борьбы с этими недостатками электрокальцинаторов конструкции ПО «Сибэлектротерм», Днепропетровский электродный завод и Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины несколько лет назад организовали творческий коллектив и приступили к поиску решений, направленных на улучшение однородности

свойств производимого в электрокальцинаторах электродного термоантрацита.

Исследование температурного поля кальцинатора, выполненное с помощью термопарных зондов на трех горизонтах печной шахты, показало, что наиболее высокая температура (независимо от мощности печи) создается в зоне, расположенной по оси печи под верхним электродом. Повышение мощности печи сказывается главным образом на размерах зоны нагрева, а температура угля в указанной зоне при этом растет весьма умеренно. Указанную зону нагрева угля обнаружили и другие исследователи [3, 5, 6]. Разница в их результатах заключается только в расположении зоны по высоте печи.

Установлено, что эта зона (рис. 1) является единственным очагом интенсивного нагрева угля в печи. По нашему мнению, в ней рассеивается основная доля электрической энергии, подводимой к кальцинатору. Выделенная тепловая энергия из зоны высокой температуры распространяется по всей массе дробленого угля благодаря теплопроводности. Температура угля в радиальном направлении на уровне зоны стремительно падает от зоны нагрева к стенкам печи. Разумеется, в таких условиях пристенные массы угля будут значительно холоднее центральных. Кроме теплового потока, направленного на периферию шахты дробленого антрацита, тепловая энергия из зоны нагрева распространяется и в направлении к нижнему электроду печи. Однако этот поток, по сравнению с радиальным, весьма мал. Объясняется это тем, что центральная зона печи на всем протяжении до нижнего электрода, хотя и слабо, но сама нагревается электрическим током, протекающим между верхним и нижним электродами.

Причины размещения зоны наиболее высоких температур именно в этом месте шахты печи следующие: во-первых, антрацит, поступивший в печь через загрузочное устройство печи, приобретает в результате нагрева восходящими газами сухой перерогонки угля достаточную электропроводность; во-вторых, зерна угля испытывают слабое давление лежащих выше слоев угольной шихты и поэтому контактное электросопротивление между зернами угля довольно высокое, следовательно, высоким будет и контактное падение напряжения  $U_k$  при переходе электрического тока от зерна к зерну; в-третьих, высокое значение  $U_k$  приводит к весьма существенному росту контактной температуры, поскольку последняя находится в квадратичной зависимости от  $U_k$ ; в-четвертых, в связи с близостью к верхнему электроду зафиксирована самая высокая плотность электрического тока по угольной шихте.

На наш взгляд, образование зоны высокотемпературного нагрева угля не происходит мгновенно, а развивается во времени. Вначале, как это показано на прозрачной модели кальцинатора [7, 8], электрический ток прокладывает себе путь по какой-то случайно выбранной цепочке зерен термоантрацита. Проходя по этому пути, ток разогревает зерна цепочки термоантрацита. Поскольку термоантрацит

отличается отрицательным температурным коэффициентом электросопротивления [9], то с повышением температуры его сопротивление падает, и ток в цепочке возрастает. Так продолжается до тех пор, пока степень нагрева зерен угля в электрической цепочке не достигает белого каления. Затем резко возрастает радиационный поток тепла от нагретой цепочки к окружающим соседним зернам термоантрацита, поскольку интенсивность излучения нагретого тела зависит от его температуры в четвертой степени. В результате этого нагреваются близлежащие зерна термоантрацита, и электрический ток распространяется по угольной шихте и теперь уже протекает по нескольким электрическим мостикам, расширяя сечение пути своего следования. Завершится этот процесс тогда, когда будет достигнуто установившееся значение тока трансформатора.

Как следует из экспериментов и практики работы кальцинаторов, электрический ток в этих условиях не может служить оперативным средством управления работой печи. Управление, согласно рекомендациям изготовителя печи, производится следующим образом. Задается определенный уровень тока, который в процессе работы печи автоматически колеблется между установленными минимальным и максимальным значениями. При подаче в печь порции «сырого» антрацита ток самопроизвольно понижается до установленного минимума, затем по мере нагрева угля возрастает до максимального уровня. Указанные значения тока свидетельствуют об изменении тепловой обстановки только в зоне максимального нагрева угля и практически не влияют на температуру всей массы угольной шихты. Температурное поле в периферийных участках угля в шихте печи при этом остается практически без изменений.

В этих условиях регулирование работы печи производится посредством порции угля, выгружаемого и загружаемого в печь, а также интервала между включениями дозаторов, т. е. путем изменения производительности печи.

Чтобы избавиться от неоднородности свойств термоантрацита, производимого в электрокальцинаторе, необходимо перемешивать дробленую угольную шихту в печи, для чего следовало, во-первых, создать работоспособную конструкцию перемешивающего устройства, во-вторых, выбрать материал, из которого изготавливались бы элементы этого устройства. Высокая температура и резко восстановительные условия в печи существенно затрудняли выбор материала, способного обеспечить достаточный ресурс перемешивающего устройства.

Самым простым решением являлась бы установка в шахте кальцинатора между верхним и нижним электродами дросселя (шайбы), через который пропусклась бы вся масса угольной шихты. Дроссель должен иметь в верхней части конусную поверхность, чтобы, кроме вертикальной, придать зернам угля горизонтальную составляющую движения. Это устройство, несомненно, обеспечивало бы переме-

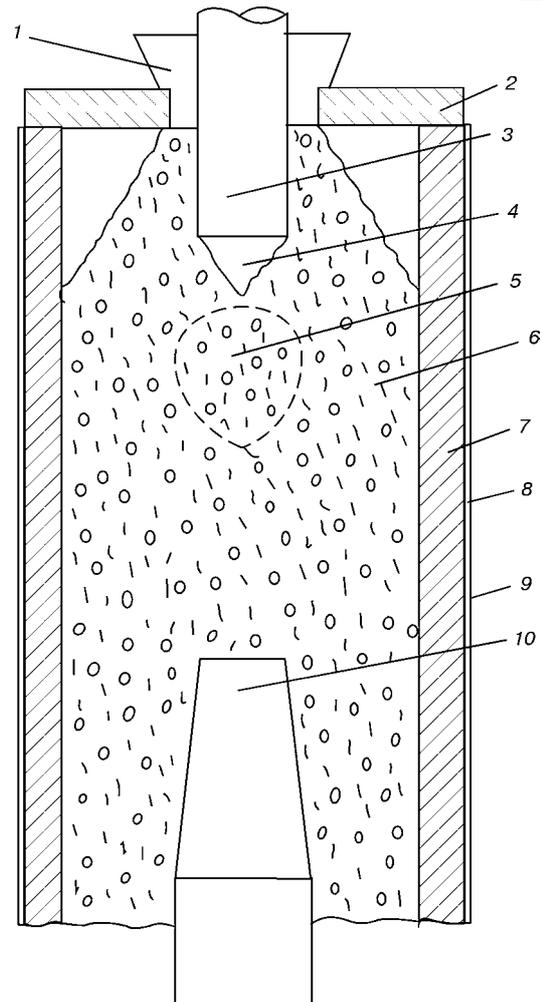


Рис. 1. Схема расположения зоны интенсивного нагрева угольной шихты в шахтной печи конструкции фирмы ELKE: 1 — загрузочное устройство; 2 — пробка из жаропрочного бетона; 3 — верхний электрод; 4 — подэлектродная пустота; 5 — зона интенсивного нагрева термоантрацита; 6 — угольная шихта; 7 — огнеупорная футеровка; 8 — муллитовая вата; 9 — стальной кожух печи; 10 — нижний электрод

шивание дробленого угля при прохождении всей сыпучей шихты через дроссель. Следует подчеркнуть, что перемешивание угольной шихты происходило бы без какой-либо затраты энергии извне. Дробленый уголь пересыпался бы из наддроссельного в поддроссельное пространство под действием гравитационного поля Земли.

Поскольку дроссель размещается в электрическом поле печи, его необходимо изготавливать из неэлектропроводного материала для исключения шунтирования электрического тока по массе дробленого угля. Ток должен протекать только по угольной шихте, ибо активным нагревательным элементом печи является сам электропроводный уголь.

Вначале обсуждалось предложение изготавливать дроссель из огнеупорного материала. Большинство огнеупоров сохраняет свои электроизоляционные свойства даже при высоких температурах. Однако в условиях работы электрокальцинатора огнеупоры, изготовленные из оксидов, будут реагировать с углеродом термоантрацита и восстанавливаться до

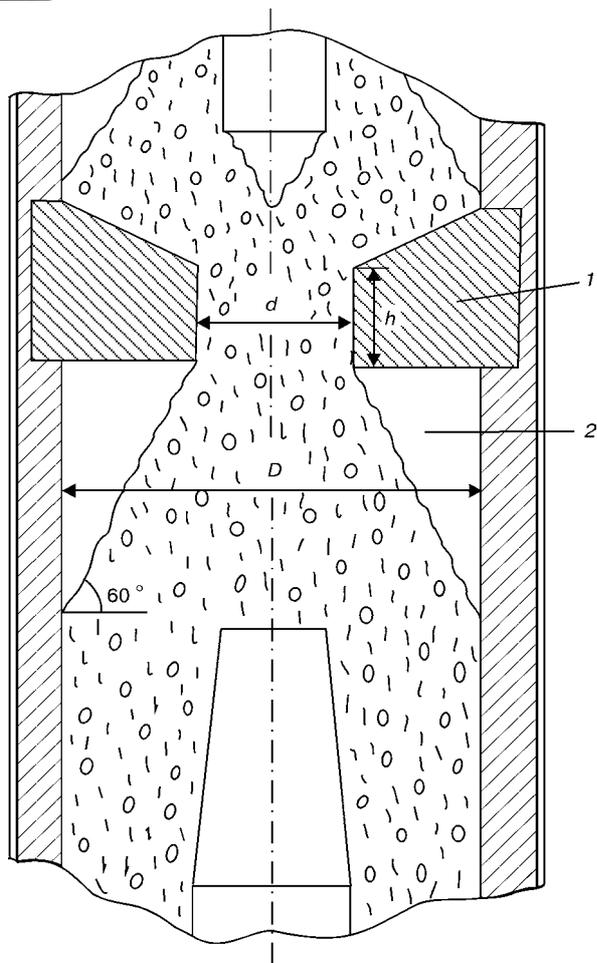


Рис. 2. Схема образования конуса угольной шихты в поддроссельном пространстве печи: 1 — дроссель (шайба); 2 — поддроссельное пустое пространство

карбидов. В связи с этим срок их службы станет весьма коротким.

Выбрать соответствующий материал для изготовления дросселя помогло тщательное изучение природы поведения сыпучих материалов при вертикальном перемещении их из одной емкости в другую через отверстие меньшее, чем диаметр емкости. В этих условиях дисперсный материал, которым является дробленый антрацит, при выходе из отверстия образует так называемый конус естественного откоса.

На Днепропетровском электродном заводе ОАО «Укрграфит» для производства термоантрацита используют шихту фракционного состава 6... 25 мм. Конус естественного откоса для этой шихты, как установлено нами, составляет  $60^\circ$ . Следовательно, образование конуса естественного откоса угольной шихты под углом к горизонтали  $60^\circ$  автоматически приведет к созданию пустого поддроссельного пространства, которое разорвет электрическую цепь в столбе электропроводной шихты по кольцевому сечению, равному  $\frac{\pi}{4}(D^2 - d^2)$ , где  $D$  — диаметр печи в свету;  $d$  — диаметр цилиндрического пространства дросселя (рис. 2).

Таким образом, требования к неэлектропроводности дроссельного материала лишены смысла, ибо

автоматически создаются условия протекания всего тока через угольную шихту в отверстии дросселя. А поскольку через отверстие дросселя проходит вся угольная шихта, то нагреваться током будет не часть шихты, как в печи фирмы ELKEM, а вся масса термоантрацита.

Из всех электропроводных и термостойких материалов мы остановили выбор на материале углеродных доменных блоков. Блоки марки ДБУ — это рядовое изделие нашего завода, содержащее более 60 % низкокачественного термоантрацита, что и требуется для работы дросселя. Материал дросселя должен отличаться удельным электрическим сопротивлением, превышающим соответствующий показатель для сыпучей угольной шихты при температуре 1500... 2000 °С, иметь низкий коэффициент термического линейного расширения и высокую износостойкость. Термоантрацит характеризуется высокой твердостью, и поэтому материал дросселя должен хорошо противостоять абразивному действию сыпучей угольной массы, скользящей по поверхности дросселя.

Для проверки рабочей идеи создания дросселя мы соорудили физическую модель электрокальцинатора в масштабе 1:4 (рис. 3). Шахта модели быстро и просто собиралась из модульных колец, используемых на заводе для других целей. Кольца представляли собой изделия из армированного жаропрочного бетона с замками. Внутренний диаметр колец составлял 480 мм, высота каждого кольца — 80 мм. Общая высота модели в связи с этим легко изменялась путем варьирования количества колец. Уровень установки дросселя, изготовленного специально для модели из графитированного электродного материала, изменяли путем перестановки колец. Дроссель размещали на расстоянии  $1/3$ ,  $1/2$  и  $2/3$  межэлектродного промежутка.

Для определения степени перемешивания угольной массы на созданной физической модели производили следующие опыты. Антрацит фракционного состава 4... 6 мм разделили на две равные порции, одну из которых выкрасили в белый цвет. Равные количества черного и белого антрацита загружали в наддроссельное пространство модели, разделив их между собой отрезком трубы. Затем одновременно открывали отверстие в шайбе и извлекали трубу. Угольная шихта пересыпалась из пространства над дросселем в пространство ниже дросселя. После прохода шихты через отверстие в дросселе белый и черный антрацит разделяли и подсчитывали количество по-разному окрашенных зерен. Эксперименты показали соотношения белого и черного антрацита в смеси угля после прохода через дроссель как 50:50; 40:60 независимо от положения дросселя по высоте шахты модели. Состояние угольной шихты после пропускания через отверстие в шайбе можно было оценить и визуально — островки белого и черного угля отсутствовали, что свидетельствовало о хорошем перемешивании угольной шихты.

Кроме перемешивания угольной шихты, на указанной модели изучали изменение температуры угля при его переходе через цилиндрическое пространство дросселя. С учетом теплотехнических свойств жаропрочного бетона нагревали уголь малым током, недостаточным для достижения температур, сравнимых с рабочим режимом полного разогрева термоантрацита в электрокальцинаторе. Опыты проводили не в динамическом, а в статическом режиме. Как и ожидали, угольная шихта в цилиндрическом пространстве дросселя интенсивно нагревается. Так, например, вскоре после подачи электрического питания температура термоантрацита в наддроссельном пространстве достигла 400 °С, а на выходе из дросселя она составляла уже 620 °С. При продлении времени нагрева температура угля в цилиндрическом пространстве дросселя повышалась до 840, 920 и 1020 °С. В то же время температура угля в наддроссельном пространстве увеличивалась в гораздо меньшем темпе.

Нет сомнений в том, что при увеличении длительности нагрева током модели или повышении его значения мы достигли бы более высокой температуры. Однако опыты были прекращены из-за опасения термического разрушения керамических колец, из которых были сложены стенки модели.

Процесс контактного электронагрева термоантрацита в цилиндрическом пространстве дросселя можно представить следующим образом.

Как следует из рис. 2, объем цилиндрического пространства дросселя составляет  $\frac{\pi}{4} d^2 h$ , а масса угольной шихты, заполнившей это пространство, —  $\frac{\pi}{4} d^2 h \gamma$ , где  $\gamma$  — удельная насыпная масса угольной шихты принятого фракционного состава.

Поскольку процесс нагрева термоантрацита в дросселе протекает во времени, определим исходя из производительности  $P$  кальцинатора время  $\tau$ , в течение которого уголь подвергается нагреву в дросселе:  $\tau = \frac{\pi}{4} \frac{d^2}{P} h \gamma$ . Электрическое сопротивление круглого столба угольной шихты диаметром  $d$  и высотой  $h$  составит  $R = \frac{4}{\pi d^2} h \rho_{см}$ , где  $\rho_{см}$  — удельное электрическое сопротивление термоантрацита в виде сыпучего материала при температуре несколько меньшей 2000 °С.

Количество теплоты, вложенное в термоантрацит в процессе его нагрева в дросселе проходящим через уголь током  $I$  за время  $\tau$ , будет  $W = I^2 R \tau$ .

Составим уравнение теплового баланса:

$$\frac{4\pi\rho_{см}h^2d^2\gamma}{4\pi d^2 P} I^2 = \frac{\pi}{4} d^2 h \gamma C_p T, \quad (1)$$

где  $C_p$  — теплоемкость дробленого термоантрацита при постоянном давлении;  $T$  — температура угля.

После соответствующих сокращений и перестановок получим зависимость температуры нагрева



Рис. 3. Общий вид физической модели электрокальцинатора

угля в цилиндрическом пространстве дросселя от электрического тока, протекающего между электродами печи:

$$T = \frac{4}{\pi} \frac{h\rho_{см}}{d^2 PC_p} I^2. \quad (2)$$

Из уравнения (2) следует, что температура нагрева термоантрацита в цилиндрическом пространстве дросселя находится в прямой зависимости от тока в квадрате и определяется диаметром и высотой цилиндрического пространства дросселя, заданной производительностью печи, теплоемкостью и удельным электрическим сопротивлением сыпучей массы угля. Это очень важный вывод, поскольку он указывает на использование тока печи в качестве оперативного средства регулирования процесса прокали угля.

Таким образом, в печи существующей конструкции варьирование тока приводит к изменению температуры не всей массы угля, а только той части, которая находится в зоне интенсивного нагрева термоантрацита. Если же в печи установить дроссель, через который проходит вся угольная шихта, то изменение тока вызовет изменение температуры всей массы угля.

Следовательно, в реконструированном электрокальцинаторе технология прокали угля коренным образом меняется. Теперь процесс прокали угля необходимо вести по показаниям амперметра на пульте печи. Часовая производительность печи в нынешних условиях играет подчиненную роль. Установив значение  $P$ , исходя из заданного удельного электрического сопротивления конечного продукта

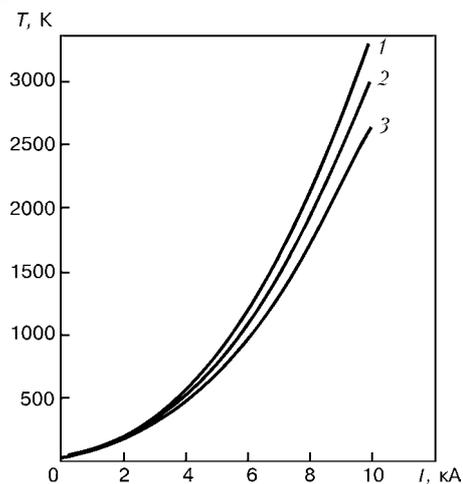


Рис. 4. Зависимости температуры термоантрацита от тока печи в процессе его нагрева в дросселе: 1 — идеальный случай (без тепловых потерь); 2 и 3 — соответственно 10 и 20% тепловых потерь в тело дросселя

выбирают значение тока печи  $I$ , отвечающее наиболее экономному режиму прокалики угля.

Далее все члены уравнения (2) можно разделить на конструктивные параметры дросселя  $d$  и  $h$ , технологические параметры печи  $P$  и  $I$ , свойства термоантрацита  $\rho_{см}$  и  $C_p$ .

Наиболее эффективно на температуру нагрева угля влияет ток  $I$  и диаметр отверстия в дросселе  $d$ , поскольку оба эти члена уравнения (2) находятся во второй степени. Отличие между ними заключается в том, что диаметр  $d$  можно изменять только при замене дросселя, а ток печи  $I$  остается во всех случаях оперативным параметром управления работой печи. Увеличив значение тока  $I$  всего лишь на 5 %, мы поднимаем температуру прокалики угля от 1800 до 2000 °С. В то же время для получения аналогичного эффекта путем изменения производительности печи необходимо было бы снизить этот параметр на 11%.

Варьирование тока  $I$  и диаметра  $D$  способствует изменению удельной плотности тока в цилиндрическом пространстве дросселя. Этим и объясняется столь сильное воздействие этих параметров на температуру прокалики. Такой параметр дросселя, как высота его цилиндрической части  $h$ , оказывает влияние на длительность процесса нагрева каждой порции угля, размещающейся в цилиндрическом пространстве дросселя. Это кинетический фактор процесса нагрева. Время  $\tau$  следует выбирать с таким расчетом, чтобы его хватило для прокалики самых крупных зерен термоантрацита. Если же выбранного времени для обработки антрацита недостаточно, то нужно несколько увеличить значение  $h$ . Изменяя его значение, следует помнить, что с увеличением  $h$  возрастает опасность шунтирования пути тока. Ток должен протекать по дробленой массе угля, находящегося в дросселе, а не по стенкам его цилиндрического пространства. Для расширения возможностей технолога следует использовать для дросселя материал с возможно низкой электропроводностью.

При составлении теплового баланса мы не учитывали потери теплоты из той части угля, что на-

ходится в цилиндрическом пространстве дросселя. Надо полагать, что в начале процесса нагрева потери будут ощутимыми, а затем при достижении теплового насыщения дросселя они существенно снизятся. Оценочный расчет тепловых потерь в тело дросселя показывает, что их значение не превышает 10 % общего тепловыделения в дросселе в условиях установившегося режима нагрева.

На рис. 4 представлены результаты расчета температуры нагрева угля в дросселе при различных тепловых потерях этого процесса. Было принято, что  $P = 800$  кг/ч, а  $C_p$  при высоких значениях температуры составляет  $0,47$  (Вт·ч)/(кг·град) [10]. На рисунке показана параболическая зависимость температуры нагрева термоантрацита в дросселе от тока. Увеличение в два раза значения тока печи приводит к четырехкратному повышению температуры нагрева угля. После установки в печи дросселя нет необходимости работать на токах 13...15 кА, как рекомендует завод-изготовитель. Достаточно всего 9...10 кА, чтобы нагреть весь уголь, загруженный в печь до температур, превышающих 2000 °С. Такой режим управления печью — ключ к экономии удельного расхода электроэнергии.

Первые испытания реконструированного электрокальцинатора показали, что можно получать термоантрацит с удельным электросопротивлением 680 мкОм·м при расходе 763,6 кВт·ч/т.

1. Филалков А. С. Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе. — М.: АспектПресс, 1997. — 718 с.
2. Неоднородность электротермоантрацита и ее оценка / А. И. Солдатов, В. Н. Бекасов, С. Д. Меньшикова и др. // Цвет. металлы. — 1990. — № 2. — С. 53–55.
3. Распределение температурных полей в шахте электрокальцинатора и их влияние на качество получаемого термоантрацита / А. С. Татищев, А. М. Мухитидов, В. Н. Николаев и др. // Совершенствование технологии и улучшение качества электродной продукции: Сб. науч. тр. ГосНИИЭП. — Челябинск: Южно-уральское изд-во, 1985. — С. 27–31.
4. Пат. RU 2167377 C1, Норвегия. Способ и обжиговая печь для электрического обжига углеродсодержащего материала / Й. А. Йохансен, А. Ваттлани. — Оpubл. 22.10.98.
5. Солдатов А. И. Электрокальцинированный антрацит. Особенности его производства и применения: Автореф. дис... канд. техн. наук. — Харьков, 1991. — 18 с.
6. Солдатов А. И., Мочалов В. В. Технологические аспекты получения электрокальцинированного антрацита с заданными свойствами: Сб. тр. НИИГрафита, ГосНИИЭП. — М., 1989. — С. 43–49.
7. Лакомский В. И., Быковец В. В. О контактном нагреве термоантрацита в электрокальцинаторе // Цвет. металлы. — 2004. — № 1. — С. 52–54.
8. Лакомский В. И., Григоренко Г. М. Особенности нагрева термоантрацита в электрическом поле переменного тока // Соврем. электрометаллургия. — 2004. — № 3. — С. 53–55.
9. Быковец В. В., Лакомский В. И. Удельное электрическое сопротивление термоантрацита // Там же. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
10. Гриншпунт А. Г. Исследование комплексных характеристик антрацитов, используемых в составе электродных масс самообжигающихся электродов рудовосстановительных электропечей // Теория и практика металлургии. — 1998. — № 3. — С. 33–34.

ОАО «Украинский графит», Запорожье

Поступила 10.02.2005



## XII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ СТАЛИ»

5–7 октября 2004 г. в Челябинске Южно-Уральский государственный университет провел двенадцатую международную конференцию по электрометаллургии стали и ферросплавов. (Первая состоялась в 1971 г.). Работа конференции организована на четырех секциях: физико-химические основы электросталеплавильного производства; производство стали и сплавов в электропечах; производство ферросплавов; конструкция и работа плавильных агрегатов и цехов.

На пленарном заседании заслушаны несколько обзорных и весьма емких докладов. Большой интерес вызвало выступление проф. Ю. И. Уточкина (МИСиС) «Электрометаллургия России — проблемы и возможные перспективы», в котором сделана попытка оценить современные общемировые тенденции металлургического производства и электросталеплавильного, в частности. В очередной раз убедительно продемонстрировано, что сталь остается основным конструкционным материалом. На долю стали, общемировое производство которой в 2004 г. должно впервые превысить 1 млрд т, приходится около 84...85 % общемирового производства всех металлических конструкционных материалов, а доля электростали в этом океане металла превысит 40 %. Отмечено, что в России начато интенсивное развитие мини-заводов. В самое ближайшее время ожидается появление пяти новых мини-заводов, оснащенных по последнему слову техники.

Интересная попытка оценить технико-экономические преимущества создания мини-заводов сделана проф. В. Д. Смоляренко (ВНИИЭТО) в докладе «Инновации как фактор инвестиционной привлекательности электросталеплавильных мини-заводов».

В обзорном докладе представителя министерства промышленности Челябинской области Е. Ф. Аверьянова «Работа металлургического комплекса Челябинской области в 2003–2004 годах» представлена впечатляющая картина интенсивного развития черной металлургии региона (Челябинская область — крупнейший в России производитель стали). Из этого доклада следует, что на Златоустовском металлургическом заводе в 2005 г. должны быть пущены в эксплуатацию две 5-тонные печи ЭШП для выплавки полых слитков в интересах Челябинского трубного. Кстати, процесс ЭШП представлен в 16 докладах, в том числе в совместном докладе ИЭС и волгоградского металлургического завода «Красный октябрь», в котором показаны направления совершенствования техники и технологии ЭШП с целью приближения их к современному уровню, прежде всего по качеству металла ЭШП и удельным затратам на его производство (удельный расход электроэнергии 1100...1200 кВт·ч на тонну металла). К сожалению, остальные направления специализации электрометаллургии были представлены лишь единичными докладами.

Доклад проф. Ю. А. Гудима (ОАО «АКОНТ») «Перспективы обеспечения ломом электросталеплавильного

производства Урала и России» посвящен одному из ключевых вопросов бурно развивающейся электрометаллургии России. Хотя этот доклад и касался Южного Урала и лишь отчасти экстраполировался на металлургию всей России, однако приведенные в нем выкладки убедительно свидетельствуют о том, что мировая электрометаллургия уже сегодня испытывает серьезные трудности в обеспечении ДСП ломом и в ближайшем будущем не следует ожидать улучшения ситуации. Поэтому вполне вероятно, что опять возобновится работа с прямым восстановлением железа.

С интересным докладом «Рудовосстановительная плавка в электрических печах — возможная перспектива производства чугуна и стали на Южном Урале» выступил проф. В. Е. Рошин (ЮУрГУ), официально заместитель председателя Оргкомитета, а фактически — душа и «мотор» всей конференции.

В заключение пленарного заседания с докладом «Реализация концепции мини-завода при реконструкции металлургического производства ОАО «НСММЗ» выступил главный инженер новейшего мини-завода в г. Ревда С. В. Шаляев. Завод пущен в действие в 2004 г. в составе ДСП (100...120 т) — печи-ковша и шестиручевой МНЛЗ. Планируется строительство второй очереди (еще одна аналогичная технологическая цепочка). Интерес вызвали не столько данные о новом заводе, являющемся сегодня уже стандартным модулем со стандартным оборудованием. Всеобщее внимание привлекла практика создания современного металлургического производства на базе типичного старого уральского завода.

Ожидавшийся на пленарном заседании доклад Н. И. Воробьева, генерального директора ОАО «ЧМК», к сожалению, не состоялся.

На секции заявлены 110 докладов, представлены около половины. К сожалению, большинство отсутствовавших докладчиков должны были представлять Украину. Тем не менее, изданные до начала конференции тезисы позволили собравшимся специалистам составить общее представление о направлениях работы коллег.

Более десятка докладов посвящены анализу работы новейших конструкций ДСП на различных заводах России. Многие из этих агрегатов приближаются к лучшим мировым. Удельный расход электроэнергии менее 400 кВт·ч на тонну стали уже не является редкостью (при расходе электродов менее 2 кг на тонну выплавленной стали). Специалисты челябинской фирмы ОАО «АКОНТ», возглавляемой незаурядным металлургом канд. техн. наук И. Ю. Зинуровым, активно конкурируют в России с известнейшими зарубежными поставщиками электропечного оборудования и агрегатов внепечной обработки, включая вакуумные.

Активно обсуждались и возможности увеличения доли чугуна при электродуговой плавке. Общемировая тен-

\* Современные проблемы электрометаллургии стали: Материалы XII междунар. конф. (Челябинск, 5-7 окт. 2004 г.). — Челябинск: Изд-во ЮУрГУ, 2004. — 296 с.



денция превращения электродуговой печи в некий симбиоз с кислородным конвертером четко зафиксирована как в докладах, так и в дискуссиях.

У спецэлектрометаллургов определенный интерес вызвали доклады уральских исследователей в области ЭШП, активно работающих в Златоустовском филиале ЮУрГУ под руководством В. И. и И. В. Чумановых.

Некоторый резонанс вызвал доклад В. С. Цепелева — представителя известной Уральской школы, многие годы успешно исследующей металлургические жидкости — о влиянии торсионных полей на жидкометаллическое состояние. Следует признать правомочность включения таких весьма спорных (ибо представленные факты не были убедительными) работ в программу научных конференций. К сожалению, ни председательствующий на секции,

ни кто-либо из членов Оргкомитета не высказал своего отношения к данному докладу.

Нельзя не отметить активное участие в работе конференции одного из патриархов отечественной электрометаллургии проф. Д. Я. Паволоцкого (выпустившего, кстати, в 2004 г. вторым изданием превосходный вузовский учебник с отличным разделом по электрометаллургии и внепечной обработке «Основы технологии производства стали»).

Встречи электрометаллургов на Урале будут продолжены. Очередная конференция традиционно должна состояться через три года, т. е. осенью 2007 г. Хочется надеяться, что Украина будет представлена на ней не только интересными докладами, но и авторами.

*Л. Б. Медовар*

## Г. А. Бойко — 70 лет!



Исполнилось 70 лет известному специалисту в области электрошлакового литья и сварки, ветерану труда Института электросварки им. Е. О. Патона, лауреату Государственной премии УССР, доктору технических наук Бойко Георгию Александровичу.

Свой трудовой путь Г. А. Бойко начал в Институте электросварки им. Е. О. Патона в 1958 г. после окончания Киевского политехнического института. Первые его работы были посвящены экспериментам по деформированию негабаритных обечаек цементных печей, разработке и внедрению в производство технологии изготовления плосковорачиваемых труб. Им была усовершенствована конструкция штампосварных теплообменников и отопительных радиаторов, за что был удостоен Почетной грамоты ВЛКСМ.

Будучи одним из основных исследователей и разработчиков способов сварки без расплавления основного металла, Г. А. Бойко создал научные основы в этой области. Им был экспериментально исследован процесс растворения атмосферных газов сталями при их нагреве в твердом состоянии, проведены эксперименты и заложены основы теории электропереноса углерода при сварке разнородных сталей. На основе результатов выполненных исследований он разработал технологические процессы прессовой сварки — пайки и автовакуумной сварки давлением для производства на Никопольском южнотрубном заводе биметаллических труб различного сортамента, в том числе особотонкостенных. Эти работы легли в основу его кандидатской диссертации, которую он защитил в 1967 г.

В дальнейшем Г. А. Бойко посвящает себя исследованиям в области специальной электрометаллургии. Проведенные им исследования и разработанные технологические процессы убедительно доказали преимущество литого электрошлакового металла по плотности структуры, вязкости, пластичности, отсутствию анизотропии свойств по сравнению с деформированным металлом обычного производства. Благодаря работам Г. А. Бойко детали из металла ЭШЛ успешно применяют в агрегатах самого ответственного назначения. Были разработаны и внедрены в производство технологические процессы ЭШЛ таких ответственных изделий, как коленчатые валы крупных судовых дизелей, детали тяжелых промышленных тракторов и механических прессов, прочные корпуса энергетической арматуры для атомных электростанций и др. Им разработаны новые технологические приемы, обеспечивающие получение плотного металла в фасонных отливках сложной формы, например литье с приплавлением.

Его работа в области ЭШЛ в 1978 г. удостоена Государственной премии УССР.

Научные наработки в области ЭШЛ легли в основу докторской диссертации Г. А. Бойко, которую он успешно защитил в 1981 г.

Г. А. Бойко автор более 400 печатных работ, в том числе 6 монографий (в соавторстве). Любимый ученик и соратник академика НАН Украины Б. И. Медовара он является активным пропагандистом достижений Института электросварки им. Е. О. Патона в области электрошлаковых технологий, много раз достойно представлял его на международных конференциях и симпозиумах. По сценариям Г. А. Бойко было снято более десятка научно-популярных фильмов о разработках в области электрошлаковых технологий.

В последние годы Г. А. Бойко является ученым секретарем Государственного научно-технического центра артиллерийско-стрелкового вооружения. Им основан и издается периодический журнал соответствующего профиля, который входит в перечень научных изданий ВАК Украины.

Коллектив сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона и редколлегия журнала сердечно поздравляют Георгия Александровича Бойко с юбилеем и желают ему дальнейших успехов в науке и на теннисном корте!



## КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК В 2005 г.

Дата	Город, страна	Тематика	Контактный адрес
15–18.03	С.-Петербург, Россия	Международная выставка «Обработка металлов»	ЛенЭкспо Тел./факс: (812) 2450102
23–26.03	Донецк, Украина	Международная выставка «Металлургия»	СВЦ «Эксподонбасс» Тел.: (062) 3812135 E-mail: expo@expodon.dn.ua http://www.expodon.dn.ua
29–31.03	Новосибирск, Россия	Специализированные выставки «Металлы Сибири. Литье. Металлообработка. Сварка»	Тел./факс: (3822) 492942 E-mail: litsin@ispms.tsc.ru
29.03–01.04	Минск, Беларусь	Международные выставки «Сварка и резка–2005», «Обработка металлов», «Порошковая металлургия»	220035, Беларусь, г. Минск, пр-т Тимирязева, 65 МинскЭкспо
03–08.04	Хьюстон, США	Международная конференция «Коррозия–2005»	Тел.: 281 2286200 Факс: 281 2286300
04–07.04	Москва, Россия	Международная выставка «Металл в строительстве–2005»	Тел.: (095) 9357350 Факс: (095) 9357351
06–08.04	Кассель, Германия	Симпозиум «Композиционные материалы»	Deutsche Gesellschaft fuer Materialkunde e. V. Hamburger Allee, 26, 60486 Frankfurt
19–22.04	Киев, Украина	Всеукраинский промышленный форум «Машиностроение. Металлообработка. Индустрия пластмасс»	«Примус-Украина» Тел. (044) 2417944, 5649861 E-mail: exhibition@theprimus.com
20–22.04	Ростов-на-Дону, Россия	Специализированная выставка «Юг-Металл–2005»	Тел./факс: (8632) 903330
25–28.04	Киев, Украина	Международная выставка «Сварка и родственные технологии»	ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины Тел./факс: (044) 4905745, 4619201 E-mail: expo@paton.expo.kiev
11–12.05	Галл, Германия	Конференция «Соединение и проектирование рельсовых подвижных составов»	Schweistechnische Lehr- und Versuchsanstalt Hallt GmbH Postfach 60 01 06, 06036 Hallt
11–13.05	Волгоград, Россия	Специализированная выставка «Металлургия. Машиностроение–2005»	Тел./факс: (8442) 343377
17–20.05	Запорожье, Украина	XIII Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлургия–2005»	Запорожская ТПП 69000, Украина, г. Запорожье, бульвар Центральный, 4 Тел./факс: + 38(0612) 135167, 135026 E-mail: expo@cci.zp.ua
22–25.05	Киев, Украина	III Международная конференция «Ti–2005 в СНГ»	Тел./факс: +7(095) 4449124, +7(34345) 24592 http://www.titan-association/com/Ti-2005
23–27.05	пос. Качивели, Крым, Украина	Вторая международная конференция по лазерным технологиям в сварке и обработке материалов	ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины Тел.: +38(044) 2692623 Факс: 2680486
25–27.05	Киев, Украина	III Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и смежные технологии»	ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, СНМИ Тел.: +38(044) 2615134 E-mail: sci-youth@paton.kiev.ua http://www.paton.kiev.ua
07–10.06	Стокгольм, Швеция	Международная конференция «Достижения в области процессов кристаллизации»	Тел.: +46 (8790) 6654; +46(8790) 7984 Факс: +46(821) 6557 E-mail: asp@matpr.kth.se
19–24.06	Монреаль, Канада	Международная конференция по порошковой металлургии и гранулированным материалам	Тел.: (609) 527700 Факс: (609) 9878523
05–08.09	Прага, Чехия	Европейский конгресс по современным материалам и способам обработки	Deutsche Gesellschaft fuer Materialkunde Hamburger Allee, 26 60486 Frankfurt
14–16.09	Ростов-на-Дону, Россия	Специализированная выставка «Металлургия. Машиностроение. Металлообработка–2005»	Тел./факс: (8632) 622883
14–21.09	Ганновер, Германия	Международная выставка «Мир металлообработки. ЕМО–2005»	
18–21.09	Санта-Фе, Нью-Мехико, США	Международный симпозиум по обработке жидких металлов и литью	Тел.: (44) 207 5946801 Факс: (44) 440 3384634 E-mail: beth.abruzzo@asminternational.org
20–23.09	Екатеринбург, Россия	Выставка «Металлургия Урала–2005»	Тел.: (3432) 493019 Факс: (3432) 493019
25–29.09	Питтсбург, США	Конференция и выставка ASM по технологическим решениям проблем термообработки	Тел.: 800 3365152 Факс: 440 3384634



Дата	Город, страна	Тематика	Контактный адрес
04–07.10	Екатеринбург, Россия	Уральские выставки «Литье–2005»	Тел./факс: (343) 3701795
11–14.10	Днепропетровск, Украина	Международная выставка «Машпром–2005»	Тел.: (044) 4675821
13–16.10	Хабаровск, Россия	Хабаровская международная ярмарка «ПромТехноЭкспо Дальне-восточного региона–2005»	Тел.: (4212) 340992 Факс: (4212) 346129
25–28.10	Новокузнецк, Россия	Кузбасская ярмарка «Металлургия–2005»	Тел.: (3843) 466373 Факс: (3843) 452886
26–29.10	С.-Петербург Россия	Международная специализированная выставка «Нева–2005»	Тел./факс: (812) 3273790 (91, 92) доб. 148 E-mail: spas@welding.spb.ru
29.10–01.11	Киев, Украина	«Металл-форум Украина–2005»	ВЦ «КиевЭкспоПлаза» Тел.: +38 (044) 5372202, 2464109, 2464367 Факс: 2464109, 2162368 E-mail: forum@dzi.mfert.gov.ua http://www.metal-forum.com.ua
14–16.11	Нойульм, Германия	Международная конференция и выставка «Непрерывное литье цветных металлов»	Deutsche Gesellschaft fuer Materialkunde Hamburger Allee, 26 60486 Frankfurt
22–25.11	Донецк, Украина	Международная выставка «Машиностроение. Металлообработка-2005»	СВЦ «Эксподонбасс» Тел.: (062) 3812150, 3812141 E-mail: expo@expodon.dn.ua http://www.expodon.dn.ua

## ПАМЯТИ О. М. БЯЛИКА



**25 января 2005 г.** на 67-м году жизни скончался декан инженерно-физического факультета НТТУ «Киевский политехнический институт», доктор технических наук, профессор Бялик Олег Михайлович, выдающийся педагог и ученый-материаловед.

О. М. Бялик родился 23 мая 1938 г. в Киеве. В 1964 г. окончил Киевский политехнический институт (механико-технологический факультет). Вся его жизнь, педагогическая и научная деятельность были связаны с КПИ, где он работал инженером, старшим научным сотрудником, руководителем научно-исследовательской части института, а с 1974 г. почти пятнадцать лет — проректором по научной работе. Именно тогда ярко проявился организаторский талант Олега Михайловича как руководителя научной деятельности одного из крупнейших вузов страны. За этот период почти в семь раз увеличился объем выполнения научно-исследовательских работ, значительно возросли их эффективность и качество. Много сил и энергии О. М. Бялик уделял развитию материально-технической базы КПИ, причем не только его строительству, а и оснащению кафедр и лабораторий современным оборудованием.

На кафедре «Металловедение и термическая обработка», которую Олег Михайлович возглавлял в 1988 г., установилась деловая творческая атмосфера, резко повысились уровни преподавания и подготовки выпускников. О. М. Бялик не только прекрасно читал лекции, руководил работами дипломников и аспирантов, но и проводил большую методическую работу. В апреле 2001 г. Олег Михайлович был избран деканом инженерно-физического факультета НТТУ «КПИ» и на этом посту работал до последнего дня жизни.

Олег Михайлович автор ряда учебников и более двадцати учебно-методических работ, более 130 научных статей и патентов, а также трех монографий. Его научные исследования касались поведения примесей в процессе выплавки, рафинирования и кристаллизации металлов и сплавов, работы, выполненные им лично и под его руководством, внесли существенный вклад в развитие научных основ металлургического материаловедения и нашли применение на предприятиях различных отраслей промышленности.

Большое внимание О. М. Бялик уделял воспитанию научных кадров, под его руководством подготовлено 2 доктора и 10 кандидатов технических наук.

За личный вклад в подготовку высококвалифицированных специалистов Указом Президента Украины О. М. Бялику в 1993 г. было присвоено почетное звание «Заслуженный работник народного образования Украины».

Благодаря личной инициативе и творческому подходу к делу О. М. Бялик внес существенный вклад в развитие национальной науки и укрепление научно-технического потенциала Украины. В 1998 г. Указом Президента Украины ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины».

В 1992 г. О. М. Бялик избран членом Украинской академии наук национального прогресса, а в последующие годы и других национальных и зарубежных академий. Он входил в состав нескольких ученых советов по присуждению научных званий кандидатов и докторов наук, редакционно-издательского совета, редколлегии журнала «Металловедение и обработка металлов», правления Украинского совета НТО «Машпром», был руководителем металлургической секции Совета сотрудничества «Украина–Канада» и председателем комиссии инженерного материаловедения научно-методического совета при Министерстве образования и науки Украины, возглавлял экспертный совет материаловедения при Государственной аккредитационной комиссии Украины.

За плодотворную работу Олег Михайлович награжден орденом «Знак почета» и несколькими медалями.

Ушел из жизни прекрасный человек, выдающийся педагог и ученый. Олег Михайлович любил жизнь, был предан науке, отличался разнообразными талантами, но особенно талантлив он был в дружбе. Светлая память о нем навсегда сохранится в сердцах его друзей и соратников, а также всех, кто его знал и работал вместе с ним.

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

*Редколлегия журнала*



**УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!**  
 ЗАО «МЕЖГОСУДАРСТВЕННАЯ АССОЦИАЦИЯ ТИТАН»  
 НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ  
 ЗАПОРОЖСКИЙ ТИТАНО-МАГНИЕВЫЙ КОМБИНАТ  
 приглашают Вас принять участие  
**в III Международной конференции «Ti-2005 в СНГ»**  
 Украина, г. Киев, Украинский Дом  
 22-25 мая 2005 г.

**Основные темы конференции:**

- обзор рынка титана в странах СНГ и мире
- национальные программы развития отрасли
- тенденции развития сырьевой базы и производства губчатого титана
- новые достижения в области металловедения и металлургии титана
- динамика развития сфер применения титана
- анализ рынка ферротитана
- информационные технологии

Контактные тел./факс: +7(095) 444-91-24, +7(34345) 245-92  
<http://www.titan-association/com/Ti-2005>

Крупнейший промышленный форум в Украине

**XIII Международная специализированная выставка  
 «МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛУРГИЯ 2004»**

17-20 мая 2005 г.

Украина, г. Запорожье

**ОРГАНИЗАТОРЫ**

- Министерство промышленной политики Украины
- Запорожская областная государственная администрация
- Запорожский городской исполнительный комитет
- Запорожский областной союз промышленников и предпринимателей «Потенциал»
- Запорожская торгово-промышленная палата

**ТЕМАТИКА**

- |  |  |
|--|--|
| <ul style="list-style-type: none"> <li>⇒ Новые технологии, технологичные материалы, сырье</li> <li>⇒ Машины, механизмы, технологическое оборудование, инструмент и оснастка</li> <li>⇒ Тяжелое машиностроение</li> <li>⇒ Станкостроение, приборостроение</li> <li>⇒ Автотранспортная и дорожно-строительная техника, автосервис</li> <li>⇒ Сельскохозяйственная техника</li> <li>⇒ Топливо-энергетический комплекс, энергосбережение</li> <li>⇒ Горношахтное оборудование</li> <li>⇒ Металлургия, металлообработка, литейное оборудование</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>⇒ Абразивные материалы</li> <li>⇒ Сварка</li> <li>⇒ Электротехника, кабельно-проводниковая продукция, КИА</li> <li>⇒ Промышленная электроника, электронные приборы</li> <li>⇒ Вычислительная техника, радиоэлектроника, связь, АСУ</li> <li>⇒ Гидро- и пневмоинструмент</li> <li>⇒ Химическая промышленность</li> <li>⇒ Промышленная санитария, спецодежда</li> <li>⇒ Инновационные и инвестиционные проекты</li> <li>⇒ Товары народного потребления</li> </ul> |
|--|--|

По вопросам участия обращаться в дирекцию выставки:  
 Запорожская торгово-промышленная палата  
 69000, Украина, г. Запорожье, бульвар Центральный, 4  
 Тел./факс: + 38 (0612) 13-50-26, 13-51-67  
 E-mail: [expo@cci.zp.ua](mailto:expo@cci.zp.ua); <http://www.cci.zp.ua>



Национальная академия наук Украины  
Институт электросварки им. Е. О. Патона  
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона

**III ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ  
МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ  
«СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»**

25–27 мая 2005 г.  
Украина, г. Ворзель, Киевская обл.

**Основные направления конференции:**

- Прогрессивные технологии сварки и соединения материалов
- Прочность, надежность и долговечность сварных конструкций
- Технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности
- Процессы специальной электрометаллургии
- Новые конструкционные и функциональные материалы
- Техническая диагностика и неразрушающий контроль
- Автоматизация процессов сварки и родственных технологий
- Фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства)

**Адрес оргкомитета:**

Украина, 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11  
Совет научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона  
Тел.: (044) 261 51 34