

ТОРЖЕСТВА, ПОСВЯЩЕННЫЕ ЮБИЛЕЮ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА

17 сентября в г. Киеве во Дворце молодежи НТУУ «КПИ» состоялся праздничный вечер, посвященный 70-летнему юбилею Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины — широко известного и признанного в мире научно-исследовательского центра в области сварки, спецэлектрометаллургии и нанесения защитных покрытий. В праздновании приняли участие сотрудники института, а также многочисленные гости — руководители ведомств, крупнейших промышленных предприятий, ведущих академических, научно-исследовательских учреждений и высших учебных заведений Украины, России, Беларуси и Грузии. Среди почетных гостей — Председатель Верховной Рады Украины В. М. Литвин, Первый вице-премьер, министр финансов Украины Н. Я. Азаров, министр просвещения и науки Украины В. Г. Кремень, летчик-космонавт, дважды Герой Советского Союза А. А. Леонов.

Вечер открыл Президент Национальной академии наук Украины, директор Института электросварки им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Он зачитал приветствие Президента Украины Л. Д. Кучмы и Указ о награждении государственными наградами сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины в связи с юбилеем.

УКАЗ ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ

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

За вагомий особистий внесок у розвиток науки, розробку і впровадження новітніх високоефективних технологій, зміцнення міжнародного авторитету вітчизняної наукової і інженерної школи у галузі зварювання
постановляю:

Нагородити орденом князя Ярослава Мудрого V ступеня

КУЧУКА-ЯЦЕНКА Сергія Івановича — заступника директора, доктора технічних наук, академіка НАН України

Нагородити орденом «За заслуги» I ступеня

ПОХОДНІО Ігоря Костянтиновича — завідувача відділу, академіка-секретаря Відділення фізико-технічних проблем матеріалознавства НАН України, доктора технічних наук, академіка НАН України

Нагородити орденом «За заслуги» III ступеня

ЗАГРЕБЕЛЬНОГО Олександра Айзиковича — заступника завідувача відділу

КИСЕЛЕВСЬКОГО Фелікса Миколайовича — завідувача відділу, доктора технічних наук, професора

КОВТУНЕНКА Віктора Олексійовича — завідувача лабораторії

ТРИГУБА Миколу Петровича — завідувача відділу, доктора технічних наук

ЦАРЮКА Анатолія Корнійовича — завідувача відділу

Нагородити орденом княгині Ольги III ступеня

ЛОКТЕВУ Вероніку Іванівну — завідувача відділу

Нагородити медаллю «За працю і звитягу»

ГОЛОВАТЕНКА Олексія Івановича — електрозварювальника

ГОРОШКА Миколу Валер'яновича — фрезерувальника

КОРЖА Миколу Михайловича — слюсаря державного підприємства «Дослідний завод зварювальних матеріалів»

Присвоїти почесні звання:

«Заслужений діяч науки і техніки України»

— завідувачу відділу, докторові технічних наук, академіку НАН України

— головному науковому співробітнику, докторові технічних наук, академіку НАН України

— завідувачу відділу, докторові технічних наук, члену-кореспонденту НАН України

«Заслужений машинобудівник України»

— заступників директора

Президент України

Л. КУЧМА

м. Київ, 9 вересня 2004 року
№ 1053 / 2004



Борис Евгеньевич Патон кратко охарактеризовал основные этапы деятельности Института электросварки, включая его создание, довоенный и военный периоды, период восстановления народного хозяйства, годы индустриального развития. Директор отметил, что на сегодняшнем этапе институт развивается по инновационному пути и «продолжает трудиться так, чтобы народ Украины с каждым годом жил лучше». Он поблагодарил всех, кто в канун юбилея поздравил коллектив Института электросварки со знаменательным событием и принял участие в торжествах.

Выступивший затем В. М. Литвин отметил, что юбилей Института электросварки — знаковое событие для страны. Успехи института неразрывно связаны с незаурядной личностью его руководителя — академика Б. Е. Патона. По словам В. М. Литвина, Б. Е. Патон «взял в руки электрод длиной на всю жизнь». Он пожелал всем ученым и специалистам института добра, счастья и выдающихся успехов. От имени Верховной Рады Украины В. М. Литвин поздравил с награждением сотрудников института и вручил Почетные грамоты Верховной Рады Украины членам-корреспондентам НАН Украины Г. М. Григоренко, А. Я. Ищенко, В. И. Лакомскому, докторам технических наук Ю. С. Борисову, Э. Ф. Гарфу, кандидатам технических наук В. Н. Бернадскому, И. А. Рябцеву, помощнику директора Л. В. Катюхе.

Н. Я. Азаров зачитал поздравление Премьер-министра Украины В. Ф. Януковича коллективу Института электросварки. В нем высказана уверенность в том, что патоновцы и далее приумножат успехи в науке и создании передовых технологий. Николай Янович заметил, что институт в сложное время выжил, достиг новых успехов и сейчас для него важно занять достойное место среди научных центров мира. Он отметил, что с 2005 г. объемы финансирования науки в Украине будут удвоены, уже реализована программа повышения пенсий и выплат ученым-членам Национальной академии наук Украины. Н. Я. Азаров поздравил Б. Е. Патона с награждением Института электросварки Почетной грамотой Кабинета Министров Украины. Почетные грамоты были вручены также ученым и специалистам института, среди которых Л. А. Волгин, В. С. Гвоздецкий, Б. А. Житницкий, П. А. Косенко, В. Г. Кривенко, Г. С. Маринский, В. В. Нестеренко, С. И. Притула.

Б. Е. Патон тепло поблагодарил В. М. Литвина и Н. Я. Азарова за высокую оценку деятельности института и его сотрудников.

В. Г. Кремень поздравил коллектив Института электросварки от имени Министерства образования и науки Украины. По его словам, это праздник мировой науки. Он дал совет студентам «писать свою жизнь с академиком Патоном». Остановившись на деятельности технопарков в Украине, В. Г. Кремень подчеркнул высокую эффективность работы технопарка «ИЭС им. Е. О. Патона» и пообещал «зеленую улицу» его инновационным проектам.

Затем от имени Президиума НАН Украины коллектив института поздравил ее Первый вице-президент В. П. Шпак. Он отметил, что ИЭС им. Е. О. Патона является гордостью академии, всей Украины и признанным в мире научным центром.

С теплыми поздравлениями выступили также заместитель Председателя Киевской городской администрации В. А. Кирьян, ректор Киевского национального университета им. Тараса Шевченко В. В. Скопенко, ректор НТУУ «КПИ» Н. З. Згуровский.

Затем лучшие студенты сварочного факультета Киевского Политехнического института от имени собравшихся в зале возложили цветы к расположенному на территории КПИ памятнику основателю Института электросварки — академику Евгению Оскаровичу Патону.

На вечере прозвучали теплые поздравления в адрес старейших сотрудников института, ветеранов, участников Великой Отечественной войны академиков НАН Украины В. К. Лебедева, Д. А. Дудко, И. К. Походни, докторов технических наук А. А. Россошинского, Ю. А. Стеренбогена, Г. И. Лескова, кандидата технических наук Н. В. Подолы, инженеров В. К. Зяхора, В. С. Убель.

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

Дирекция и коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины выражают сердечную благодарность руководителям государства, всем ведомствам, предприятиям, научным учреждениям, вузам, общественным организациям, а также отдельным лицам за поздравления по случаю 70-летнего юбилея.

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ



УДК 669.187.56.001.7

О ПЕРСПЕКТИВАХ ПРОИЗВОДСТВА БИМЕТАЛЛА С ПРИМЕНЕНИЕМ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕССА

Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко

Показана роль электрошлакового сварочного процесса в получении биметаллических слитков для производства листового и сортового проката. Рассмотрены особенности производства биметаллических сортовых полуфабрикатов путем прокатки на сортопрокатных станах квадратных двухслойных слитков, полученных методом литого пластирования с использованием сердечников различной формы, а также путем прокатки и горячего прессования составных круглых двухслойных заготовок. Оценены возможности использования электрошлакового процесса с жидким металлом в производстве биметаллических слитков на печах ЭШП, в том числе методом непрерывного электрошлакового литья.

The role of electroslag welding process in producing bimetal ingots for manufacturing of sheets and rolled sections is shown. Specifics of manufacture of bimetal section semi-products by rolling in section mills of square two-layer ingots, produced by the method of cladding by casting using mandrels of different shapes, and also by rolling and hot pressing of composite round two-layers billets, is considered. The feasibility of use of the electroslag process with a liquid metal in the production of bimetal ingots in ESR furnaces, including also the method of a continuous electroslag casting, is evaluated.

Ключевые слова: биметаллические слитки; биметаллические листы; биметаллический сортовой прокат; электрошлаковый сварочный процесс; электрошлаковый переплав; электрошлаковая наплавка; электрошлаковая наплавка жидким металлом

Необходимо признать, что, несмотря на более чем столетнюю историю промышленного производства и применения различных видов биметаллов, а также многообразие известных методов их получения, они до сих пор не заняли достойного места в ряду важнейших конструкционных материалов. Доля биметаллов, особенно сортового биметалла, в общем производстве конструкционных материалов все еще остается незначительной, хотя в ряде случаев благодаря их уникальным служебным свойствам они практически не имеют альтернативы. В работе [1] отмечается, что одной из основных причин такого положения является их высокая стоимость, которая обусловлена специфическими особенностями применяемых для их изготовления тех или иных технологических процессов. Со своей стороны отметим, что еще одним сдерживающим фактором широкого использования в промышленности биметаллов является не всегда высокое и стабильное качество, гарантирующее отсутствие расслоений в процессе изготовления биметаллических изделий и их эксплуатации.

При производстве биметаллических полуфабрикатов (листов, сортового проката, труб, различного рода профильного проката и т. п.) были опробованы самые различные технологические процессы, привлечены практически все методы обработки давлением, литейные технологии, электродуговая и электрошлаковая наплавка, сварка взрывом, электронно-лучевая технология, электрохимические способы, плазменное и другие способы напыления.

Особое место среди многочисленных технологий получения различных видов биметаллов и биметаллических изделий занимают методы, основанные на электрошлаковом сварочном процессе, применение которого обеспечивает надежное соединение пластирующего и основного слоев еще до прокатки биметаллической заготовки. Впервые в мировой практике идея использования электрошлакового сварочного процесса при получении крупных биметаллических заготовок с коррозионностойким пластирующим слоем, предназначенных для прокатки на биметаллические листы, была предложена в Институте электросварки им. Е. О. Патона еще в конце 50-х гг. [2, 3]. На основе биметалла, полученного этим методом, на Мариупольском заводе тяжелого машиностроения в 60-е гг. впервые в нашей стране было организовано промышленное производство толстостенных (36...170 мм) штампосварных биметаллических сосудов высокого давления для различных

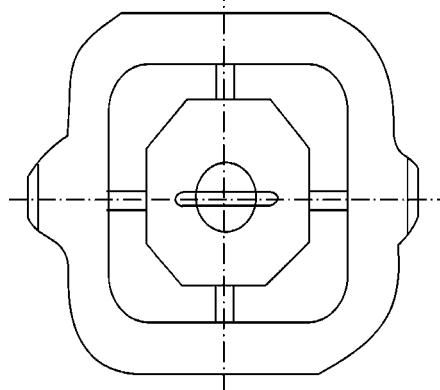


Рис. 1. Схема установки восьмигранного стержня в изложнице перед заливкой металла

отраслей народного хозяйства [4–6]. В СССР одним из главных потребителей толстолистового биметалла было нефтехимическое и атомное энергетическое машиностроение, а также судостроение [7, 8].

В конце 80-х — середине 90-х гг. работы по промышленному освоению производства биметаллических листов методами, основанными на применении электрошлакового процесса (электрошлаковой наплавки (ЭШН) в наклонном положении [9], электрошлаковой наплавки на печах ЭШП [10] и других технологий), получили дальнейшее развитие благодаря новым задачам, которые появились в судостроении. Для обшивки корпусов строящихся атомных ледоколов потребовалась биметаллические листы, сочетающие высокую прочность корпусной стали с высокой коррозионно-эрзационной стойкостью и надежностью покрытия. В результате проведенных работ на основе метода ЭШН в наклонном положении были получены промышленные биметаллические листы с основным слоем из стали 12ХН2МД и плакирующим слоем из коррозионностойкой стали, которые прошли натурные испытания в составе обшивки корпусов атомных ледоколов. Результаты этих испытаний послужили основанием для строительства из двухслойной стали всего ледового пояса атомного ледокола «Урал» [11]. Эффективным также оказалось применение высокопрочной двух- и трехслойной листовой стали марок АБ2П и АБ2Т толщиной 20...60 мм с основным слоем из стали 09ХН3МД и плакирующим слоем из стали 08Х18Н10Б для строительства морских сооружений, в частности, морских ледостойких платформ. При этом сопротивление срезу плакирующего слоя биметалла, полученного с применением ЭШН, составило $> 300 \text{ Н}/\text{м}^2$ по всей площади изготовленных биметаллических листов [12].

В судостроении так же давно [7] используются круглые биметаллические сортовые заготовки, в частности, для изготовления гребных валов скоростных судов, которые трудно защитить от коррозии обычными методами (например, обрезиниванием). Сортовой биметаллический прокат диаметром 90, 130 и 140 мм с сердцевиной из высокопрочной конструкционной стали и плакирующим слоем из нержавеющей стали 1Х18Н9Т для гребных валов впервые в СССР был получен в 1955 г. на Кузнецком металлургическом комбинате (КМК) по технологии, разработанной совместно с ЦНИИ КМ

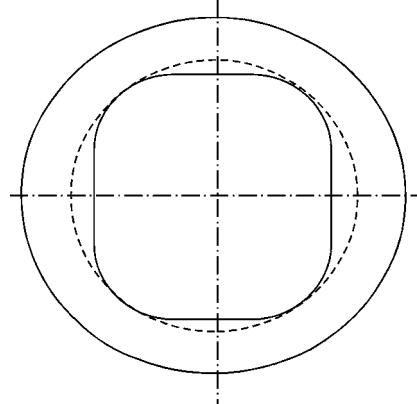


Рис. 2. Форма сердцевины в катаной биметаллической заготовке диаметром 90 мм при применении восьмигранного стержня в двухслойном слитке

«Прометей» [13]. В основу технологического процесса был положен метод литого плакирования, который применялся на КМК в промышленном производстве листового биметаллического проката.

Главная задача при разработке и освоении технологии производства биметаллического сортового проката заключалась в изыскании оптимальных размеров и формы стержня в двухслойном слитке, а также режимов деформации двухслойного слитка на блюминге и двухслойной заготовки на сортовом стане с целью получения в готовом биметаллическом прокате сердцевины, приближающейся по форме к кругу заданного диаметра.

Двухслойные слитки отливали сифонным способом в квадратные 6-тонные чугунные изложницы и после раздевания передавали горячим всадом в нагревательные колодцы блюминга. Нагретые до 1270...1280 °C слитки прокатывали на дуореверсивном стане 1100 на сечение 310×320 мм, затем на дуореверсивном стане 900 на сечение 180×180 и 210×210 мм и, наконец, на среднесортовом стане — на круги диаметром 90 и 130...140 мм соответственно. Для получения круглой сердцевины испытывали два вида стержней: круглого сечения и восьмигранный (квадратный) со срезанными углами (рис. 1).

В результате экспериментальных работ установлено, что процентное отношение площади сечения сердцевины к общей площади сечения в слитке, заготовке и конечном профиле приблизительно равны. Однако по своей форме сердцевина может существенно отличаться от круга заданного диаметра в силу того, что при прокатке деформация биметаллической заготовки производится лишь в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Даже при правильно подобранный сердцевине в слитке изменение ее формы может не соответствовать изменению формы слитка вследствие различной степени деформации по сторонам деформируемого раската. Наиболее приемлемая форма сердцевины достигается при максимально возможной и равномерной деформации по сторонам слитка. Поэтому рекомендуемые схемы прокатки биметаллических слитков предусматривают максимальные разовые и одинаковые суммарные обжатия от кантовки до кантовки.

Оптимальную форму сердцевины в круглой катаной биметаллической заготовке получили при ис-

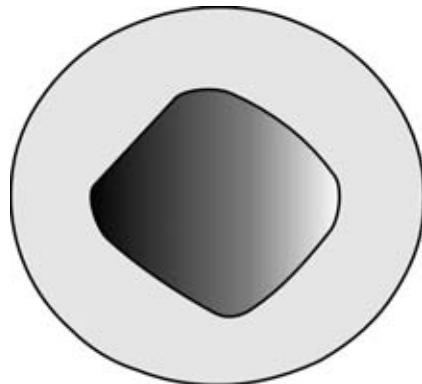


Рис. 3. Форма сердцевины в катаной биметаллической заготовке диаметром 90 мм при применении стержня круглого сечения в двухслойном слитке

пользовании восьмигранного стержня. Как показано на рис. 2, сердцевина в круглом сортовом прокате расположена концентрично наружной поверхности и имеет почти правильную форму восьмигранника с закругленными углами. В случае применения стержней круглой формы после прокатки на обжимных станах 1100 и 900 по ранее разработанным режимам получили квадратную заготовку сечением 180×180 мм с сердцевиной в виде овала, а после прокатки на готовый профиль (круг диаметром 90 мм) получили сердцевину в виде квадрата-ромба (рис. 3), т. е. по геометрии сердцевины полученная биметаллическая сортовая заготовка не отвечала поставленным требованиям.

Учитывая отмеченные сложности производства биметаллического сортового проката, авторы изобретения [14] предлагают горячую прокатку на сортопрокатных станах круглых биметаллических заготовок первоначально осуществлять по схеме овал–квадрат в вертикальных клетях, а окончательное формирование — путем прокатки по схеме круг–круг в многовалковых калибрах. На рис. 4 показана предлагаемая схема прокатки биметаллических прутков круглого сечения с использованием трехвалковых калибров.

По этой технологии для прокатки используют двухслойную цилиндрическую заготовку, состоящую из сердечника и оболочки. Торцы собранной заготовки заваривают по контуру. Нагретую до температуры прокатки заготовку прокатывают первоначально в нескольких черновых клетях с трехвалковыми калибрами (позиции 1–3) по системе круг–круг. При прокатке в трехвалковых калибрах, замкнутых практически по всему контуру, без уширения металла происходит всестороннее равномерное сжатие двухслойной заготовки, что обеспечивает надежное сцепление металлов сердечника и оболочки по всей контактной поверхности и равномерную толщину плакирующего слоя в биметаллическом прокате. Количество черновых пропусков в трехвалковых калибрах определяется суммарной величиной критического обжатия, необходимой для обеспечения надежного сцепления слоев в биметаллическом прутке и, в свою очередь, зависящей от физико-химических характеристик металла основного и плакирующего слоев. Из-за сравнительно малой вытяжной способности системы калибров круг–круг прокатка в многовалковых калибрах для получения готовой продукции становится непроизво-

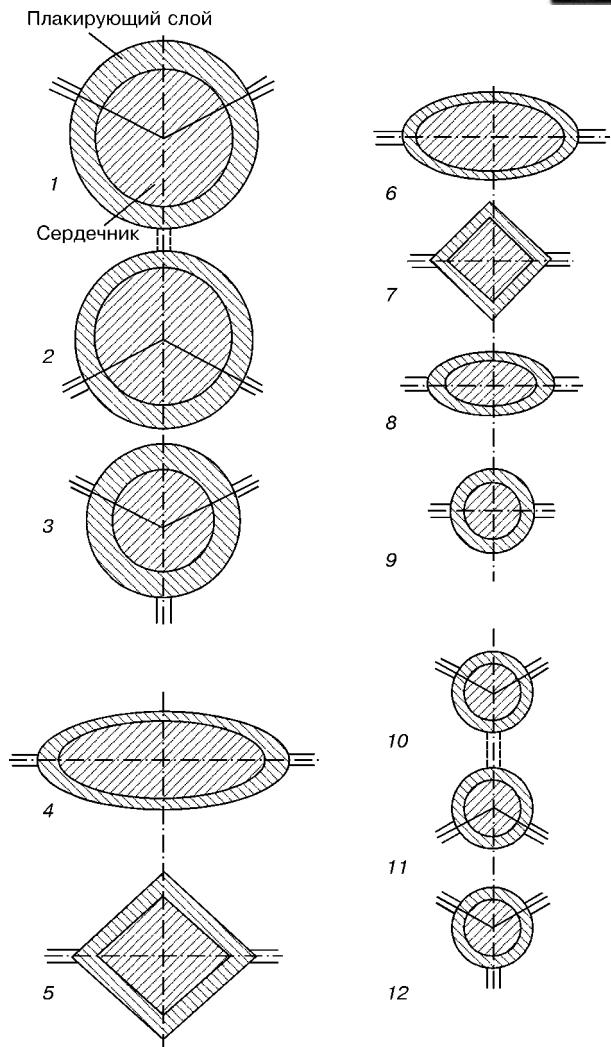


Рис. 4. Прокатка биметаллических прутков круглого сечения с использованием трехвалковых калибров по схеме круг–круг (1–3), овал–квадрат (4–9), круг–круг (10–12)

дительной. Поэтому дальнейшее деформирование металла производится в двухвалковых калибрах (позиции 4–9) по одной из известных схем, например, с применением системы калибров овал–квадрат. С целью получения точных геометрических размеров окончательное формирование готового биметаллического прутка после осуществления необходимой вытяжки вновь производится в трехвалковых калибрах (позиции 10–12) по системе круг–круг. Использование клетей с трехвалковыми калибрами для горячей калибровки круглого биметаллического прутка позволяет, по мнению авторов [14], обеспечить точность размеров готового проката, соответствующую точности холоднотянутых профилей.

Однако, как следует из недавней работы [15], проблема получения биметаллических прутков с заданной равномерной толщиной плакирующего слоя с применением прокатки в калибрах остается актуальной. Для ее решения авторы указанной работы применяют трехмерное компьютерное моделирование, которое подкрепляется результатами экспериментальных исследований особенностей прокатки модельных биметаллических образцов (сталь 55 + медь М1-Е) с разной исходной толщиной плакирующего слоя. Прокатке подвергали биметаллические цилиндрические заготовки диаметром 21,7 мм, слои



Рис. 5. Биметаллический слиток диаметром 350 мм после электрошлаковой наплавки методом ЭШП ЖМ коррозионностойкого аустенитного слоя толщиной 35 мм

которых перед прокаткой сваривали методом взрыва. Толщина плакирующего слоя (меди) составляла 0,85; 1,80 и 2,85 мм в исходных образцах, которые подвергали горячей прокатке на прутки диаметром 14 мм.

Известно, что горячее прессование по сравнению с прокаткой обеспечивает более благоприятную схему напряженного состояния. При прессовании круглых профилей деформация осесимметрична, в результате искажение формы круглого сердечника отсутствует. В процессе горячего прессования цилиндрических составных двухслойных заготовок, как и при прокатке двухслойных пакетов, сцепление слоев происходит под действием совместной пластической деформации, причем, в отличие от прокатки одновременно по всему контуру при равномерном распределении радиальных сжимающих напряжений в очаге деформации. Это способствует тому, что при прессовании форма сердечника практически не искажается. Вместе с тем, при горячем прессовании сплошных профилей круглого и фасонного сечения процесс пластического течения сопровождается неравномерной деформацией металла по сечению очка матрицы, в результате чего внутренние слои металла заготовки текут быстрее и опережают наружные. Установлено [16], что при прессовании биметаллических профилей неравномерность деформации по сечению профиля и характер распределения плакирующего слоя по длине прежде всего зависят от разноточности металлов сердечника и плакировки. Это влияние по сравнению с прессованием сплошных профилей становится тем значительнее, чем больше разброс значений прочностных характеристик металлов сердечника и плакировки, и особенно усугубляется в случае, если в начальный период между ними отсутствует прочное сцепление, что резко нарушает начальное соотношение площадей сердечника и плакировки.

Таким образом, при получении биметаллических сортовых полуфабрикатов как деформированием круглых биметаллических заготовок на сортопропускных станах, так и горячим прессованием одним из ключевых вопросов является наличие (или отсутствие) начального гарантированного сцепления между разнородными слоями исходной двухслойной заготовки. Если между сердечником и оболочкой двухслойной заготовки еще до горячей деформации обеспечено неразъемное соединение слоев по всей контактной поверхности, схему прокатки такой заготовки можно существенно упростить. Это особенно важно учитывать при производстве профильного проката.

Благодаря разработке в ИЭС им. Е. О. Патона электрошлакового процесса с жидким металлом (ЭШП ЖМ) открываются новые возможности для совершенствования технологии получения биметаллических заготовок [17, 18], причем, не только применительно к производству листового биметалла, где эффективность ЭШП ЖМ не вызывает сомнений, но и сортового биметалла арматурного профилья. Как уже отмечалось в [19], ЭШП ЖМ позволяет реализовать непрерывный электрошлаковый процесс с жидким металлом. Выполненные исследования [20, 21] показали, что применение ЭШП ЖМ обеспечивает наплавку плакирующего слоя с минимальной глубиной проплавления основного слоя заготовки как по сечению, так и по высоте. При необходимости наплавка этим способом может производиться и по схеме сваркопайки, т. е. практически без гарантированного проплавления основного металла. В этом случае в результате обработки контактной поверхности основной заготовки жидким синтетическим шлаком происходит ее очищение от окислов и других загрязнений, а при достижении определенной температуры — смачивание заливаемым в зазор кристаллизатора металлическим расплавом, образующим плакирующий слой. Это, как известно, является обязательным условием для протекания процесса пайки-наплавки.

Важным преимуществом ЭШП ЖМ в производстве биметаллических заготовок для листового и сортового проката является возможность использования для его реализации действующих печей ЭШП, разумеется, после соответствующей модернизации. Для этого печи ЭШП дополнительно оснащаются токоподводящими короткими кристаллизаторами для электрошлаковой наплавки и устройствами для накопления жидкого металла и дозированной подачи его в зону формирования плакирующего слоя.

На рис. 5 представлен общий вид биметаллической заготовки диаметром 350 мм после электрошлаковой наплавки методом ЭШП ЖМ коррозионностойкого аустенитного слоя толщиной 35 мм на печи ЭШП. Проведенные исследования металла плакирующего слоя биметаллической заготовки показали, что распределение основных химических элементов по сечению и длине заготовки практически равномерное и соответствует техническим требованиям.

Следует отметить, что еще в середине 60-х гг. прошлого столетия в ИЭС им. Е. О. Патона был предложен способ и конструкция кристаллизатора для получения биметаллических заготовок. Однако



эти предложения не нашли тогда промышленного применения, т. к. не удалось преодолеть главную трудность — большое и неравномерное проплавление основного металла в процессе изготовления биметаллических заготовок ЭШП, что неизбежно приводило к нежелательному разбавлению углеродистой сталью металла плакирующего слоя и недопустимому колебанию его химического состава даже в пределах одного листа. Если судить по опубликованным материалам, эта проблема остается актуальной до сих пор в случае применения канонического ЭШП.

Мы полагаем, что опыт получения биметаллов ЭШП ЖМ — это шаг к реализации полуунпрерывного, а в будущем, возможно, и непрерывного литья. Для прокатки широкоформатных биметаллических листов по-прежнему нужно будет использовать стандартные прокатные станы, а катать биметаллическую полосу, особенно сортовой прокат, необходимо на планетарных станах, соединяя преимущества прокатки и прессования.

В целом же, круг вопросов, связанных с производством и применением биметаллов, значительно шире задач получения надежного соединения разнородных материалов и снижения стоимости продукции путем экономии дорогостоящих легирующих металлов. По нашему мнению, сегодняшние биметаллы — это прообраз конструкционных сталей и сплавов массового производства в будущем, с заданной анизотропией структуры и свойств, названных нами ранее ЗАС-материалами нового класса [22, 23]. Здесь авторы не могут отказать себе в удовольствии (в надежде разделить его с читателем) и приводят в качестве иллюстрации особых свойств биметаллов, ЗАС-сталей, хорошо известный рисунок из книги Г. И. Погодина-Алексеева* (рис. 6).

В заключение отметим, что в океане стали, грозящем вместить в 2004 г. более одного миллиарда тонн, легированные стали составляют всего 7...8 %, а доля высоколегированных сталей едва ли достигает 1 %. Для того, чтобы промышленное производство биметаллов заняло достойное место, необходимо развивать и применять новейшие технологии получения биметаллических материалов с использованием ЭШП, отвечающие требованиям нового века.

1. Кузнецов Е. В. Основные тенденции в развитии процессов производства слоистых металлических композиций // Труды 3-го конгресса прокатчиков, Липецк, 19–20 окт. 1999 г. — М., 2000. — С. 235–237.
2. А. с. 129473 СССР. Способ производства биметаллического листа на основе электрошлаковой сварки / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, В. А. Луцюк-Худин и др. — Заявл. 09.11.59. Опубл. 1980.
3. Патон Б. Е., Медовар Б. И., Луцюк-Худин В. А. Производство двухслойных листов с применением электрошлаковой сварки // Бюлл. ЦНИИЧМ. — 1962. — № 6. — С. 15–21.
4. Производство толстостенных сварных сосудов из двухслойной стали с коррозионностойкой аустенитной облицовкой / Б. И. Медовар, В. А. Луцюк-Худин, В. Я. Саенко и др. // Производство, сварка и применение двухслойной стали. — М.: ГОСИНТИ, 1963. — С. 17–28.
5. Электрошлаковая технология в машиностроении / Б. И. Медовар, В. Я. Саенко, И. Д. Нагаевский, А. Д. Чепурной / Под общ. ред. Б. Е. Патона. — Киев: Техника, 1984. — 215 с.
6. Перспективы производства сварных толстостенных биметаллических корпусов сосудов высокого давления / Б. Е. Патон, А. Д. Чепурной, В. Я. Саенко, Л. Б. Медовар // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 30–39.

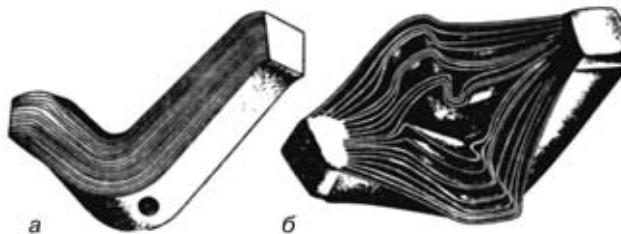


Рис. 6. Поведение многослойного образца после испытания на ударный изгиб при расположении плоскости слоев перпендикулярно (а) и параллельно (б) направлению удара

7. Судостроительная сталь / А. М. Вайнгартен, В. А. Делле, А. В. Носкин, Н. Н. Соколов и др. — Л.: Судпромгиз, 1962. — 304 с.
8. Многослойная сталь в сварных конструкциях / Под ред. Б. Е. Патона и Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1984. — 288 с.
9. Разработка технологии электрошлаковой наплавки в производстве биметаллических листов / А. В. Попов, В. И. Шейко, Е. Д. Кудинов и др. // Тяж. машиностр. — 1994. — № 1. — С. 29–30.
10. Опыт разработки технологии производства коррозионностойких биметаллических заготовок с использованием электрошлакового переплава / А. А. Шарапов, И. Г. Родионова, В. И. Пузачев и др. // Сталь. — 1996. — № 12. — С. 27–29.
11. Соколов О. Г., Малышевский В. А., Легостаев Ю. Л. Современные свариваемые судостроительные стали в России и за рубежом // Свароч. пр-во. — 1995. — № 5. — С. 19–21.
12. Легостаев Ю. Л., Мотовилина Г. Д., Семичева Т. Г. Особенности структуры высокопрочной плакированной стали // Вопросы материаловедения. — 1998. — 15, № 2. — С. 5.
13. Кобызев В. К. Производство круглой заготовки, плакированной нержавеющей сталью 1X18H10T // Производство, сварка и применение двухслойной стали. — М.: ГОСИНТИ, 1963. — С. 32–36.
14. А. с. 709308 СССР. Способ изготовления многослойных прутков / Ф. Е. Долженков, Ф. А. Писаренко, Ю. Т. Шевченко, Г. А. Гладков // Открытия. Изобретения. — 1980. — № 2.
15. Dya H., Mroz S., Milenin A. et al. / Experimental investigation and 3D FEM-simulation of the process of rolling of bimetallic rods // Proc. of 44th Mechanical Working and Steel Processing, 8th Int. Rolling Conf. and Int. Symp. on Zinc-Coated Steels, Orlando, Florida, Sept. 8–11, 2002. — Vol. XL.
16. Чернов А. Н., Голованенко С. А., Гуляев В. В. Особенности изготовления биметаллических профилей методом горячего прессования // Производство биметаллов: Сб. трудов ЦНИИЧМ. — М.: Металлургия, 1965. — Вып. 42. — С. 92–100.
17. Electroslag processes used in production of clad steel / В. И. Медовар, В. Я. Саенко, Л. В. Медовар // The Paton Welding J. — 1999. — Pilot issue. — July. — P. 71–74.
18. Медовар Б. И., Саенко В. Я., Медовар Л. Б. Получение заготовок коррозионностойкого биметалла методом электрошлаковой наплавки // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2000. — № 2. — С. 3–11.
19. Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. Повышение эффективности производства металла ЭШП // Там же. — 2002. — № 3. — С. 3–9.
20. Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. Новые возможности электрошлаковых технологий в машиностроении // Металлургия машиностроения. — 2003. — № 1. — С. 2–5.
21. Электрошлаковая технология в производстве биметаллических изделий / Б. Е. Патон, Л. Б. Медовар, В. Е. Шевченко, В. Я. Саенко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2004. — № 2. — С. 3–11.
22. Патон Б. Е., Медовар Б. И. О новом классе металлических материалов // Докл. АН УССР. Сер. А. — 1980. — № 9. — С. 100–102.
23. Сталь с заданной анизотропией структуры — ЗАС / Саенко В. Я., Медовар Л. Б., Ус В. И. и др. // Проблемы сварки и специальной электрометаллургии. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 264–269.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 01.11.2004

* Погодин-Алексеев Г. И. Динамическая прочность и хрупкость металлов. — М.: Машиностроение, 1965. — 234 с.



УДК 669.187:621.3.072.001.57

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ШЛАКОМ И МЕТАЛЛОМ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО ОБОГРЕВА

Ф. К. Биктагиров, И. В. Крикент

На математических моделях применительно к электрошлаковому процессу с нерасходуемыми электродами изучены закономерности тепловыделения и массопереноса в шлаковой ванне при различных схемах токоподвода. Показано, что для улучшения теплопередачи от шлака к металлу при бифилярной схеме токоподвода, равно как и при трехфазной, необходимо соблюдение определенных геометрических пропорций расположения электродов в шлаковом расплаве. Экспериментальные исследования теплового баланса при электрошлаковом обогреве металла подтвердили расчетные выкладки.

Laws of heat generation and mass transfer in slag pool at different diagrams of current supply were studied on the mathematical models relative to the non-consumable electroslag process. It is shown that to improve the heat transfer from slag to metal at bifilar diagram of current supply, as well as at three-phase diagram, it is necessary to keep certain geometric proportions of arrangement of electrodes in the slag melt. Experimental investigations of heat balance in electroslag heating of metal confirmed the calculated results.

Ключевые слова: электрошлаковый обогрев; тепло-выделение; массоперенос; математическое моделирование; тепловой баланс

В различных технологических процессах, связанных с использованием шлакового расплава как средства нагрева металла, одной из основных характеристик, которая во многом определяет технико-экономические показатели той или иной технологии, является интенсивность теплообмена между контактирующими фазами. В полной мере это относится к технологиям получения стальных слитков с использованием электрошлакового обогрева для предупреждения усадочных дефектов. При разработке конкретной технологии электрошлакового обогрева с целью уменьшения энергозатрат необходимо оценивать влияние различных его параметров на интенсивность нагрева находящегося под слоем шлака металла. Ранее были изучены некоторые закономерности теплопередачи от перегретого шлака к металлу. Выявлено, что коэффициент теплоотдачи шлак–металл зависит от состава используемого шлака и обрабатываемого металла, выделяемой в шлаковой ванне удельной мощности, а также ряда других факторов [1, 2]. Немаловажное значение при этом имеют и конструктивно-технологические особенности электрошлаковых установок, в частности, электрическая схема питания.

Наиболее изучены условия теплообмена между шлаком и металлом при однофазной прямой схеме токоподвода, когда электрическая цепь замыкается от электрода через шлак к металлу. В то же время для уменьшения реактивности короткой сети электрошлаковых печей и увеличения коэффициента использования мощности более предпочтительны бифилярная и трехфазная схемы питания с распо-

ложением токоподводящих электродов в вершинах равностороннего треугольника в последнем случае. Однако тогда условия тепловыделения в шлаковом расплаве будут отличаться от таковых при однофазной прямой (электрод–поддон) схеме подвода тока к шлаку. Наши исследования были проведены с целью уточнения особенностей тепловых процессов при однофазной, бифилярной и трехфазной схемах питания применительно к условиям электрошлакового процесса с нерасходуемыми электродами.

Первоначально с использованием ранее разработанных математических моделей [3, 4] был выполнен анализ тепловыделения и массопереноса в шлаковой ванне. На рис. 1 приведены результаты расчета выделения джоулева тепла в объеме шлаковой ванны при монофилярной и двухэлектродной (расщепленной) прямой схемах (электрод–поддон), а также бифилярной (электрод–электрод) схеме токоподвода в случае, когда под слоем шлакового расплава располагается токопроводящая подложка (металл). При выполнении этих расчетов подводимая к шлаковой ванне мощность составляла около 80 кВт, электропроводность шлака принималась равной $2 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$, геометрические параметры (размер шлаковой ванны, диаметр электродов и т. д.) видны на рисунке.

Как следует из полученных данных, выделение энергии в шлаковой ванне происходит крайне неравномерно. Плотность источников теплоты при прямой схеме наибольшая под электродами (рис. 1, а, б), а при бифилярной (рис. 1, в) – возле электродов и между ними, что связано с преимущественным протеканием тока в направлении электрод–металл в первом случае и электрод–электрод во втором.

© Ф. К. БИКТАГИРОВ, И. В. КРИКЕНТ, 2004

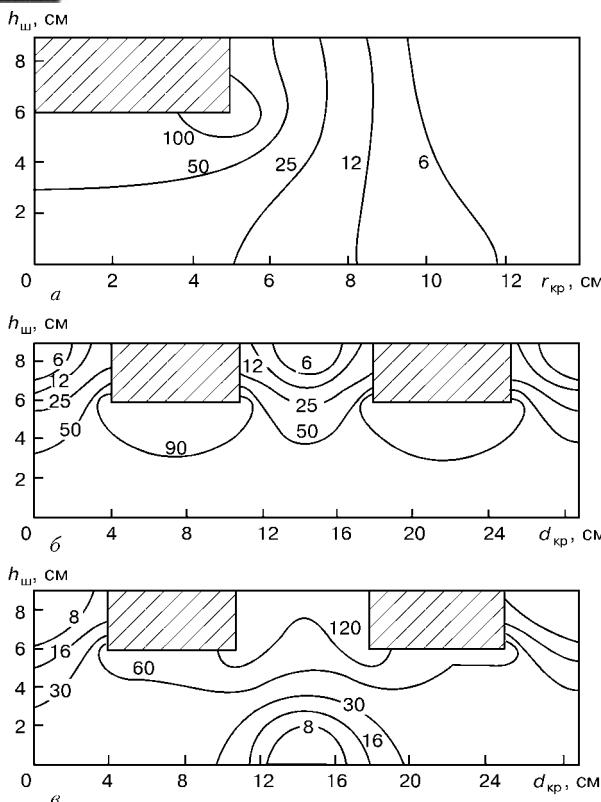


Рис. 1. Плотность источников теплоты ($\text{Вт}/\text{см}^3$) при однофазной прямой (а, б) и бифилярной (в) схемах токоподвода

Несмотря на такую неравномерность выделения теплоты, температура в шлаковой ванне практически выравнивается вследствие активного перемешивания шлакового расплава под влиянием термогравитационных и электромагнитных сил. Причем, действие последних обычно преобладает, и они главным образом определяют направление и интенсивность шлаковых потоков.

При электрошлаковом обогреве по прямой схеме во многих случаях можно считать, что электромагнитное поле в шлаковой ванне является осесимметричным. Тогда плотность электромагнитной силы \vec{F} можно представить в виде

$$\vec{F} = -\frac{\mu}{2} \left(\frac{2}{r} H_\epsilon^2 \vec{e}_r + \text{grad } H_\epsilon^2 \right), \quad (1)$$

где μ — магнитная проницаемость шлака; H_ϵ — азимутальная составляющая вектора напряженности магнитного поля; \vec{e}_r единичный вектор, направленный вдоль радиальной координаты r .

В соответствии с теоремой Гельмгольца любое векторное поле \vec{A} можно представить в виде суммы двух составляющих — потенциальной и вихревой, т. е.

$$\vec{A} = \text{grad } \Pi + \text{rot } \vec{B}, \quad (2)$$

где Π — некая скалярная функция (потенциал).

Как следует из (1), в качестве этого потенциала выступает H_ϵ , а вихревая составляющая представляется в виде центростремительного вектора, прямо пропорционального квадрату напряженности магнитного поля и обратно пропорционального радиусу.

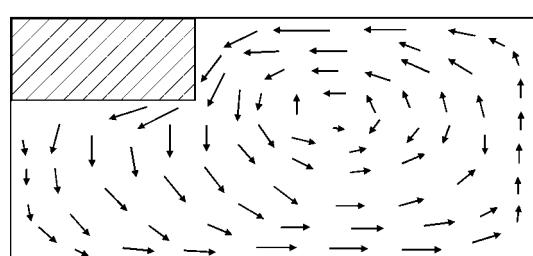
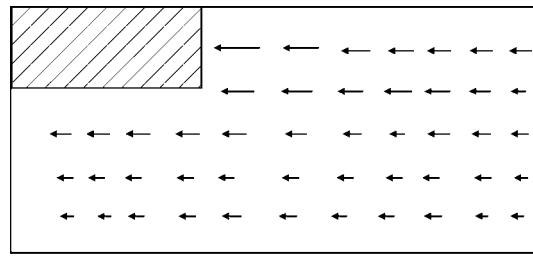


Рис. 2. Направление действия ротационной составляющей электромагнитной силы (а) и характер вызванных ею шлаковых потоков (б)

Известно, что потенциальная составляющая вектора плотности силы не оказывает влияния на гидродинамику жидкости и ее воздействие ограничивается созданием магнитостатического давления, сложным образом распределенного по объему расплава. Поэтому в осесимметричном электромагнитном поле электромагнитное перемешивание расплава осуществляется лишь под действием ротационной составляющей электромагнитной силы, которая имеет центростремительный характер.

На рис. 2, а показана рассчитанная на математической модели картина векторного поля $\vec{F}_{\text{rot}} = -\mu H_\epsilon^2 \vec{e}_r / r$ в шлаковой ванне при ведении процесса по прямой схеме питания, а течение расплава, вызванное этой вихревой составляющей электромагнитной силы, показано на рис. 2, б.

В результате такого характера перемешивания расплава перегретый шлак транспортируется в подэлектродной зоне по направлению к обогреваемому металлу. Здесь шлаковые потоки поворачиваются к периферии шлаковой ванны, у стенки формы поднимаются вверх к поверхности шлака, а затем опускаются вдоль боковой поверхности электрода. На гидродинамику шлака оказывает влияние также тепловая конвекция, которая пытается организовать вихревое течение в направлении, обратном представленному на рис. 2, б. Однако в любом случае электромагнитная сила превосходит архимедову и благоприятное с точки зрения обогрева металла течение жидкого шлака сохраняется.

Выполненные расчеты также показывают, что электромагнитное поле в шлаковой ванне является плоскопараллельным при ведении электрошлакового процесса по однофазной прямой схеме двумя широкими пластинчатыми электродами, за исключением близлежащих к узким граням областей. В этом случае вектор \vec{F} имеет только потенциальную составляющую и движение шлака под действием электромагнитной силы возможно лишь вблизи узких граней электродов, где электромагнитное поле перестает быть плоскопараллельным. Тут движение

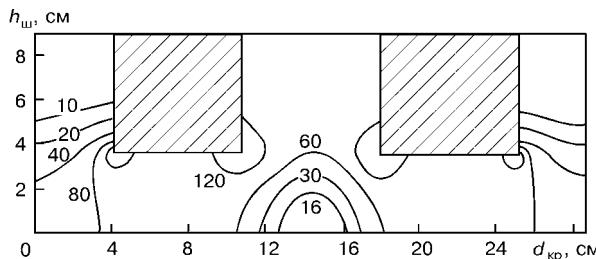


Рис. 3. Плотность источников теплоты ($\text{Вт}/\text{см}^3$) при бифилярной схеме токоподвода при изменении глубины погружения электродов

шлакового расплава будет происходить преимущественно под действием термогравитационных сил, что необходимо иметь в виду при осуществлении такого рода электрошлакового процесса.

При бифилярном подсоединении электродов движение шлака приобретает другой, отличный от прямой схемы, характер. Так, согласно исследованиям на физических моделях [5] при сравнительно небольшом погружении электродов в шлаковый расплав наиболее интенсивное движение шлака происходит в верхней части шлаковой ванны, а в нижней ее части вблизи границы с металлом шлаковые потоки значительно слабее.

Описанное отличие в тепловыделении и массообмене в шлаковой ванне при подключении электродов к источнику питания по различным схемам должно отражаться и на теплообмене между контактирующими фазами. При прямой схеме токоподвода условия теплопередачи от шлака к металлу более благоприятны, чем при бифилярной. Связано это как с большей плотностью источника теплоты вблизи границы раздела шлак–металл (в представленном примере $90 \text{ Вт}/\text{см}^3$ против 60), так и более интенсивным здесь движением шлакового расплава. Последнее немаловажно, т. к. для процессов теплопередачи между жидкостью и твердым телом (в нашем случае между шлаковым расплавом и находящимся под ним металлом) очень большое значение имеет режим движения жидкости. От этого зависит толщина переходного слоя на границе с твердой поверхностью и термическое сопротивление теплоотдачи.

Для улучшения условий нагрева шлаком металла, когда последний непосредственно не подсоединен к источнику питания, необходимо в первую очередь приблизить зону максимального тепловыделения к границе шлак–металл. Согласно модельным экспериментам (рис. 3) для этого при межэлектродном промежутке, равном диаметру электродов, расстояние от нижнего торца электродов до металла должно составлять не более половины диаметра этих электродов. При таких условиях, как следует из данных физического моделирования при бифилярной схеме токоподвода [5], изменяется также характер шлаковых потоков. Значительная их часть оказывается направленной от подэлектродных областей вниз в сторону границы с металлом, что приводит к усилению здесь движения шлака и должно способствовать интенсификации теплообменных процессов.

Что касается трехфазной схемы питания электрошлаковых установок, то в этом случае, как и при бифилярной схеме, токовые цепи могут замыкаться между электродами. Поэтому характер тепловыде-

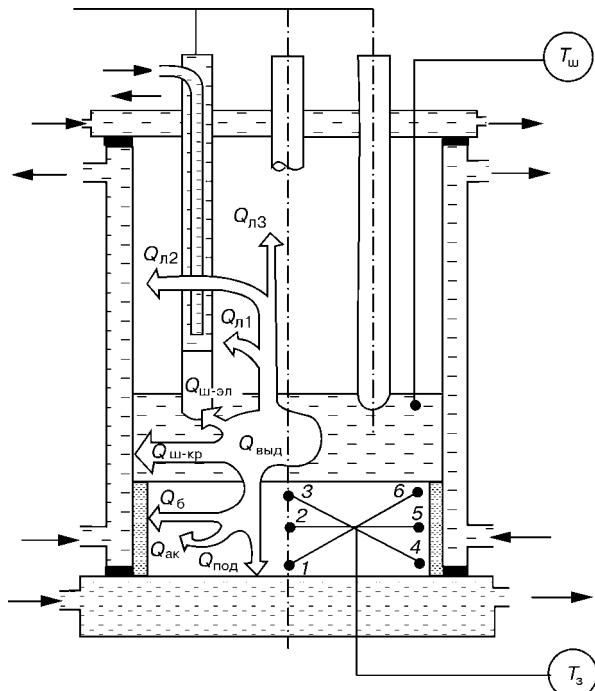


Рис. 4. Схема измерения теплофизических параметров и распределения подводимой к шлаковой ванне мощности (обозначения см. в тексте)

ления в шлаковой ванне и движение шлакового расплава при трехфазной схеме по своей сути ближе к наблюдаемому при бифилярной схеме, а не при однофазной прямой.

Необходимо отметить, что тепловое состояние шлаковой ванны при электрошлаковом процессе с нерасходуемыми электродами определяется многими факторами. Основными из них являются геометрические размеры шлаковой ванны, диаметр электродов и расстояние между ними, физические свойства шлака, наличие электрического сопротивления на границе шлака с металлом и с формой и его параметры. Математическая модель учитывает не только эти факторы, но даже такой показатель, как форма нижнего конца электрода, т. е. плоский, конусообразный или в виде полусферы. Поэтому в каждом конкретном случае с учетом заданных условий можно оценить такие показатели, как плотность источника теплоты, направление протекания тока и его значение, падение напряжения на отдельных участках, направление действия электромагнитных сил. Эти данные необходимы для правильного выбора как конструктивных, так и технологических параметров процесса и путей его оптимизации.

Общие выводы о влиянии схемы токоподвода на тепловыделение и теплопередачу при электрошлаковом обогреве, сделанные по данным моделирования, нашли экспериментальное подтверждение, в частности, при исследовании теплового баланса шлаковой ванны при электрошлаковом процессе с нерасходуемыми электродами.

Эксперименты проводили следующим образом. Водоохлаждаемый кристаллизатор диаметром 280 мм был установлен на водоохлаждаемый поддон (рис. 4). Между кристаллизатором и поддоном укладывали теплоизоляционную прокладку. На поддон устанавливали стальную заготовку (затравку) с вмонтированными в нее для измерения тем-



пературы термопарами 1–6. Зазор между затравкой и внутренней стенкой кристаллизатора заполняли шлаком мелкой фракции. Сверху кристаллизатор закрывается водоохлаждаемой крышкой. Электрошлаковый процесс осуществляется с помощью трех водоохлаждаемых электродов с графитовыми наконечниками диаметром 75 мм. Диаметр распада электродов — 140 мм. В экспериментах использовали шлак АНФ-32. Глубина шлаковой ванны составляла 90 мм. Источник питания — трансформатор ТШС-3000/3, который может переключаться по низкой стороне на однофазный и трехфазный ток. При однофазной схеме токоподвода все три электрода подключали по прямой схеме электрод—поддон, т. е. они были подсоединенны к одному из полюсов трансформатора, а другой полюс — к поддону. В процессе экспериментов периодически измеряли температуру на поверхности шлаковой ванны и на расстоянии 5 мм от металлической затравки.

Выделяемая в шлаковой ванне тепловая энергия распределяется в плавильном пространстве следующим образом (см. рис. 4):

$$Q_{\text{выд}} = Q_{\text{ш-м}} + Q_{\text{ш-кп}} + Q_{\text{л}} + Q_{\text{ш-эл}}, \quad (3)$$

где $Q_{\text{выд}}$ — теплота, выделяемая в шлаке; $Q_{\text{ш-м}}$, $Q_{\text{ш-эл}}$ — соответственно тепловой поток от шлаковой ванны к металлу (затравке) и электродам; $Q_{\text{ш-кп}}$ — тепловой поток через боковую поверхность шлаковой ванны к кристаллизатору; $Q_{\text{л}}$ — суммарные потери тепла на излучение от зеркала шлаковой ванны.

Потери теплоты на излучение можно оценить по известному выражению Стефана—Больцмана:

$$Q_{\text{л}} = \epsilon \sigma_0 F (T_{\text{n}} + 273)^4. \quad (4)$$

Здесь ϵ — степень черноты излучаемого тела (жидкого шлака); σ_0 — константа излучения абсолютно черного тела; F — площадь излучаемой поверхности; T_{n} — температура зеркала шлаковой ванны.

Потери теплоты от шлаковой ванны через электроды являются частью общего теплового потока $Q_{\text{эл}}$, отводимого охлаждающей электроды водой, т. е.

$$Q_{\text{эл}} = Q_{\text{ш-эл}} + Q_{\text{л1}}, \quad (5)$$

где $Q_{\text{л1}}$ — поток излучаемого тепла, поглощаемый поверхностью электродов.

В процессе экспериментов для оценки доли теплоты, излучаемой в электроды ($Q_{\text{л1}}$), кратковременно извлекали один из них из шлакового расп-

лава. Происходящее при этом изменение количества теплоты, отводимой охлаждающей электроды водой, которое определяется методом калориметрирования, позволяет рассчитать значение $Q_{\text{ш-эл}}$.

Тепловой поток от шлаковой ванны к стенке кристаллизатора находится из выражения

$$Q_{\text{ш-кп}} = Q_{\text{кп}} - Q_{\text{л2}} - Q_{\text{б}}, \quad (6)$$

где $Q_{\text{кп}}$ — тепловой поток, отводимый охлаждающей кристаллизатор водой; $Q_{\text{л2}}$ — тепловой поток, излучаемый к стенке кристаллизатора; $Q_{\text{б}}$ — тепловой поток к стенке кристаллизатора через боковую поверхность затравки.

Значение $Q_{\text{кп}}$ измеряется непосредственным калориметрированием, $Q_{\text{б}}$ рассчитывается с учетом температурного поля затравки и теплопроводности шлаковой засыпки, $Q_{\text{л2}}$ находится вычитанием излучаемого тепла на электроды $Q_{\text{л1}}$ и крышку $Q_{\text{л3}}$ из потерь тепла на излучение с поверхности шлаковой ванны $Q_{\text{л}}$.

Тепловой поток от шлаковой ванны к металлу (затравке) можно определить либо из выражения (3)

$$Q_{\text{ш-м}} = Q_{\text{выд}} - Q_{\text{ш-кп}} - Q_{\text{л}} - Q_{\text{ш-эл}}, \quad (7)$$

либо суммируя статьи распределения поступающего в затравку теплового потока:

$$Q_{\text{ш-м2}} = Q_{\text{под}} + Q_{\text{ак}} + Q_{\text{б}} + Q_{\text{п.л}}, \quad (8)$$

где $Q_{\text{под}}$ — тепловой поток, отводимый водой, охлаждающей поддон, и определяемый калориметрированием; $Q_{\text{ак}}$, $Q_{\text{п.л}}$ — количество теплоты, аккумулируемое затравкой (т. е. потраченное на нагрев металла) и поступившее на ее подплавление соответственно.

Теплота, поступившая на нагрев затравки, находится из выражения

$$Q_{\text{ак}} = m_3 c_m T_3, \quad (9)$$

где m_3 и T_3 — масса и средняя температура затравки; c_m — удельная теплоемкость металла.

Ввиду того, что масса подплавляемого металла в условиях проводившихся экспериментов была незначительной, расход теплоты на эту статью теплового баланса не учитывали.

Основные данные теплофизических замеров в процессе электрошлаковой обработки металла при различных схемах токоподвода приведены в табл. 1

Таблица 1. Данные теплофизических замеров при различных схемах токоподвода

Схема токоподвода	Подводимая мощность, кВт	Заглубление элек- тродов в шлак, мм	Расход воды на охлаждение (кг/ч) / разность температур подводимой и отводимой воды (°C)						Температура шлака, °C	
			Кристаллизатор	Поддон	Крышка	Электроды			на поверхности	вблизи затравки
						1	2	3		
Однофазная	70	30	2322,4/16,5	165,4/21,1	324,7/8,5	260,1/15,8	272,3/14,1	244,9/15,6	1550	1540
	95	50	2571,2/20,8	418,4/15,8	372,6/10,4	266,3/18,7	263,4/17,5	234,8/20,1	1650	1680
Трехфазная	65	30	3003,4/11,7	71,9/26,0	289,3/12,8	421,2/11,3	373,5/11,7	225,1/18,3	1580	1535
	106	55	3668,5/16,2	316,7/21,5	320,4/15,2	488,9/12,1	451,7/12,0	230,3/21,7	1700	1690



и на рис. 5, результаты расчета отдельных статей теплового баланса сведены в табл. 2.

Анализ полученных результатов свидетельствует, что в условиях проводившихся экспериментов при подводимой к шлаковой ванне мощности 65...70 кВт (средняя удельная мощность 13...14 кВт/дм³) доля теплоты, поступающей от шлакового расплава к металлу, при однофазной схеме токоподвода составляет около 16 % от общего тепловыделения в шлаке, а при трехфазной схеме намного меньше — около 9 %. Указанное отличие как раз и объясняется выявленными особенностями распределения тока в шлаковой ванне при различных схемах токоподвода и связанными с этим явлениями тепловыделения и теплообмена. А именно, в экспериментах с трехфазной схемой токопод-

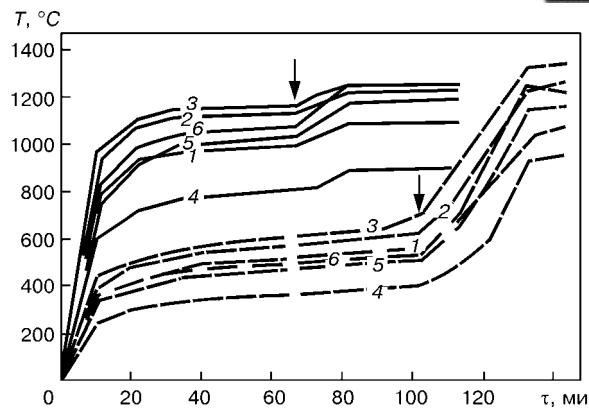


Рис. 5. Изменение температуры металла при электрошлаковом обогреве при однофазной (сплошные линии) и трехфазной (штриховые) схеме токоподвода: 1–6 — номера термопар (см. рис. 4); момент изменения мощности показан стрелками

Таблица 2. Расчет теплового баланса для электрошлакового обогрева при различных схемах токоподвода

Схема токоподвода	Составляющие теплового баланса											
	$Q_{\text{выд}}$	$Q_{\text{кр}}$	$Q_{\text{з1}}$	$Q_{\text{з2}}$	$Q_{\text{з3}}$	Q_6	$Q_{\text{ш-кр}}$	$Q_{\text{ш-зл}}$	$Q_{\text{под}}$	$Q_{\text{ак}}$	$Q_{\text{ш-з1}}$	$Q_{\text{ш-з2}}$
Однофазная	70 100	44,57 63,67	7 10	14,11 20,16	3,21 4,59	2,72 3,89	27,74 39,63	6,69 9,56	4,06 5,80	4,84 6,91	11,27 16,10	11,62 16,60
	95 100	62,20 65,47	8,98 9,45	16,62 17,49	4,51 4,75	3,11 3,27	41,31 43,48	8,07 8,49	7,69 8,09	5,57 5,86	15,29 16,09	16,25 17,11
Трехфазная	65 100	40,87 62,88	8,19 12,60	13,57 20,88	4,31 6,63	1,22 1,88	26,08 40,12	7,22 11,11	2,17 3,34	2,54 3,91	5,85 9	5,93 9,12
	106 100	69,12 65,21	9,49 8,95	18,21 17,18	5,67 5,35	3,26 3,08	47,66 44,96	9,55 9,01	7,92 7,47	5,79 5,46	15,45 14,58	16,97 16,01

Приложение. Значения составляющих даны в киловаттах (числитель) и процентах (знаменатель).

вода и заглублении электродов в шлак на 30 мм тепловыделение и шлаковые потоки вблизи затравки намного слабее по сравнению с наблюдаемыми при однофазной схеме в аналогичных условиях, что предопределяет различие в условиях теплоотдачи от шлака к металлу.

При изменении заглубления электродов в шлак, как и следовало ожидать, значения тепловых потоков от шлака к металлу при однофазной и трехфазной схемах токоподвода оказались соизмеримыми (см. табл. 2 и рис. 5). Причем, обращает на себя внимание тот факт, что в первом случае, когда направление шлаковых потоков принципиально не меняется, несмотря на повышение температуры шлака, доля теплоты, поступающей к металлу, остается на одном и том же уровне. Это является косвенным подтверждением того, что именно характер движения шлакового расплава вблизи границы с металлом оказывает значительное влияние на интенсивность теплообмена.

На основании полученных результатов, которые были подтверждены также дополнительными экспериментами, в том числе с изменением положения электродов в шлаковой ванне при неизменной подводимой к шлаку мощности, можно сделать следующий вывод. При однофазной прямой схеме токоподвода доля поступающей от шлака к металлу теплоты остается примерно на одном уровне при изме-

нении электрических параметров электрошлакового процесса. При трехфазной схеме токоподвода электрический режим и связанное с ним расположение электродов в шлаковой ванне оказывают существенное влияние на количество теплоты, поступающей к металлу. Следовательно, при использовании трехфазного источника питания необходимо учитывать отмеченные особенности теплообмена между шлаком и металлом для оптимального выбора технологических параметров электрошлакового нагрева и плавки металла.

1. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Под ред. Б. И. Медовара. — Киев: Наук. думка, 1978. — 304 с.
2. Лютый И. Ю., Латаш Ю. В. Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов. — Киев: Наук. думка, 1982. — 188 с.
3. Демченко В. Ф., Крикент И. В. Математическое моделирование электромагнитных явлений при электрошлаковом процессе // Математическое моделирование. — 2002. — 18, № 1. — С. 16–20.
4. Расчетная система для исследования токораспределения в шлаковой ванне / В. И. Махненко, В. Ф. Демченко, Н. И. Тарасевич, И. В. Крикент // Пробл. спец. электротермаллургии. — 1985. — № 1. — С. 14–19.
5. Роусон Дж. Д., Даусон Д. И., Кирхем Н. Движение шлака и металла в процессе ЭШП // Электрошлаковый переплав. — Киев: Наук. думка, 1975. — Вып. 3. — С. 70–89.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 20.07.2004



ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ

УДК 669.187.526:51.001.57

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЕ ОПЛАВЛЕНИЕ СЛИТКОВ ЦИРКОНИЯ

Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин, А. Н. Пикулин

В данной работе представлена технология электронно-лучевого оплавления цилиндрических слитков циркония и экспериментально определены оптимальные технологические режимы. Металлографический анализ слитков показал, что оплавленный слой характеризуется отсутствием макропор, несплошностей и других дефектов литьевого происхождения.

This article presents technology of electron beam surface melting of cylindrical zirconium ingots and experimental determination of optimum technological parameters. Metallographic analysis of ingots showed that surface melted layer is characterized by the absence of macropores, discontinuities and other defects of casting origin.

Ключевые слова: электронно-лучевое оплавление; цирконий; слиток

Одним из заключительных этапов производства высококачественных литых заготовок из циркония является переплав в вакуумно-дуговой или электронно-лучевой установке [1]. При этом поверхностный слой получаемых слитков имеет различного рода дефекты. Для их устранения обычно выполняют механическую обработку поверхности слитков и заготовок, что приводит к значительным потерям металла (от 5 до 15 % массы зачищаемого слитка) в виде стружки или металлоабразивной пыли [2].

Для сокращения потерь металла и замены механической обработки в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана технология оплавления боковой поверхности слитков электронным лучом [3] и создано соответствующее оборудование для ее реализации [4].

Сущность данного метода заключается в нагреве и расплавлении поверхностного слоя слитка одновременно по всей длине электронными лучами. За счет сканирования электронного луча вдоль образующей слитка протяженность зоны оплавления одной пушкой составляла 0,2...0,3 м, тогда как ширина ванны жидкого металла не превышала 0,02 м. В процессе оплавления слиток вращается вокруг продольной оси и, таким образом, наведенная вдоль образующей слитка ванна жидкого металла перемещается по всей его боковой поверхности.

Электронно-лучевая обработка поверхностного слоя слитков и заготовок имеет определенные пре-

имущества: наличие в печном пространстве вакуума как защитной и рафинирующей среды, высокая плотность подводимой энергии, прецизионность, простота контроля и управления технологическими параметрами.

Для отработки оптимальных технологических параметров процесса оплавления слитков циркония диаметром 360 мм была проведена серия опытных плавок с оперативным измерением следующих параметров: мощность электронно-лучевого нагрева, размер зоны оплавления, линейная скорость оплавления, время оплавления, остаточное давление и напекание в камере плавки. Всего было осуществлено более 60-ти опытных плавок, технологические параметры некоторых из них приведены в табл. 1.

Таблица 1. Основные режимы опытных плавок слитков циркония

Технологическая операция	Время операции, мин	Удельная мощность нагрева, кВт/см ²	Линейная скорость вращения слитка, мм/мин
Предварительный нагрев	23	0,66	51,3
Оплавление	34	1,20	33,2
Предварительный нагрев	22	0,56	51,2
Оплавление	33	1,29	34,2
Предварительный нагрев	22	0,63	50,9
Оплавление	20	1,44	57,2
Предварительный нагрев	22	0,64	40,9
Оплавление	22	1,80	51,3

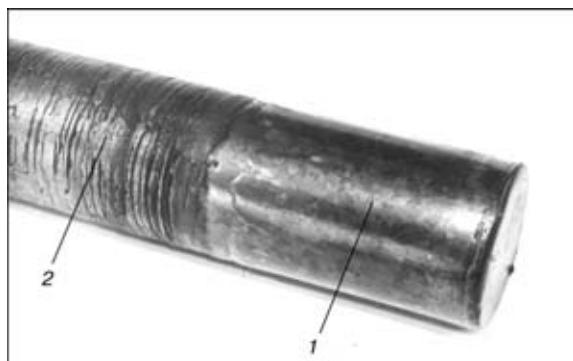


Рис. 1. Внешний вид слитка циркония с оплавленной (1) и неоплавленной (2) боковой поверхностью

В процессе оплавления в камере плавки поддерживали вакуум $10^{-4} \dots 10^{-5}$ мм рт. ст., натекание в вакуумную камеру установки не превышало 10 л/(мкм·с). Ширина ванны жидкого металла на боковой поверхности слитка циркония составляла 15 мм.

Для сравнения качества поверхности слитка циркония до и после оплавления на рис. 1 приведен фрагмент слитка с оплавленной и неоплавленной боковой поверхностью. После обработки поверхности электронным лучом она приобретает ровный микрорельеф, шероховатость находится в пределах 3...4 класса при волнистости поверхности, соответственно равной 0,2...0,6 мм.

Металлографические исследования слитков с оплавленной боковой поверхностью проводили на образцах, вырезанных из продольных и поперечных темплетов. Для выявления макроструктуры циркониевого сплава использовался реагент следующего состава: 10 мл плавиковой кислоты, 60 мл перекиси водорода и 50 мл воды.

Металл слитков, оплавленных электронным лучом, характеризуется отсутствием макропор, несплошностей и других дефектов литейного происхождения. Основной металл имеет полигидрическую зернистую структуру α -твердого раствора (рис. 2).

Оплавленный слой по окружности слитка, глубина которого составляла 3...5 мм, характеризуется мелкокристаллической структурой. Как показали проведенные исследования, глубина проплавления более 3 мм обеспечивает удаление всех плавильных дефектов с боковой поверхности слитков.

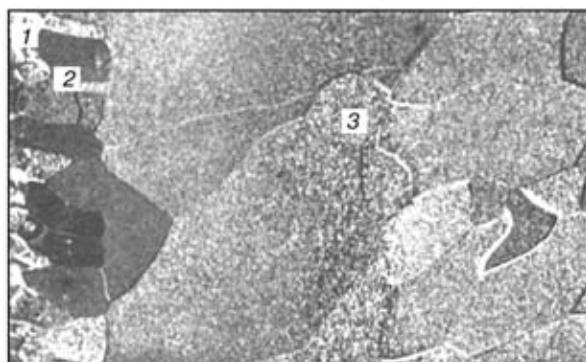


Рис. 2. Макроструктура поперечного темплета слитка циркония с оплавленной боковой поверхностью: 1 — оплавленный слой; 2 — зона термического влияния; 3 — основной металл

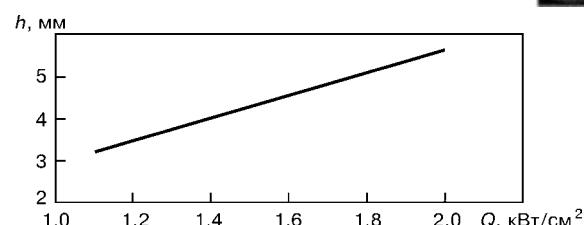


Рис. 3. Зависимость глубины проплавления h от удельной мощности электронно-лучевого нагрева Q

Обработка результатов экспериментальных плавок, проведенных на различных режимах, показала (рис. 3), что глубина проплавления практически линейно зависит от удельной мощности электронно-лучевого нагрева.

Структура зоны термического влияния размером 90...95 мм, обусловленная температурным воздействием электронного луча, представлена зернами, вытянутыми в направлении центра слитка.

Исследования микроструктуры проводили на оптическом микроскопе «Neophot 32» после травления в реагенте следующего состава: 10 мл азотной кислоты, 10 мл плавиковой кислоты и 10 мл воды. Было отмечено, что характер структуры циркониевых сплавов зависит от скорости охлаждения и содержания легирующих элементов. Зона оплавления характеризуется пластинчатой структурой корзиночного типа, аналогичной структуре литого металла основы (рис. 4). Данная структура образуется в результате полиморфного превращения β -фазы в процессе охлаждения. В зоне термического влияния игольчатая микроструктура имеет более тонкое строение.

С целью определения влияния электронно-лучевого оплавления на состав металла от боковой поверхности слитка на глубине 1, 3 и 5 мм были отобраны пробы для химического анализа. Кроме того, пробы отбирали из зоны термического влияния и основы слитка. Результаты химического анализа сплава Э-125 приведены в табл. 2.

Обработка полученных значений распределения примесных элементов по сечению слитка циркония показывает, что в оплавленном слое происходит снижение содержания водорода, железа, алюминия, кремния и хрома, тогда как остальные примеси находятся на уровне значений основы слитка. При этом наблюдается снижение содержания водорода не только в оплавленном слое, но и в зоне терми-

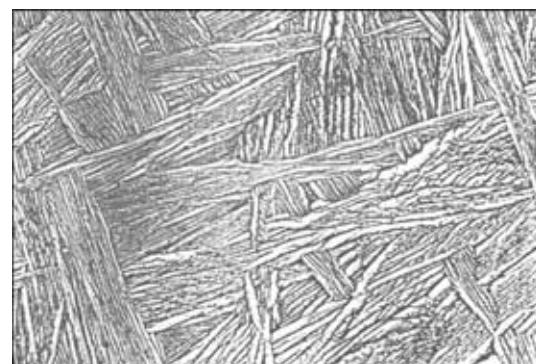


Рис. 4. Микроструктура оплавленного слоя слитка циркония, $\times 500$



Таблица 2 . Распределение примесей и легирующих элементов в слитках циркониевого сплава Э-125

Исследуемая об- ласть	Место отбора пробы	Содержание элементов, %										
		C	N	O	H	Fe	Si	Cu	Al	Ni	Cr	Nb
Оплавлен- ный слой	<i>H</i> = 1	0,02	0,0032	0,05	0,00030	0,009	0,0046	0,0010	0,0046	0,0049	0,0040	2,5
	<i>H</i> = 3	0,02	0,0030	0,04	0,00029	0,010	0,0048	0,0011	0,0046	0,0048	0,0043	2,5
	<i>H</i> = 5	0,02	0,0030	0,04	0,00030	0,0098	0,0050	0,0012	0,0047	0,0049	0,0046	2,5
ЗТВ	<i>H</i> = 15	0,02	0,0034	0,05	0,00043	0,015	0,0074	0,0014	0,0056	0,0052	0,0058	2,5
	<i>H</i> = 40	0,02	0,0032	0,04	0,00038	0,013	0,0075	0,0010	0,0046	0,0061	0,0054	2,5
	<i>H</i> = 65	0,02	0,0030	0,04	0,00037	0,014	0,0058	0,0012	0,0052	0,0049	0,0043	2,5
Основа слитка	Центр	0,02	0,0037	0,05	0,00054	0,014	0,0070	0,0010	0,0055	0,0049	0,0049	2,5
	1/3 <i>R</i>	0,02	0,0039	0,05	0,00050	0,012	0,0079	0,0012	0,0060	0,0051	0,0052	2,5
	2/3 <i>R</i>	0,02	0,0036	0,05	0,00053	0,015	0,0061	0,0011	0,0053	0,0051	0,0048	2,5

Причесания. Каждое значение является средним от пяти измеренных; *H* — глубина, мм.

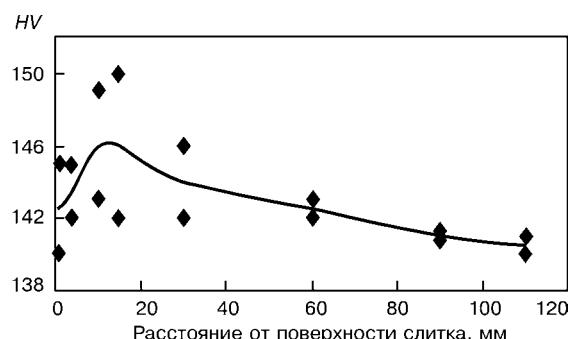


Рис. 5. Твердость слитков циркония, оплавленных электронно-лучевым методом

ческого влияния, что обусловлено высокой подвижностью водорода в твердом цирконии. Однородность распределения легирующего элемента ниобия в результате оплавления не нарушается.

Измерение твердости поперечных темплетов оплавленных слитков показало, что средняя твердость циркония электронно-лучевой плавки составляет около HV140 (рис. 5). Снижение твердости металла слитка в зоне оплавления обусловлено уменьшением

содержания примесей внедрения, а небольшое повышение твердости циркония в зоне термического влияния — наличием тут закалочных условий.

Таким образом, проведенные исследования показали, что оплавленный электронным лучом слой слитка циркония характеризуется отсутствием макропор, несплошностей и других дефектов литейного происхождения, а также более чистым по химическому составу металлом, и позволили разработать технологию электронно-лучевого оплавления, которая повышает выход годного металла на 5...15 %.

1. Тихинский Г. Ф., Ковтун Г. П., Ажака В. М. Получение сверхчистых редких металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 160 с.
2. Шуравлев М. В. Методы зачистки поверхностных дефектов металла. — М.: Металлургиздат, 1953. — 56 с.
3. Электронно-лучевая плавка / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, Д. А. Козлитин и др. — Киев: Наук. думка, 1997. — 265 с.
4. Электронно-лучевая установка УЭ-185 для оплавления поверхностного слоя слитков / Н. П. Тригуб, Г. В. Жук, А. Н. Пикулин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2003. — № 3. — С. 12–14.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 31.03.2004

III Международная конференция «Ti-2005 в СНГ»

Украина, г. Киев, Украинский Дом
22–25 мая 2005 г.

Организаторы

ЗАО «Межгосударственная ассоциация Титан»
Национальная академия наук Украины
Запорожский титано-магниевый комбинат

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

Регистрация на сайте: <http://www.titan-association.com/Ti-2005>
Контактные телефоны (факсы): +7(095) 444-91-24, +7(34345) 245-92



УДК 669.187.526:51.001.57

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ТИТАНОВЫХ ТРУБ ИЗ МЕТАЛЛА, ВЫПЛАВЛЕННОГО МЕТОДОМ ЭЛПЕ

**С. Н. Антонов, В. П. Ревенок, А. В. Журавлев,
Н. В. Антильева, Н. Е. Копылова, В. Д. Петров,
А. Н. Калинюк, О. Н. Козловец**

На ЗАО «Завод СЕТАБ Никополь» изготовлены холоднодеформированные трубы из слитков, выплавленных из титанового сплава ПТ-1М методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью в НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. По своему качеству кованая заготовка, полученная из этих слитков, соответствует требованиям ТУ 1-5-132-78. Изготовленные из нее холоднодеформированные трубы удовлетворяют требованиям ГОСТ 22897-86 и ТУ 14-3-820-79. Качество поверхности, содержание примесей, механические и технологические свойства готовых труб аналогичны этим показателям для труб, изготовленных из металла вакуумно-дугового переплава.

At CJSC "SETAB Nikopol Works" the cold-worked pipes, made of ingots produced from titanium alloy PT-1M using the method of electron beam cold hearth melting at R&P Center "Titan" of the E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, were manufactured. By its properties the forged billet, produced from these ingots, meets the requirements of TS 1-5-132-78. Cold-worked pipes, manufactured from it, satisfy the requirements of GOST 22897-86 and TS 14-3-820-79. Quality of the surface, content of impurities, mechanical and technological properties of ready pipes are similar to the same characteristics for the pipes manufactured from the VAR metal.

Ключевые слова: слиток; заготовка; электронно-лучевая плавка; промежуточная емкость; вакуумно-дуговой переплав; труба; свойства

Основным изготовителем холоднодеформированных труб из титановых сплавов в Украине в настоящее время является ЗАО «Завод СЕТАБ Никополь». Это объединение было создано в результате реструктуризации ОАО «Никопольский Южнотрубный завод» на основе цеха, специализирующегося на выпуске этих труб.

Ранее было освоено производство холоднодеформированных труб из сплавов титана из заготовки вакуумно-дугового переплава. Распад бывшего СССР привел к разрыву традиционных связей между предприятиями стран СНГ, соответственно сократились поставки заготовок для производства труб из титановых сплавов в Украину, в частности, из АО ВСМПО (г. Верхняя Салда, Россия). По этим причинам возникла проблема с изысканием сырья для выплавки металла и получения из него труб.

В настоящее время наиболее эффективным и экономичным способом получения цветных металлов и сплавов, в частности, титана, является вакуумная электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) [1-4], а основным поставщиком слитков ЭЛПЕ в нашей стране — Научно-производственный центр «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона.

Из слитков титанового сплава ПТ-1М, выплавленных методом ЭЛПЕ, на ЗАО «Завод СЕТАБ Никополь» при технологическом сопровождении ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» были изготовлены холоднодеформированные трубы размером (10...19)×(1,5...2,5) и 89×4 мм. Для производства трубной заготовки диаметром 110 мм использовали слитки диаметром 400 и 600 мм и длиной 2000 мм. Ковку проводили при температурах β-области на гидропрессе и ковочной машине по схеме, показанной на рис. 1. Трубы изготавливали путем горячей прокатки на установке ТПА 140 с их последующим холодным переделом на станах ХПТ.

В слитках, заготовках под деформацию и в передельных горячекатанных и холоднодеформированных трубах была исследована макро- и микроструктура, механические и технологические свойства (сплющивание, раздача), а также определено содержание водорода. Качество труб оценивали на соответствие ГОСТ 22897-86 и ТУ 14-3-820-79.

Полученные результаты показали, что химический состав слитков ЭЛПЕ полностью соответствует требованиям ОСТ 1.92077-91 и характеризуется однородностью (табл. 1).

Макроструктура заготовки плотная, однородная, без дефектов, с величиной зерна 2...4 балла (по 8-балльной шкале). При этом количество структурной составляющей 4-го балла преобладает в за-

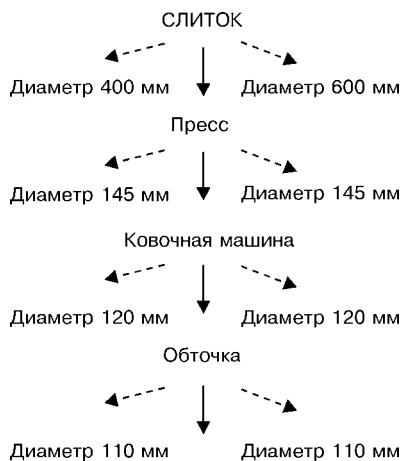


Рис. 1. Схема получения трубной заготовки диаметром 110 мм готовке, полученной из головной части слитка диаметром 400 мм. Макроструктура заготовки, изготовленной из слитка диаметром 600 мм, характеризуется преобладанием макрозерна величиной 2 балла.

Микроструктура заготовок диаметром 110 мм независимо от исходного размера слитка содержит смесь крупнопластинчатых колоний α' -фазы с величиной бывшего β -зерна 3...2 номера по шкале ГОСТ 5639-82 и отдельные участки рекристаллизованной α -фазы, что является характерным для горячедеформированного состояния металла.

$\sigma_{0,2} \sim 36$ МПа. Характеристики пластичности (относительное удлинение, ударная вязкость) заготовки, изготовленной из слитка диаметром 400 мм, несколько выше значений заготовки из слитка диаметром 600 мм. Это объясняется более высоким содержанием водорода в заготовке (см. табл. 2) вследствие большего количества промежуточных подогревов слитка диаметром 600 мм в процессе ковки и, следовательно, большего газонасыщения. Однако вся кованая заготовка обладала достаточным ресурсом пластичности для проведения последующей деформации.

Горячую прокатку передельных труб из вышеуказанной заготовки производили после нагрева до температур β -области и заканчивали в α -области. Процесс деформации на всех участках протекал стablyно и не отличался от процесса прокатки труб, изготавливаемых по существующей технологии. При горячей деформации происходит измельчение β -зерна и выравнивание микроструктуры с образованием мелкозернистой α -фазы пластинчатого типа. Различий в микроструктуре в зависимости от первоначального размера и сечения слитка (головная или донная часть) не наблюдалось, но сохранялся незначительный разброс значений относительного удлинения. Такая микроструктура горячекатанных труб в сочетании с достаточно высоким запасом пластичности ($\delta_5 = 27\%$ в трубах из слитка диамет-

Таблица 1. Химический состав слитков из сплава ПТ-1М ЭЛПЕ

Диаметр слитка, мм	Место отбора проб	Содержание элементов, %						
		Ti	Al	Fe	C	Si	N	O
400	Головная часть	Основа	0,40	0,08	0,01	0,02		
	Средняя часть	—“—	0,30	0,09	0,02	0,01	0,027	0,08
	Донная часть	—“—	0,50	0,08	0,01	0,01		
600	Головная часть	—“—	0,45	0,08	0,01	0,02	0,024	0,09
	ОСТ 1.92077-91	—“—	0,20...0,70	0,20	0,10	0,10	0,040	0,12

Механические свойства заготовки, определенные в поставляемом профиле на продольных образцах после отжига, соответствовали нормам ТУ 1-5-132-78 (табл. 2).

Прочностные свойства прессованной заготовки независимо от исходного диаметра слитка находятся практически на одинаковом уровне: $\sigma_b \sim 43$,

ром 600 мм и 29 % в трубах из слитка диаметром 400 мм) обеспечивала удовлетворительное протекание процесса холодной деформации труб.

Холоднокатаные трубы изготавливали по принятой технологии на станах ХПТ в 5...6 проходов с деформацией за один проход от 45 до 55 %. Качество поверхности труб было удовлетворитель-

Таблица 2. Механические свойства заготовки диаметром 110 мм из сплава ПТ-1М ЭЛПЕ

Диаметр исходного слитка, мм	Часть слитка	Механические свойства							[H], %	
		при 20 °C					при 150 °C			
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	$KCU_{1,2}$, Дж/см ²	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа		
400	Головная	43,5	36,5	31	62	20,5	33	24,5	0,004	
	Донная	42,5	35	32	64	18,8	33	24,5	0,004	
600	Головная	43	35,5	27	61	14,4	32	24,5	0,005	
	Донная	44	37	29	63	16,3	32	26	0,005	
ТУ 1-5-132-78		35...50	25	22	45	12	22	16	0,007	



Таблица 3. Содержание водорода (%) в трубах, изготовленных из слитка ЭЛПЕ диаметром 400 мм

Размер трубы, мм	Спектральный метод		RH-2		Лазерный зонд ЭХО-4		
	Наружная поверхность	Сечение стенки	Наружная поверхность	Внутренняя поверхность	Наружная поверхность	Сечение стенки	Наружная поверхность (зачищена резцом)
53 × 6	0,0051	0,0047	0,0054	0,0052	0,0036	0,0046	0,0036
89 × 4	0,0049	0,0047	0,0046	0,0048	0,0043	0,0052	0,0043
56 × 3	0,0052	0,0049	0,0048	0,0047	0,0047	0,0041	0,0046

ным. Микроструктура готовых труб состояла из равноосных зерен α -фазы 7...9 номеров. Контрольным испытаниям подвергали 30 % труб.

Независимо от размера исходного слитка механические свойства готовых труб по длине находились на одном уровне и соответствовали требуемым.

Технологические испытания труб (на сплюсивание и раздачу) показали удовлетворительные результаты. Содержание водорода в готовых трубах, изготовленных из слитка диаметром 400 мм, определяли после механической обработки наружной поверхности обточкой на глубину 0,2 мм и по сечению стенки трубы разными методами: спектральным по методике РД 5.9184-90, лазерным зондом ЭХО-4 и без механической обработки на газоанализаторе RH-2. Независимо от места определения (наружная поверхность или сечение стенки трубы, наружная или внутренняя поверхность) все методы дали практически одинаковые результаты по содержанию водорода — около 0,005 % (табл. 3). Места определения содержания водорода показаны на рис. 2.

Сдаточный контроль содержания водорода в соответствии с требованиями нормативной документации проводили спектральным методом. Трубы, изготовленные из слитка диаметром 400 мм, содержали 0,005 % водорода; трубы из слитка диаметром 600 мм — 0,006 %, но по ГОСТ 22897-86 допускается не более 0,008, по ТУ 14-3-820-79 — не более 0,007 %.

Всего было изготовлено 6 партий труб общим весом 2000 кг. Выход годного металла составил 99,5 %.

Проведенные исследования показали, что холоднодеформированные трубы из титанового сплава ПТ-1М, изготовленные из слитков, выплавленных методом ЭЛПЕ в НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона, по качеству поверхности, механическим и технологическим свойствам, а также содержанию водорода соответствуют требованиям ГОСТ 22897-86 и ТУ 14-3-820-79. Для изготовления холоднодеформированных труб из металла ЭЛПЕ оптимальным является слиток диаметром 400 мм и длиной 2000 мм.

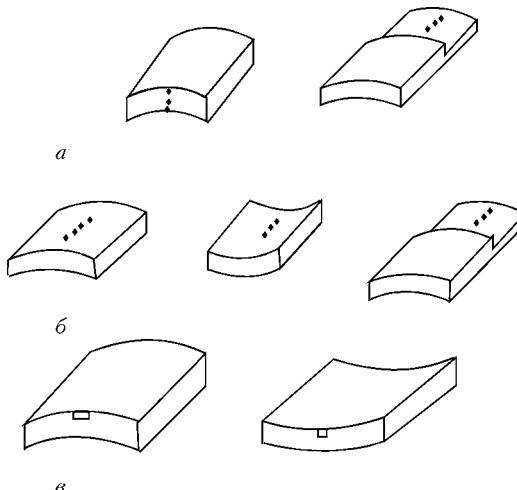
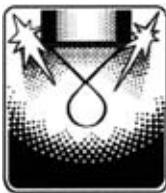


Рис. 2. Схема определения содержания водорода на образцах труб разными методами: *а* — спектральный метод; *б* — лазерный зонд ЭХО-4; *в* — RH-2

- Wood J. R. Producing Ti-6Al-4V plate from single-melt EBCHM ingot // JOM. — February. — 2002. — P. 56–58.
- Калинюк А. Н. Развитие электронно-лучевой плавки титана и его сплавов // Специальная электрометаллургия: вчера, сегодня, завтра. — Киев: Политехника, 2002. — С. 233–238.
- Титановые сплавы для авиационной промышленности Украины / С. Л. Антонюк, А. Г. Моляр, А. Н. Калинюк, В. Н. Замков // Современная электрометаллургия. — вчера, сегодня, завтра. — С. 10–14.
- Microstructure, texture and mechanical properties of EB melted Ti-6Al-4V alloy // A. N. Kalinyuk, N. P. Trigub, V. N. Zamkov et al. // Materials Sci. and Eng. — 2003. — № 1. — С. 178–188.
- Использование литых заготовок нового типа для производства труб из титана / В. С. Вахрушева, Т. Н. Буряк, С. В. Ладохин, Н. И. Левицкий // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 2001. — № 1. — С. 60–62.

ЗАО «Завод СЕТАБ Никополь», Никополь
ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург
НПЦ «Титан» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Поступила 02.04.2004



ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ

УДК 669.187.58.002.2

ИССЛЕДОВАНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ПЛАВКЕ ТИТАНА ИЗ ПРЕССОВАННОЙ ЗАГОТОВКИ

М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, В. В. Тэлин,
С. М. Теслевич, В. С. Константинов, Г. Ф. Торхов, В. Р. Бурнашев *

Изучен состав газовой атмосферы при плавке отпрессованной из губчатого титана заготовки. Установлено, что в зоне плавки содержание водорода и влаги изменяется в зависимости от скорости плавления заготовки, марки губчатого титана, расхода плазмообразующего газа, сроков хранения прессованной заготовки.

Composition of gas atmosphere was studied in melting of a pressed spongy titanium billet. It was established that content of hydrogen and moisture in the zone of melting is changed depending on the rate of billet melting, grade of spongy titanium, consumption of plasma-forming gas, terms of storage of a pressed billet.

Ключевые слова: губчатый титан; прессованная заготовка; плазма; водород; газовая фаза; влага; плавка

Как отмечалось неоднократно, основная задача производства титана заключается в снижении его стоимости при обеспечении высокого качества металла по всей технологической цепи. Одно из важнейших мест в этой цепи принадлежит выплавке слитка. Во многих странах, производящих титановую продукцию, ведущим технологическим процессом получения слитка остается вакуумно-дуговой переплав прессованного электрода, получение которого — операция дорогостоящая, но обеспечивающая выплавку слитка высокого качества [1].

На всех этапах развития и совершенствования технологии плавки предпринимались попытки получения слитков непосредственно из кусковой шихты, минуя стадию прессования. С появлением независимых источников нагрева — плазмотронов, электронных пушек, высокочастотного электромагнитного поля и т. п. — резко возрос интерес к переплаву некомпактной шихты [2–4].

В частности, в течение нескольких лет был создан ряд опытных, опытно-промышленных установок, в которых для переплава некомпактной шихты в качестве источника нагрева использовали низкотемпературную плазму. Генератором плазмы слу-

жит плазмотрон с вольфрамовым или графитовым электродом. На печах получали слитки различных профилей, которые использовали для дальнейшего передела на лист или для фасонного литья [5]. Однако в процессе проведения плавок газонасыщенной шихты отмечалось бурное газовыделение из жидкого металла, сопровождающееся выбросами частиц из расплава, которые кристаллизовались на соплах плазмотронов и становились геттерами для кислорода и азота.

В процессе плавки закристаллизовавшиеся брызги насыщаются газами, пополняются новыми порциями выносимых из ванны частичек жидкого металла, насыщенного газами. Металл под воздействием высоких температур плазменных струй постепенно оплавляется, и капли жидкого металла падают в расплав. Кроме того, под воздействием каких-либо возмущений закристаллизовавшийся кусочек металла может также упасть в жидкую ванну. Температура плавления насыщенного газами металла на несколько сот градусов выше температуры плавления основного металла, поэтому упавшие капли или кусочки полностью не растворяются в расплаве и могут послужить причиной образования включений в слитке.

В дополнение следует отметить, что плазменные печи для переплава сыпучей шихты имеют сложную

*В работе принимал участие Назаренко С. П.

© М. Л. ЖАДКЕВИЧ, В. А. ШАПОВАЛОВ, В. В. ТЭЛИН, С. М. ТЕСЛЕВИЧ, В. С. КОНСТАНТИНОВ, Г. Ф. ТОРХОВ, В. Р. БУРНАШЕВ, 2004

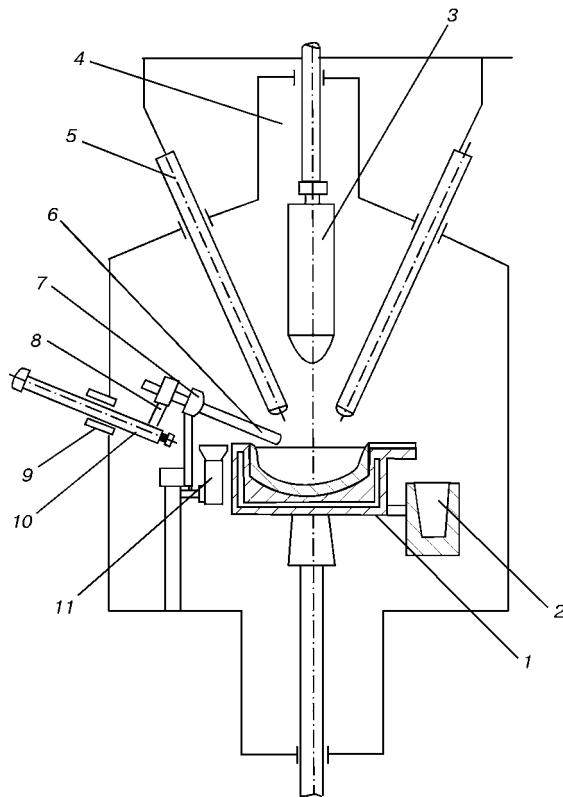


Рис. 1. Схема модернизированной 4-плазмотронной лабораторной установки УПП-3: 1 — гарнисажный тигель; 2 — изложница; 3 — прессованная заготовка; 4 — камера; 5 — плазмотрон; 6 — водоохлаждаемый наконечник; 7 — отсекатель; 8 — держатель; 9 — уплотнение; 10 — шток; 11 — накопитель

конструкцию, большой внутренний объем для размещения шихты, требуют применения мощных откачных систем для дегазации шихты, сложны в управлении и т. д.

С учетом перечисленных проблем и необходимости получения для изделий ответственного назначения высококачественного металла, при выплавке которого недопустимо наличие включений, представляется целесообразным использовать в качестве переплавляемого материала компактную заготовку. Она может быть получена различными методами, в том числе и прессованием.

Нами были проведены опытные плавки губчатого титана, отпрессованного в расходуемую заготовку диаметром 40 мм и длиной до 300 мм. Основное внимание при этом обращалось на поведение газовых примесей, в частности, водорода и влаги, которые содержатся в прессованной заготовке и оказывают существенное влияние на качество выплавленного металла.

Пробы губчатого титана для получения расходуемой заготовки отбирали из различных мест контейнеров, предназначенных для его хранения. Общий вес пробы из кусочков размером 12...25 мм составляет 10 кг. В дальнейшем их измельчали на конусной дробилке до размера не более 5...10 мм и сокращали на щелевом делителе до сертификатной пробы массой до 5 кг с последующим ее разделением на 4 части массой до 1,2 кг каждая. Одна из проб предназначалась для изготовления расхо-



Рис. 2. Плавильная камера с тиглем и изложницей для переплава прессованной заготовки

даемой заготовки методом прессования в проходную матрицу на гидравлическом прессе усилием 1600 кН. Отпрессованные заготовки укладывали в двухслойные полиэтиленовые пакеты, где они хранились до плавки.

Плавки проводили на опытной модернизированной 4-плазмотронной плазменно-дуговой печи УПП-3, схема и общий вид которой показаны на рис. 1 и 2. Она включает плавильную камеру, 4 плазмотрона с механизмами их юстировки, механизм подачи заготовки, медный водоохлаждаемый тигель, металлический кокиль, вакуумную систему, систему охлаждения и источники питания.

Содержание водорода измеряли газоанализатором ТГ1120 в комплекте с потенциометром КСМ2. Для определения количества влаги использовали кулонометрический измеритель влажности типа «Байкал-1». Отбор проб газа осуществляли через верх камеры, имеющей вывод в атмосферу. Для предотвращения попадания частичек пыли в датчик приборов на отводящем газ патрубке устанавливали фильтр тонкой очистки.

Перед началом плавки стенки плавильной камеры, медного тигля, сопла и корпуса плазмотронов тщательно очищали от возгонов, образовавшихся при предыдущей плавке. Очистку стенок производили металлической щеткой, а затем ветошью, смоченной техническим спиртом. После этого к механизму подачи заготовки присоединили расходуемый электрод и поднимали его за срез сопел плазмотронов, чтобы предотвратить его преждевременное плавление в момент включения плазмотронов и наведения ванны в тигле. Для предупреждения прогара тигля в момент включения плазмотронов на его дно укладывали темплат из технического титана. Металлическую форму для слива металла перед установкой в камеру прогревали 2 ч до температуры 300...400 °C. Подготовленную к плавке печь в течение 45...60 мин вакуумировали до остаточного разрежения 26...33 Па, проверяли натекание и затем заполняли внутренний объем печи аргоном до избыточного давления 0,02 МПа.

Плавку начинали поджигом двух плазмотронов на минимальных режимах (ток 300 А и напряжение 40 В). После расплавления затравочного темплата



Рис. 3. Отлитый (1) и обработанный (2) образцы из технического титана диаметром 120 мм и высотой 7 мм

и частичного прогрева расходуемой заготовки производили ее подачу в зону плавки. Время расплавления затравки и прогрева заготовки составляло 2...3 мин. Подачу заготовки осуществляли с различной скоростью, в зависимости от мощности на плазмотронах она изменялась от 2 до 7 мм/мин. Токовую нагрузку на плазмотроны поддерживали в пределах 300...400 А. Расход газа на плазмотронах составлял 4...10 л/мин. Плавки выполняли в проточной атмосфере аргона.

Плавка прессованной расходуемой заготовки диаметром 40 мм и длиной до 300 мм продолжалась 25...30 мин. После полного сплавления заготовки в тигель его резко наклоняли и сливали жидкий металл в изложницу, где он затвердевал.

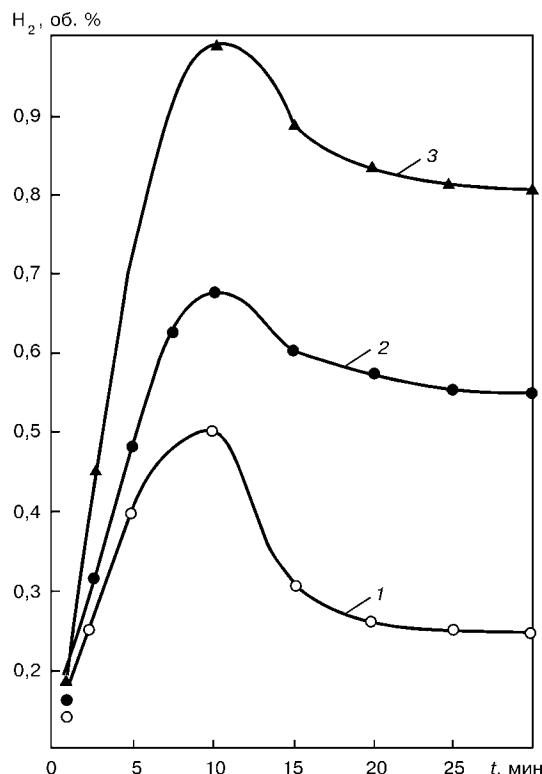


Рис. 4. Зависимость содержания водорода в плавильном объеме печи от изменения расхода плазмообразующего газа (аргон): 10 (1), 30 (2) и 40 (3) л/мин

После охлаждения темпелет диаметром 120 мм и высотой 5...7 мм (рис. 3) извлекали из изложницы, обтачивали поверхность и отбирали пробы для определения концентрации водорода в металле. Отбор проб отходящего газа из камеры печи для определения содержания водорода и влаги производили после включения плазмотронов на плавку. Количество водорода измеряли прибором в момент включения плазмотронов.

Наличие водорода в плавильной камере, как это уже было показано в других работах [6], обусловлено тепловым воздействием плазменных факелов на стенки плавильной камеры, сопла и корпуса плазмотронов, стенки тигля и переплавляемую заготовку. В результате интенсивного нагрева влага со стенок камеры отрывается и потоками плазменной струи разносится по всему внутреннему объему установки. Часть ее попадает на разогретую титановую затравку, что приводит к разложению влаги на кислород и водород, который переходит в атмосферу печи.

В момент расплавления затравки наблюдается кратковременное увеличение содержания водорода, а затем его снижение. При последующей подаче в зону плавки прессованной заготовки, изготовленной из высококачественного губчатого титана, отмечено плавное нарастание количества водорода в течение 5...10 мин, а затем снижение, сначала интенсивное, потом замедленное.

При увеличении расхода плазмообразующего газа максимальное выделение водорода снижается в зависимости от количества подаваемого инертного

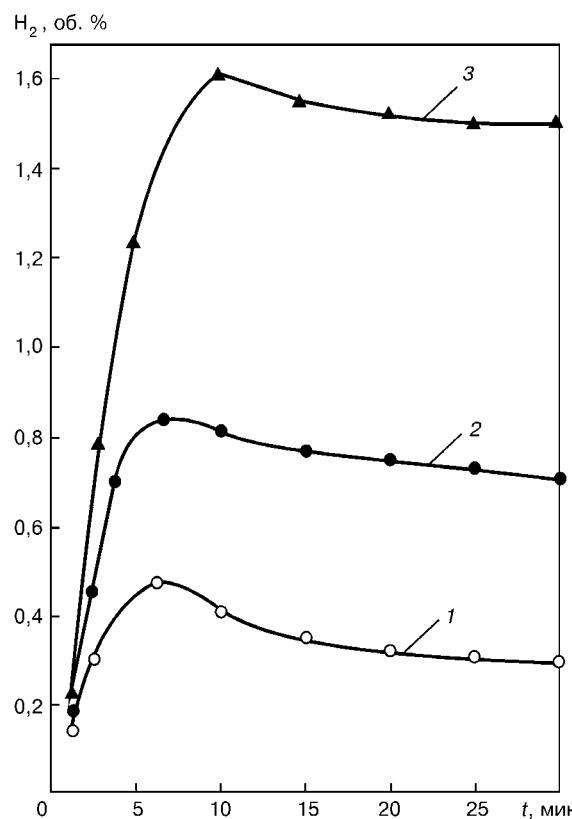


Рис. 5. Изменение содержания водорода в плавильном пространстве плазменной установки при плавке с различными скоростями подачи заготовки: 2 (1), 4 (2) и 7 (3) мм/мин

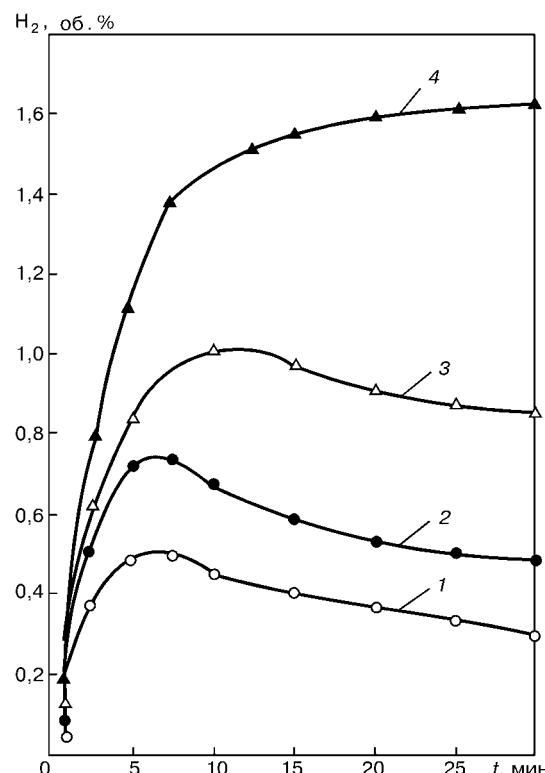


Рис. 6. Зависимость содержания водорода в газовой фазе при плавке прессованной заготовки от изменения токовой нагрузки на плазмотронах: 600 (1), 800 (2), 1200 (3) и 1600 (4) А

газа, т. к. при этом скорость подачи заготовки и подводимая мощность остаются постоянными.

На рис. 4 представлены кривые, характеризующие поведение водорода в процессе плавки прессованной заготовки при изменении расхода плазмообразующего газа. Скорость подачи заготовки в этом случае составляла 2 мм/мин, ток на каждом из двух плазмотронов – 300 А. Из рисунка видно, что при увеличении расхода плазмообразующего газа от 10 до 40 л/мин содержание водорода в газовой фазе снижается от 1,0 до 0,5 об. %.

В ходе проведения опытных плавок исследовали поведение водорода при различных скоростях подачи прессованной заготовки в зону плавления. На рис. 5 представлены кривые, иллюстрирующие поведение водорода при линейной скорости перемещения заготовки 2...7 мм/мин с сохранением постоянным расходом плазмообразующего газа. Из рисунка видно, что с повышением скорости плавки максимальное содержание водорода в атмосфере печи возрастает от 0,48 до 1,60 об. %. При этом темпы снижения содержания водорода в газовой атмосфере после достижения максимума замедляются по мере увеличения скорости подачи заготовки.

Аналогичный характер поведения водорода отмечен при плавке прессованной заготовки со скоростью ее подачи 2 мм/мин с расходом газа на плазмотроне 5 л/мин и изменением тока от 300 до 400 А на каждом из 4-х плазмотронов. Полученные данные представлены на рис. 6. Из рисунка видно, что с увеличением подводимой мощности максимальное содержание водорода возрастает от 0,35 до

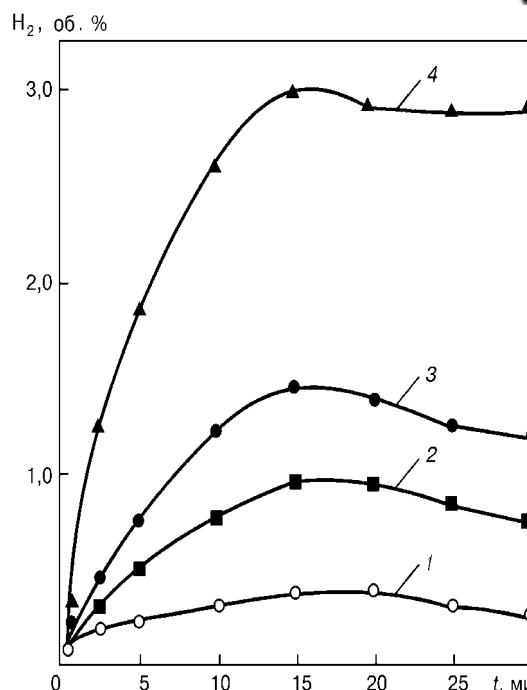


Рис. 7. Изменение содержания водорода в газовой атмосфере печи при переплаве заготовки, извлеченной из упаковки в день плавки (1), и после хранения в течение 1 (2), 2 (3) и 4 (4) суток

0,80 об. % и затем постепенно уменьшается. Увеличение содержания водорода в данном случае можно объяснить усиленным воздействием более мощных дуг на стенки камеры и переплавляемую заготовку, что интенсифицирует процессы испарения влаги и ее взаимодействия с расплавленным титаном.

Затем нами было исследовано поведение водорода при плавке расходуемого электрода с различными сроками хранения на открытом воздухе. Плавки проводили при скорости подачи заготовки 2 мм/мин, токе 300 А на каждом из 4-х плазмотронов и расходе аргона 4,5 л/мин.

Как показывают кривые поведения водорода при переплаве заготовки, хранящейся на открытом воздухе от одних до четырех суток (рис. 7), максимальное количество водорода возрастает от 0,2 об. % при проведении плавки в день извлечения электрода из герметичной упаковки до 3,0 об. % при его хранении до 4-х суток.

При определении содержания водорода в отлитых пробах установлено, что его концентрация в металле колеблется от 0,01 до 0,0198 вес. % и в соответствии с законом Сивертса зависит от парциального давления водорода в зоне плавки, но превышает равновесное. Это подтверждает ранее полученные результаты [6].

Анализ результатов опытных плавок подтверждает также, что единственным и эффективным технологическим приемом, который приводит к снижению содержания водорода в отлитом металле, является количество подаваемого чистого аргона в плавильную камеру.

Измерения количества влаги в составе отработавшего плазмообразующего газа показали, что при переплаве отпрессованной заготовки из губчатого



титана ТГ100 ее максимальное содержание в атмосфере печи возрастает от 30 до 60 млн⁻¹ при увеличении тока на плазмотронах от 600 до 1600 А. Аналогичные зависимости получены при переплаве прессованных заготовок со сроками хранения 1...4 суток. При изменении скорости перемещения прессованной заготовки в зону плавки от 2 до 7 мм/мин максимальное содержание влаги возрастает в пределах 32...53 млн⁻¹.

Анализ поведения микропримесей влаги при плазменной плавке показал, что самым эффективным способом уменьшения количества влаги, как и водорода, является подача большего количества чистого плазмообразующего газа.

1. Плавка и литье титановых сплавов / А. Л. Андреев, Н. Ф. Аношкин, К. М. Борзецовская и др. — М.: Металлургия, 1978. — 383 с.

2. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав. — Киев: Техника, 1974. — 383 с.
3. Мовчан Б. А., Тихоновский А. Л., Курапов Ю. А. Электронно-лучевая плавка и рафинирование металлов и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1973. — 237 с.
4. Клайтес П. Дж. Индукционно-шлаковый переплав // Вакуумная металлургия. — М.: Металлургия, 1973. — С. 93–103.
5. Применение плазменно-дуговой технологии при выплавке слитков титана из отходов титанового производства / Ю. В. Латаш, В. С. Константинов, П. Н. Галкин и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1985. — № 3. — С. 65–70.
6. Григоренко Г. М., Константинов В. С. Взаимодействие водорода с жидким титаном при плазменной плавке // Там же. — 1979. — № 8. — С. 97–101.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
КП «Запорожский титано-магниевый комбинат»

Поступила 14.10.2004

УДК 669.187.58:002.5

ПРИМЕНЕНИЕ ДОННОГО СЛИВА ПРИ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ГАРНИСАЖНОЙ ПЛАВКЕ

В. А. Шаповалов, Ю. А. Никитенко, В. Р. Бурнашев

В статье рассмотрены возможности применения донной разливки металла при использовании оgneупорных керамических материалов и плазменно-дуговой плавке в медном водоохлаждаемом тигле, а также защиты медного тигля от воздействия прямого плазменного потока.

The article describes feasibility of application of a bottom pouring of metal in use of refractory ceramic materials and plasma-arc melting in a copper water-cooled crucible, and also protection of copper crucible from the action of direct plasma flow.

Ключевые слова: оgneупоры; плазменно-дуговая плавка; гарнисаж; медный водоохлаждаемый тигель; аморфные и микрокристаллические металлы

В современной металлургии существует множество способов разливки сталей и специальных сплавов, одним из которых является донный слив. К основным недостаткам этого способа следует отнести применение затворного устройства, значительно усложняющего конструкцию и эксплуатацию печи. Преимущество донного слива по сравнению, например, с разливкой с наклоном емкости или с промежуточной емкостью, заключается в разливке металла из центра жидкой ванны, что способствует снижению содержания неметаллических включений в отливке, т. к. при переливе металла через край плавильной емкости возможно запутывание некоторого количества шлака и оксидных плен в жидком металле, приводящее к неоднородности слитков и разного типа дефектам.

В настоящей работе донную разливку металла на барабан-холодильник применили для получения тонких лент с аморфной и микрокристаллической структурой (метод спиннингования) с целью умень-

шения расстояния от расплава до барабана-холодильника до минимального. Такая технологическая схема позволяет исключить образование кристаллических зародышей в расплаве и улучшить условия аморфизации. Расположение разливочного сопла в нижней части жидкой ванны обеспечивает непрерывность подачи расплава под избыточным давлением газа и собственной силы тяжести и, следовательно, неразрывность потока. Толщина ленты, а также свойства продукции во многом зависят от жесткости конструкции и величины зазора между разливочным соплом и барабаном-холодильником [1]. Собственно процесс спиннингования заключается в расплавлении металла, «продавливании» его под избыточным давлением инертного газа через формообразующую щель на барабан-холодильник и сверхбыстрой закалке. В мировой практике [2, 3] для получения такого типа продукции применяют тонкостенную ампулу из оgneупорной керамики, чаще всего кварца, помещенную в электромагнитное поле индуктора.

Материалы, с которыми соприкасаются жидкие металлы в плавильной емкости, можно разделить на оксидные, карбидные и металлические.



Таблица 1. Свойства некоторых оксидных материалов, используемых в плавильных емкостях

Параметр	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃	CaO	Cr ₂ O ₃	ZrO ₂	3Al ₂ O ₃ + 2SiO ₂
T _{пл.} , °C	1730	2800	2050	2980	2440	2700	1830
T _{разм.} , °C	1400	2000	1950	2400	2000	2500	1750
ρ, кг/м ³	2,30	3,60	3,90	3,32	5,21	5,60	3,16
λ _{100 °C} , Вт/(м·К)	0,0038	0,0860	0,0540	0,3640	—	0,0046	0,0129
KЛTP _{25...1000 °C} · 10 ⁻⁶ , °C ⁻¹	13,9	11,4	8,0	13,9	—	7,2...8,1	5,5

Взаимодействие с оксидными материалами. Эти материалы (табл. 1) могут состоять из чистых тугоплавких оксидов или смеси оксидов. Основным критерием выбора того или иного огнеупора является его температура плавления и размягчения, причем, у огнеупоров, состоящих из нескольких компонентов, эти температуры ниже, чем у чистых оксидов. С температурой плавления связана полная потеря прочности материала, с температурой размягчения — возникновение деформации формы при напряжении 0,2 МПа. Как показывает практика, температура размягчения огнеупорной керамики является одним из главных критериев при выборе обрабатываемых сплавов. При работе огнеупоров на предельных температурах нарушается жесткость конструкции, а на заключительном этапе спиннингования, когда в разогретую ампулу резко подается избыточное давление газа, это может привести к ее разрыву. При высоких температурах увеличиваются также габаритные размеры ампулы из-за суммарного коэффициента линейного температурного расширения (КЛТР), что нарушает тонкие настройки процесса и делает слив плохо контролируемым. Повысить жесткость конструкции можно за счет увеличения толщины стенок ампулы, но это в зависимости от магнитной проницаемости материала повышает энергозатраты. Оксидные материалы обладают довольно низкой теплопроводностью, и быстрый нагрев металла в электромагнитном поле индуктора приводит к расширению внутренней поверхности без изменения внешних размеров и, как следствие, к растрескиванию и разрушению ампулы.

Недостаточная огнеупорность материала является одной из причин механического разрушения футеровки и загрязнения расплава крупными инондными частицами неметаллических включений, которые в данном случае называют экзогенными, подчеркивая их внешнее по отношению к расплаву происхождение.

При использовании огнеупорных материалов сталкиваются с такими не менее важными проблемами, как их реакционная способность и образование неметаллических включений в расплаве. К наиболее опасным относится взаимодействие металлических расплавов с оксидными огнеупорными материалами по реакции $\text{Me} + \text{RO} = \text{MeO} + \text{R}$. Восстановленный элемент растворяется в металлическом расплаве и загрязняет его. Образующийся оксид

металла может растворяться в расплаве, оставаться в свободном виде или же образовывать сплав с огнеупорным оксидом. Подобное взаимодействие имеет место при попытке плавить магниевые сплавы на оксидной футеровке, содержащей оксид кремния SiO₂. В результате, как известно, разрушается футеровка и загрязняется расплав.

Большую роль во взаимодействии расплавов с огнеупорными материалами играет явление смачивания, которое обычно предшествует химическому взаимодействию. Чистые металлы при отсутствии химического взаимодействия с огнеупорными оксидами смачивают их плохо. Химическое взаимодействие расплава с футеровкой и смачивание ее расплавом вызывают так называемую металлизацию футеровки. Это явление заключается в том, что, если расплав химически не реагирует с футеровкой, металлизация происходит только за счет пропитывания пористой футеровки расплавом. Внешне это выражается в том, что прилежащий к расплаву слой футеровки меняет свой цвет и значительно возрастает его физическая плотность. Если между расплавом и оксидной футеровкой возможна химическая реакция, межфазная энергия снижается до нуля, соответственно уменьшается поверхностное натяжение и происходит самопроизвольное втягивание расплава в поры.

Взаимодействие металлического расплава с оксидной футеровкой может сопровождаться и таким явлением, как разъедание футеровки, которое объясняется появлением жидкого сплава оксида металла MeO с оксидом футеровки RO. Появление такого жидкого сплава возможно, если в системе MeO-RO имеется область легкоплавких составов, а плавка ведется при температурах, превышающих их точки плавления. Для предупреждения разъедания футеровки необходимо подбирать такой материал для плавильной емкости, чтобы температура плавки была значительно ниже не только точек плавления оксидов огнеупорного материала, но и возможных эвтектических температур в системах MeO-RO.

Взаимодействие с графитовыми, карбидными и металлическими материалами. Графит сам по себе работоспособен при температуре до 2500 °C, однако на воздухе, начиная с 600...700 °C, он очень быстро сгорает, а в вакууме испаряется при температуре выше 2200 °C. Главная особенность графитовых материалов состоит в возможном растворении углерода в металлических расплавах. Графитовые огне-



Таблица 2. Свойства некоторых карбидных материалов, используемых для футеровки

Параметры	TiC	ZrC	SiC	NbC	B ₄ C
T _{пл} , °C	3257	3530	2205	3613	2450
ρ, кг/м ³	4,93	6,72	3,20	7,56	2,50
λ ₁₀₀ · c, Вт/(м·К)	0,041	0,049	0,019	0,034	0,07...0,20
KЛTP _{25...1000} · 10 ⁻⁶ , °C ⁻¹	7,95	7,01	4,74	7,21	4,50

упоры вполне пригодны для плавки легкоплавких металлов, включая медь и ее сплавы, однако для долговременной работы необходимо защищать их от окисления начиная с 600 °C.

Карбиды переходных металлов (табл. 2) относятся к классу металлонодобных тугоплавких соединений, являются классическими представителями группы фаз внедрения, в которых атомы углерода помещаются в пустотах между атомами металлов, плотно упакованными в решетки с кубической или гексагональной симметрией. Они обладают высокими температурами плавления, металлической проводимостью, низкой скоростью испарения при высоких температурах, но на воздухе и в других окислительных газовых средах легко разрушаются при температуре выше 500...600 °C. Карборундовые материалы состоят на более чем 80 % из карборунда — карбида кремния SiC, остальной состав — связка из тугоплавких оксидов. Эти материалы достаточно огнеупорные (выше 1800 °C), химически стойкие (в атмосфере воздуха до 2000 °C включительно), они слабо смачиваются и трудно взаимодействуют с жидкими металлами.

Из металлических материалов, используемых для изготовления плавильных емкостей, широко применяют только сталь и чугун. Понятно, что плавильные тигли из этих материалов можно использовать лишь для литья металлов и сплавов с температурой плавления, соизмеримой с температурой плавления железа. Одновременно необходимо считаться и с возможностью растворения железа в расплаве, сведения о котором можно получить из диаграмм состояния систем железо—расплавляемый металл.

Плавка в гарнисажном тигле. Проблема прямой окислительно-восстановительной реакции между расплавленным металлом и огнеупорной футеровкой становится практически неразрешимой в случае применения тугоплавких металлов, начиная с титана. Все тугоплавкие металлы IV–VI групп периодической системы настолько активны по отношению к кислороду, что никакие огнеупорные оксиды не выдерживают воздействия их расплавов.

Высокая активность в сочетании с большой тугоплавкостью этих металлов вынуждает обращаться к особому способу плавки с применением водоохлаждаемых плавильных тиглей, играющих одновременно роль изложниц-кристаллизаторов, и к таким мощным источникам нагрева, как плазменно-дуговой и электронно-лучевой. В таких плавильных ус-

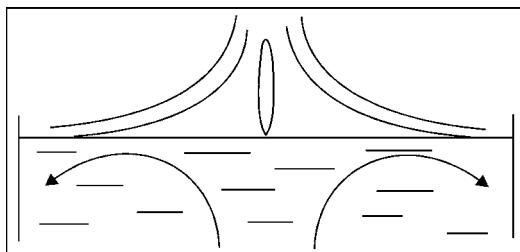


Рис. 1. Перемешивание ванны жидкого металла при плазменно-дуговой плавке

тановках огнеупорные материалы отсутствуют. Расплав контактирует с твердой коркой, нарастающей на металлической поверхности, охлаждаемой с противоположной стороны водой. Рабочие стенки кристаллизаторов выполняют обычно из меди. Благодаря водяному охлаждению медная стенка на рабочей поверхности нагревается до 300...400 °C, поэтому металлический расплав, соприкасаясь с такой «холодной» стенкой, сразу затвердевает, образуя так называемый гарнисаж. Плавка ведется без прямого соприкосновения расплава с медной рубашкой [4].

В нашем случае при плавке в медном водоохлаждаемом тигле не удалось полностью избежать взаимодействия расплава с огнеупорами, т. к. слив осуществляется через сменное керамическое сопло. Однако применение огнеупорной керамики в таком исполнении позволило значительно сократить площадь контакта расплава с огнеупором, сохранив при этом жесткость конструкции. Минимальный размер стенки сопла (5 мм) дал возможность снизить также общее линейное расширение при нагреве. Применение плазменно-дугового источника нагрева позволяет проводить плавку в защитной атмосфере инертного газа и одновременно рафинировать расплав от неметаллических включений.

Огнеупорный материал для изготовления вставки-сопла подбирается из условий его термостойкости и степени реакционного взаимодействия с расплавом. В идеальном случае расплавленный металл не должен смачивать керамику и образовывать с ней химические соединения, но поскольку обрабатываемые сплавы имеют сложные составы и керамики состоят из нескольких огнеупорных соединений, это практически невозможно.

Различного рода взаимодействия между расплавом и соплом приводят к размыванию щели. Вследствие этого изменяется форма, количество истекающего расплавленного металла и, следовательно, появляются дефекты формы ленты типа неровностей поверхности и кромок, застывания капель, разнотолщинности как по ширине, так и по длине.

Нагрев металла сверху мощным источником вызывает в ванне естественные конвективные потоки, отводящие от ее поверхности нагретые массы и подводящие более холодные из глубинных слоев. Водоохлаждаемый тигель и динамический напор газа еще больше способствуют образованию макропотов в расплаве, которые и определяют форму ванны (рис. 1), поэтому тигель стараются делать большого

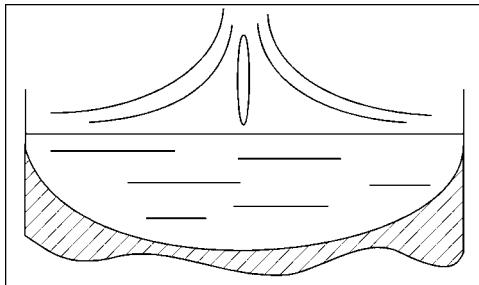


Рис. 2. Неполное проплавление металла по вертикальной оси

диаметра, чтобы увеличить площадь возможного контакта плазменного факела с ванной расплавленного металла.

Влияние объема тигля на коэффициент слива жидкого металла (отношение массы слитого металла к массе всего расплавленного металла) при оптимальной удельной тепловой мощности достаточно подробно рассмотрено в работе [5]. Для поддержания оптимального объема жидкого металла и обеспечения требуемого его перегрева коэффициент формы тигля, который определяется как отношение глубины тигля к его диаметру, был выбран равным 0,2...0,4. Данное устройство дало возможность получать чистый металл, поддерживать стабильный зазор между срезом сопла и поверхностью барабана-холодильника при накоплении значительных объемов жидкого металла, а также постоянную скорость истечения металла. Чрезмерное увеличение поперечных размеров тигля приведет к замораживанию металла возле стенок тигля или вообще к невозможности расплавить металл, соприкасающийся с холодными стенками.

Передача тепловой энергии в жидкому металлу осуществляется сверху вниз с большой площади, поэтому ванна расплавленного металла получается мелкой относительно ширины. Следовательно, нецелесообразно делать и тигель глубоким, иначе образуется твердая корка металла на дне ванны и слив металла через донную часть станет невозможным (рис. 2). Чтобы повысить коэффициент слива, тигель делают также в форме предполагаемой ванны с закругленным дном (рис. 3), что дает более равномерное распределение температуры и полное расплавление металла.

С другой стороны, такой мощный источник нагрева, как плазменно-дуговой, может стать причиной оплавления самого медного тигля при полном сливе расплава. В дальнейшем это приведет к загрязнению расплавленного металла медью и к

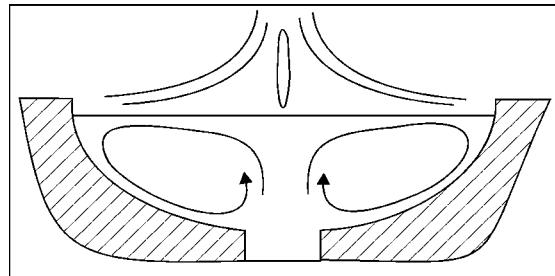


Рис. 3. Округлая форма гарнисажного тигля

необходимости замены тигля. В противном случае при последующем использовании такого тигля и многократных оплавлениях рабочей поверхности может произойти прожог каналов водоохлаждения и авария.

Существует один, и очень простой, способ защиты тигля — частичный слив металла, при котором дуга горит на расплавленный металл, не причиняя вреда тиглю. Но для плавки и разливки небольших объемов металла, когда слив длится несколько секунд, довольно трудно уловить момент, когда надо прекратить слив или отключить плазмotron. Автоматическое отключение источника в тот момент, когда на дне тигля еще остался металл, осуществить достаточно сложно из-за незначительного изменения энергетических параметров и скротечности процесса слива, поэтому отключение приходится выполнять вручную, что может привести к аварии.

Мы выбрали другое решение этой проблемы — дно тигля было выполнено плоским (рис. 4). Это привело к частичному замораживанию металла в углах тигля и уменьшению коэффициента слива (рис. 5), но позволило гарантированно оставлять часть неслитого металла и защитить днище тигля. Для жидкотекущих сплавов сливные сопла делают более высокими, в результате чего слив прекращается автоматически, когда уровень расплава опустится до сопла (рис. 6), и тем самым полностью защищается дно тигля.

Таким образом, использование керамических материалов в качестве плавильных емкостей сопряжено с рядом трудностей, которых можно избежать при плазменно-дуговой плавке. Применение плазменно-дугового нагрева и холодного тигля обеспечивает полный прогрев металла и стабильный слив, а также позволяет рафинировать металл от неметаллических включений в контролируемой атмосфере. Проблемы, связанные с плазменно-дуговой плавкой и защитой плавильного тигля, достаточно просто решаются путем выбора оптимальных геометрических размеров тигля, которые делают донную разливку контролируемой и безопасной.

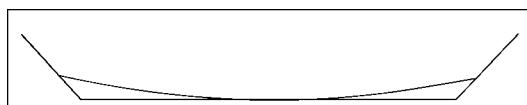


Рис. 4. Оптимальное сечение водоохлаждаемого тигля при плазменно-дуговой гарнисажной плавке с донным сливе

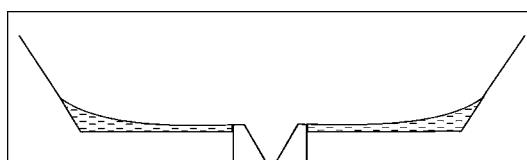
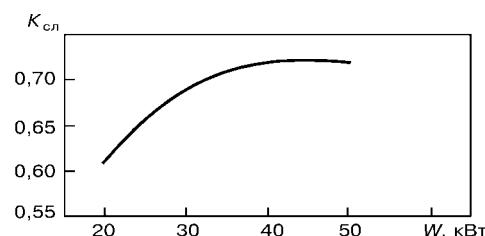


Рис. 5. Способ защиты дна тигля от оплавления путем равномерного распределения неслившегося металла

Рис. 6. Зависимость коэффициента слива K_{cpl} от мощности плазмotronа W для сплава 10НСР

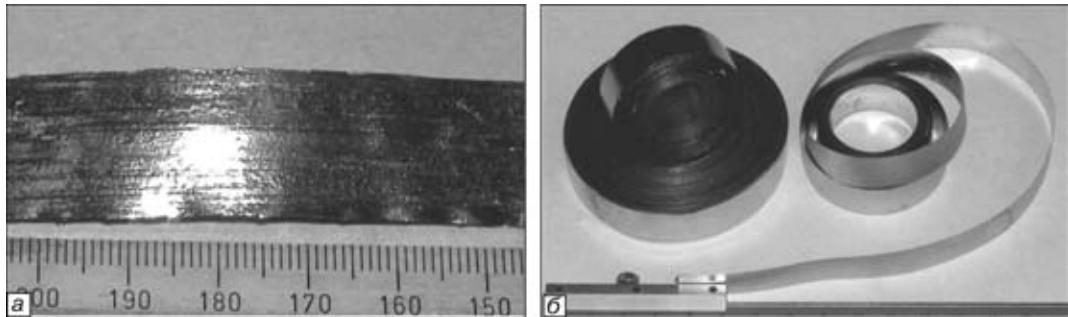


Рис. 7. Внешний вид лент, полученных из сплавов 10НСР (а) и ПН-88 (б)

В основе получения качественных лент, проволок, чешуек лежит точное представление и понимание процесса плавки, знание физико-химических свойств металла и материала сопла. Определяющими факторами, как правило, являются литейные свойства обрабатываемого сплава: температура плавления, жидкотекучесть и склонность к пленообразованию. Немаловажными параметрами являются также смачиваемость керамики расплавом и протекающие при этом физические и химические процессы. От этих характеристик металла зависят и все остальные технологические параметры плавки и слива: ширина щели, высота зазора, число оборотов барабана, избыточное давление в камере при сливе и другие.

Основной областью применения аморфных и микрокристаллических лент является производство труднодеформируемых хрупких припоев, которые сложно получать в виде прокатной продукции обычными методами обработки давлением, поэтому для пайки их используют в виде порошков или достаточно крупных отливок. Методы сверхбыстрой заливки позволяют решить сразу четыре важные проблемы: производство удобных для применения в процессе пайки лент и проволок; фиксация различных пропорций компонентов и сохранение неравновесного состава в твердом состоянии; равномерное распределение легирующих компонентов по всему сечению ленты; получение аморфной

структурой, необходимой для повышения качества паяных соединений.

Технология плазменно-дуговой гарнисажной плавки с донным сливом позволяет получать аморфные и микрокристаллические ленты с довольно широкой номенклатурой составов. В качестве примера на рис. 7 представлены ленты, полученные из сплава 10НСР и хрупкого припоя на никелевой основе ПН-88 толщиной 50...60 мкм и шириной 15 мм.

1. *Плазменно-дуговая установка для производства ленты из аморфных материалов* / Г. Ф. Торхов, В. К. Грановский, Н. В. Рейда и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1990. — № 2. — С. 78–80.
2. *Rapid solidification techniques applied to the preparation of shape memory alloys* / P. Qchin, A. Dezellus, Ph. Plaindoux et al. // Металлофизика и новейшие технологии: Спец. выпуск. — 2001. — Т. 23. — С. 83–92.
3. *Получение аморфных и нанокристаллических материалов с применением плазменно-дугового нагрева* / М. Л. Жадкевич, В. А. Шаповалов, Г. Ф. Торхов и др. // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 29–35.
4. *Производство отливок из сплавов цветных металлов* / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин, Е. Л. Бибиков. — М.: Металлургия, 1986. — 416 с.
5. *Демченко В. Ф., Грановский В. К., Тарасевич Н. И. Исследование процесса формирования ванны жидкого металла при плазменно-дуговой гарнисажной плавке с помощью ЭВМ* // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1980. — № 12. — С. 96–100.

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

Поступила 29.06.2004

Международная конференция «ДОСТИЖЕНИЯ В ОБЛАСТИ ПРОЦЕССОВ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ»

Швеция, г. Стокгольм, 7–10 июня 2005 г.

Организаторы

Королевский технологический институт, Европейское общество по материалам,
Шведское общество по материалам

Тематика

- Процессы кристаллизации неметаллов и метастабильное затвердевание. Наноматериалы
- Процессы выращивания монокристаллов
- Кинетика кристаллизации и образование микроструктур, включая моделирование
- Моделирование нагрева, жидкых потоков, деформаций и напряжений
- Зависимости между видами обработок, структурой и свойствами. Новейшие процессы, сварка, пайка, соединение композитов, обработка пенопластов, реолитье, измерение свойств
- Кристаллизация при непрерывном литье
- Точное литье компонентов и кристаллизация чугунов, алюминиевых сплавов и других цветных сплавов
- Исследование микрогравитации

Контактные телефоны: +46-8-790 6654; +46-8-790 7984. Факс: +46-8-21 65 57. E-mail: asp@matpr.kth.se

ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ



УДК 669.187.2 -982. 537.56

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРСПЕКТИВНЫХ НАПРАВЛЕНИЙ РАЗРАБОТКИ КОНСТРУКЦИЙ БОЛЬШЕГРУЗНЫХ ПЕЧЕЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ТИТАНОВЫХ ОТЛИВОК

А. Н. Панов

Наиболее целесообразный вариант компоновки гарнисажной печи емкостью 7 т был определен по результатам проведенных исследований. Рассмотрены возможные варианты большегрузных печей и целесообразность их конструктивного исполнения с точки зрения характера плавления расходуемых электродов различного диаметра и тепловых и гидродинамических процессов, протекающих в жидкой ванне тиглей различной емкости.

From results of investigations the most rational variant of design of a skull 7 t capacity furnace was defined. Possible variants of large-tonnage furnaces and rationality of their design from the point of view of nature of melting the different-diameter consumable electrodes and thermal and hydrodynamic processes proceeding in molten pool of crucibles of different capacity were considered.

Ключевые слова: вакуумно-дуговой и плавильно-заливочный агрегат; расходуемый электрод; тигель; расплав; гарнисаж; жидкая ванна; печь

На протяжении более 40 лет в ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей» создаются конструкции вакуумных дуговых плавильно-заливочных агрегатов для изготовления фасонных отливок из сплавов на основе титана для изделий судового машиностроения и энергетики, эксплуатирующихся в условиях длительного воздействия агрессивных сред.

Практика производства уникального крупного литья из титановых сплавов показала, что емкости вводимых в эксплуатацию плавильно-заливочных установок постоянно отставали от потребностей промышленности в единичной массе выплавляемого металла. В последние годы в ЦНИИ КМ «Прометей» проводятся работы по разработке плавильно-заливочных агрегатов нового поколения с расширенными технологическими возможностями, более совершенными по характеристикам протекающих тепловых процессов, а также работы по определению путей создания печей большой емкости на базе имеющегося производственного опыта, накопленного при эксплуатации действующих печей.

Представляемая работа является составной частью этих перспективных исследований. Она была выполнена с целью анализа возможных вариантов большегрузной печи, определения оптимальной емкости и наиболее целесообразного конструктивного исполнения.

Варианты компоновки печей. В настоящее время для производства фасонных отливок из титана и других тугоплавких металлов в отечественной пла-

вильной практике применяются два типа плавильно-заливочных установок, в которых в качестве шихтовых материалов используются расходуемые электроды. По принципу слива металла они разделяются на печи со сливом после прекращения горения дугового разряда и печи с разливкой при горящей на расплав дуге. Такие технические и технологические преимущества печей со сливом «без разрыва дуги», как возможность активного воздействия на перегрев сливаляемого расплава, относительно небольшая высота, низкая металлоемкость, надежность и безопасность в работе и простота в обслуживании, дают основания считать, что при создании новых конструкций гарнисажных плавильно-заливочных агрегатов базовым будет способ слива расплава при горящей дуге.

Наиболее широкое распространение в промышленности получила традиционная однотигельная схема, на основе которой создано многообразие плавильно-заливочных установок, различающихся как по емкости, так и по способу слива металла. Двухтигельная схема была реализована в конструкции крупнейшей на сегодняшний день печи «Нева-5». Возможностям создания печей по многотигельной (более двух) схеме до настоящего времени не уделялось достаточно внимания, хотя получение заданной массы расплава может быть обеспечено при применении как одного, так и нескольких тигельных узлов, производящих в сумме требуемое для заливки формы количество металла.

Поэтому в качестве возможной компоновки большегрузной печи нами приняты к рассмотрению 1-, 2-, 3- и 4-тигельный варианты. Возможности увеличения количества тиглей свыше четырех не рассматри-

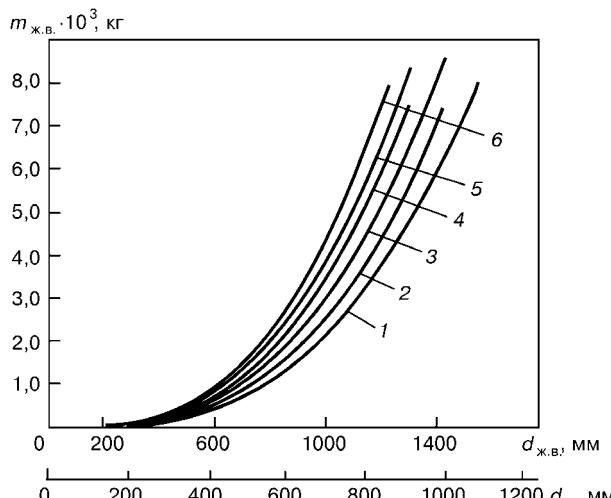


Рис. 1. Зависимость массы жидкой ванны от ее диаметра при соотношении $d_s/d_{ж.в.} = 0,7$ и глубине жидкой ванны $h = 0,5d_{ж.в.}$ (1), $0,6d_{ж.в.}$ (2), $0,7d_{ж.в.}$ (3), $0,8d_{ж.в.}$ (4), $0,9d_{ж.в.}$ (5), $1,0d_{ж.в.}$ (6)

ривались ввиду конструктивной сложности установки агрегатов механизма поворота тигля.

Для определения емкости печи был выполнен расчет массы расплава при различной глубине жидкой ванны с учетом существующих мощностей заготовительного литья: расходуемых электродов диаметром 100...600 мм и слитков первого переплава диаметром 600...1200 мм, которые также могут быть использованы в качестве электродов (рис. 1).

Практика эксплуатации печи «Нева-4» показала, что реальная глубина жидкой ванны может значительно превышать рекомендуемую ($h_{ж.в.} = 0,5d_{ж.в.}$) [1] и достигать 0,8 ее диаметра, поэтому, исходя из полученных результатов, можно сказать, что при $h_{ж.в.} = 0,8d_{ж.в.}$ масса жидкой ванны составит 7476 кг при применении одного расходуемого электрода диаметром 1000 мм, 7652 кг при применении двух электродов диаметром 800 мм, 7368 кг при использовании трех электродов диаметром 690 мм и 8216 кг при сплавлении четырех электродов диаметром 650 мм. Таким образом, представляется теоретически возможным создание гарнисажной печи, обеспечивающей получение жидкой ванны суммарной емкостью около 7 т.

Для выбора оптимального варианта конструкции необходимо рассмотреть технические, теплотехнические и экономические факторы каждого из перечисленных выше вариантов.

Исследование характера плавления расходуемых электродов различного диаметра. Изучение характера тепловых процессов было проведено для электродов диаметром 600...1200 мм, которые раньше редко использовали или вообще не использовали в практике изготовления литья. Исследования проводили с помощью аналитических методов анализа тепловых процессов, позволяющих прогнозировать их развитие в электродах и ваннах с увеличением масштабного фактора на основании результатов, полученных при выполнении плавок в печах меньшей емкости. Соотношение диаметра электрода и ванны принималось обычным для гарнисажной плавки — 0,7.

Расчеты выполняли для заключительного этапа плавления, когда процессы теплонаправления переходят

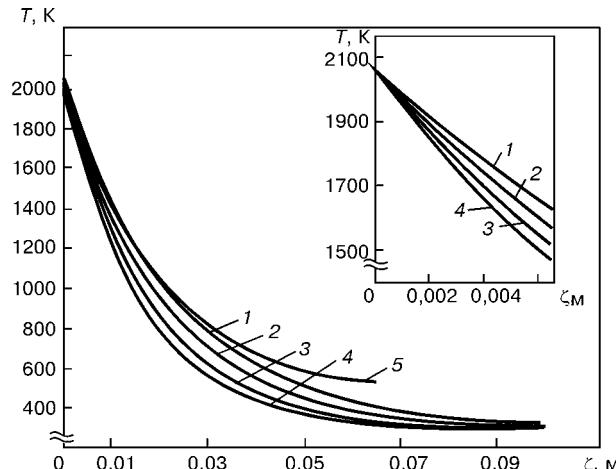


Рис. 2. Температурное поле электрода при различных линейных скоростях плавления: 1,2 (1), 1,4 (2), 1,6 (3), 1,8 (4) м/ч; 5 — данные [1]

дят в квазистационарное состояние, что позволяет использовать формулы, применяемые для стационарного состояния. Определение аксиального температурного поля расходуемого электрода в уставновившемся режиме проводили по формуле академика Рыкалева [1, 2]:

$$T - T_0 = (T_{top} - T_0) e^{-\frac{v \zeta}{a_m}},$$

где T_0 — начальная температура; T_{top} — температура поверхности плавящегося торца; v — линейная скорость плавления; ζ — координата сечения, отсчитываемая от плавящегося торца; a_m — коэффициент температуропроводности.

Были рассчитаны тепловые поля расходуемых электродов больших диаметров при линейных скоростях плавления 1,2...1,8 м/ч, используемых при гарнисажной плавке. Установлено, что характер картин температурных полей электродов разных геометрических размеров идентичен и не зависит от времени (рис. 2). На торце плавящегося электрода имеется тонкий слой расплавленного металла толщиной 1,0...1,5 мм, из которого образуются капли, перегреваемые несколько выше ликвидуса в процессе формирования. Когда масса капли превышает силы поверхностного натяжения, она отрывается и, пролетая зону дугового разряда, падает на зеркало жидкой ванны. Основной температурный перепад наблюдается на участке протяженностью 60 мм, на глубине около 100 мм он достигает примерно 400 К. Причем, с увеличением линейной скорости плавления происходит более резкое снижение температуры по длине рассматриваемого участка электрода и уменьшение толщины слоя расплава на разогретом торце. Таким образом, была определена приблизительная толщина слоя расплава на оплавляемом торце, а также установлена длина огарка, необходимая для предупреждения нагрева державки, и, следовательно, полезная длина расходуемого электрода для проведения плавки.

Исследование тепловых и гидродинамических процессов в жидкой ванне гарнисажных тиглей различной емкости. Исследования гидродинамических процессов проводятся на различных моделях из-за



невозможности визуального наблюдения за их протеканием, а также использования термопар для замера температур.

Длительное время считалось, что передача тепла в объеме ванны вследствие разности температур происходит путем конвективного переноса от поверхности зеркала вдоль бокового гарнисажа вниз к донному. При этом повышение интенсивности гидродинамических процессов и теплопередачи можно было добиться за счет наведения на ванну магнитного поля соленоида, в результате чего происходит раскручивание ванны под действием центробежных сил и интенсивный подвод горячего расплава из центральной (подэлектродной) зоны зеркала к боковому гарнисажу. На основании этого считалось также, что наиболее высокую температуру имеет металл на зеркале, а наиболее низкую, близкую к температуре плавления, — на дне жидкой ванны [3].

Позднее в литературе появились сообщения о наличии в объеме ванны теплового ядра, окруженного тепловым пограничным слоем [1]. В них движение металла в ванне гарнисажного тигля характеризуется как турбулентное, сопровождающееся интенсивным перемешиванием расплава в горизонтальной и вертикальной плоскостях, однако не указываются факторы, определяющие развитие процессов по этой схеме.

Для создания объективной картины гидродинамики жидкой ванны и протекания в ней процессов теплопередачи были проанализированы результаты изучения влияния протекания тока через ванну расплава и возмущающего фактора магнитных масс на характер движения жидкости, выполненного в Институте электросварки им. Е. О. Патона на моделях, где в качестве рабочей жидкости использовалась ртуть [4]. В ЦНИИ КМ «Прометей» методом гидромоделирования были проведены исследования характера развития гидродинамических процессов в объеме жидкой ванны при падении на ее поверхность струи расплавленного металла, а также прямые наблюдения за процессами на поверхности ванны при плавке и изучены косвенные данные по результатам плавок и состоянию гарнисажа.

Проведенный анализ дает основания предложить для рассмотрения следующую схему развития гидродинамических процессов, обусловливающих тепловые процессы в ванне расплава и процессы теплопередачи к гарнисажу (рис. 3).

Определяющим фактором гидродинамики ванны является поток расплава, падающий в виде капельного дождя с торца расходуемого электрода на зеркало. Это образует в объеме ванны столб наиболее горячего металла (тепловое ядро), равный по диаметру расходуемому электроду и окруженный тепловым пограничным слоем расплава, в котором движение расплава происходит со значительно меньшей интенсивностью. Глубина прошивки ванны определяется силой давления струи расплава на зеркале и зависит от линейной скорости плавления электрода. При плавлении с повышенной скоростью на начальном этапе плавки головная часть теплового ядра может достигать дна ванны и вызывать под-

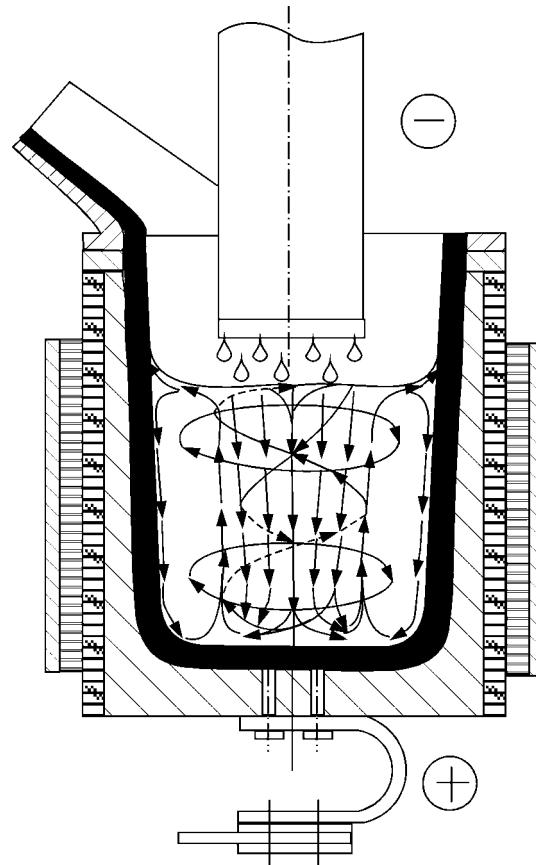


Рис. 3. Предлагаемая схема развития гидродинамических процессов в гарнисажном тигле с соленоидом

плавление гарнисажа. К этому также может привести увеличение линейной скорости плавления выше оптимальных значений в ходе плавки. При нормальных режимах головная часть теплового ядра не соприкасается с донным гарнисажем, а отделяется от него переходным слоем.

Вторым фактором, усиливающим давление на расплав и способствующим образованию теплового ядра, является протекание тока через ванну от зеркала ко дну. В районе головной части теплового ядра расплав противотоком поднимается вдоль поверхности ядра к зеркалу, далее конвекцией отводится к боковому гарнисажу и, постепенно охлаждаясь, опускается ко дну тигля, где захватывается потоком металла, поднимающимся противотоком по поверхности ядра. Таким образом, тепловое ядро в течение плавки сохраняет свою форму, изменяя только свое положение по высоте, и слабо перемещивается с остальной частью расплава, сосредоточенной в переходной зоне, что способствует сохранению перегрева. Определяющим фактором теплотвода к гарнисажу является тепловой пограничный слой, расположенный между восходящим потоком и гарнисажем.

Наложение на ванну магнитного поля соленоида приводит к вращению расплава под действием центробежных сил. Поверхность зеркала жидкой ванны приобретает вогнутость из-за повышения уровня расплава в зоне бокового гарнисажа и его понижения в осевой зоне тигля, и образуется область пониженного давления. Это способствует еще более глубокому проникновению перегретого металла

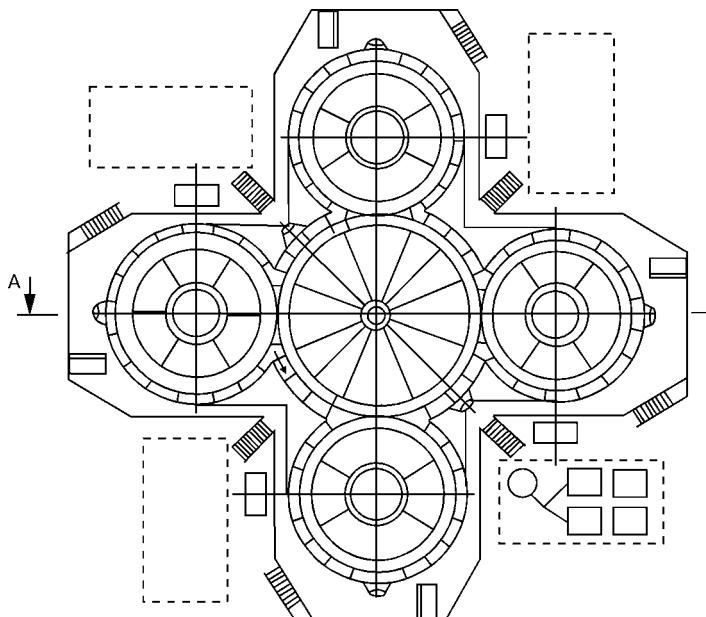


Рис. 4. Принципиальная схема 4-тигельной большегрузной печи

в слои жидкой ванны, и верхняя часть теплового ядра принимает форму усеченного конуса. В ходе исследований было выдвинуто предположение, что под влиянием магнитного поля соленоида направления движения расплава в тепловом ядре, в противотоке, а также циркуляция в круговом контуре образуют винтовые линии.

Таким образом, магнитное поле соленоида усиливает интенсивность гидродинамических процессов, но его вклад в их развитие не является решающим из-за кратковременности вращения расплава в одном направлении. Первоочередными факторами, обусловливающими развитие гидродинамических и тепловых процессов, являются давление потока расплава, падающего с торца расходуемого электрода на зеркало, и протекание через ванну постоянного тока.

Наличие теплового ядра по всей высоте ванны, в котором сосредоточен основной перегрев, и теплового пограничного слоя с более низкой температурой объясняет, почему теплоотвод от ванны к гарнисажу является равномерным по высоте и будет определяться теплоотводом от пограничного слоя. Это позволяет сделать предположение, что при плавке на одинаковых линейных скоростях удельные тепловые нагрузки на гарнисаж в крупногабаритных ваннах почти не будут отличаться от нагрузок при плавке в малых печах.

Предложенная схема развития гидродинамических и тепловых процессов показывает принципиальное сходство процессов, происходящих в жидких ваннах больших и малых гарнисажных тиглей, доказывает возможность получения жидких ванн, сопоставимых по глубине с диаметром, и объясняет различия в конструкции промышленных плавильных тиглей.

Определение наиболее целесообразного варианта компоновки печи. Анализ рассматриваемых вариантов компоновки показывает, что, во-первых, соз-

дание печи по 1- и 2-тигельной схеме потребует использования дефицитных сверхмощных источников тока, обеспечивающих плавление расходуемых электродов диаметром около 1000 и 800 мм и поддержание жидкой ванны соответствующих размеров.

Во-вторых, накопление необходимой массы жидкого титана должно производиться в водоохлаждаемых тиглях емкостью 7 или 3,5 т (2-тигельный вариант), ранее не используемых в практике гарнисажной плавки, поэтому для реализации этих вариантов требуется создание и освоение технологии производства тиглей большой емкости, которые промышленностью не выпускаются, а также проведение научно-исследовательских работ по разработке оптимальных энерговременных режимов.

В-третьих, для 3-тигельной схемы печи также потребуются разработки конструкции тигля большой емкости, что менее предпочтительно с точки зрения симметрии расположения тигельных узлов.

Итак, из рассматриваемых вариантов наиболее целесообразным представляется выполнение печи по 4-тигельной схеме с расположением тиглей под углом 90° относительно друг друга по периметру заливочной камеры, установленной в центре (рис. 4). Это позволит использовать в конструкции основной состав комплектующего оборудования, проверенного за время эксплуатации гарнисажной печи «Нева-5» и выпускавшегося промышленностью: графитовые тигли, источники тока дуги, узлы вакуумной системы и расходуемые электроды диаметром 600...650 мм.

Использование отработанных узлов, а также уникального опыта многомонтажных и сверхпроектных плавок на печи «Нева-5» сократит время изготовления, монтажа и освоения печи. Расширению технологических возможностей получения литья будет способствовать одновременное накопление расплава в четырех тиглях. Таким образом, значительно снижаются материальные и финансовые затраты при сооружении печи и сократится период доводки при выводе технологически гибкой гарнисажной печи на проектную мощность.

1. Волохонский Л. А. Вакуумные дуговые печи. — М.: Энергоатомиздат, 1985.
2. Волохонский Л. А., Полин И. В., Новицкий Г. С. Тепловые процессы и энергетический баланс расходуемого электрода при вакуумной дуговой плавке в гарнисаже // Вакуумная дуговая плавка металлов и сплавов. — М.: ВИЛС, 1965. — Вып. 3.
3. Бибиков Е. Л., Глазунов С. Г. и др. Титановые сплавы. Производство фасонных отливок из титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1983.
4. Исследование магнитогидродинамических явлений в шлаковой ванне при ЭШП / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Ю. Г. Емельяненко и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1982. — Вып. 17. — С. 3–8.

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург

Поступила 03.06.2004



УДК 669.154:5391:541.123.28:546

О ВЛИЯНИИ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В РАСПЛАВАХ НА РАСТВОРИМОСТЬ В НИХ ГАЗОВ И УГЛЕРОДА

Часть II. Растворимость водорода и кислорода. Общие выводы

Э. В. Приходько, В. Ф. Мороз

На модели металлических расплавов с ОЦК-подобной структурой изучена растворимость углерода, водорода, азота, кислорода и других газов в металлических и солевых растворах. Установлены тесные корреляционные связи растворимости с интегральными параметрами межатомного взаимодействия, которые позволяют на численном уровне проводить прогнозную оценку растворимости газов и углерода в металлических и солевых расплавах различного состава.

Using models of metal melts with BCC-like structure, the solubility of carbon, hydrogen, nitrogen, oxygen and other gases in metal and salt solutions was studied. Close correlation relations of solubility with integral parameters of interatomic interaction were established which allow numerical prediction of solubility of gases and carbon in metal and salt melts of different composition.

Ключевые слова: сольватация; растворимость; химический эквивалент состава; эффективные заряды; физико-химическое моделирование

Особое место в выполненной нами работе занимают результаты исследования процессов межатомного взаимодействия с участием водорода. Из анализа обширной литературной информации, имеющей к этой проблеме прямое или косвенное отношение, следует вывод (и он давно сделан в работах [1–4]), что описание процессов межатомного взаимодействия в водородсодержащих фазах относится к числу труднейших физико-химических задач, решение которых имеет важное научное и практическое значение для многих областей науки и техники. Вместе с тем, следует признать абсолютно справедливым тезис, что объяснение на численном уровне закономерностей и результатов взаимодействия водорода с другими элементами при образовании простых соединений является первым необходимым этапом в изучении всего комплекса вопросов, связанных с межатомным взаимодействием элементов друг с другом. Эта часть проблемы выходит далеко за рамки частного вопроса о взаимодействии некоторых газов с металлическими и шлаковыми расплавами.

Учитывая вышеизложенное и накопленный нами положительный опыт описания влияния элек-

тронного строения на структуру и свойства молекулярных и кристаллических соединений [5], многокомпонентных металлических [6, 7] и солевых [8, 9] систем в твердом и расплавленном состоянии, основной задачей проводимого исследования мы считали разработку методики численных расчетов различных характеристик межатомного взаимодействия с участием водорода и адаптацию этой методики на примере анализа различных свойств разных материалов.

В качестве рабочей мы приняли гипотезу, что все виды взаимодействия водорода с элементами периодической системы, а также их соединениями и сплавами должны подчиняться единому закону, общему для взаимодействия любых сочетаний компонентов как при наличии водорода, так и его отсутствии.

Расчет параметров межатомного взаимодействия водорода с другими элементами возможен при наличии подгоночных параметров R_{ii}^0 и $\operatorname{tg} \alpha_i$ в уравнении

$$\lg R_{ii}^z = \lg R_{ii}^0 + Z \operatorname{tg} \alpha_i, \quad (1)$$

связывающем эффективный радиус с эффективным зарядом водорода.



Таблица 1. Модельные параметры электронной структуры некоторых гидридов

Соединение	$d \cdot 10^{-1}$, нм	Z^Y , е	$\operatorname{tg} \alpha$	Соединение	$d \cdot 10^{-1}$, нм	Z^Y , е	$\operatorname{tg} \alpha$
BH	1,8826	0,5630	0,299	OH ₂	1,5502	0,6179	0,3120
AlH	2,6006	0,6600	0,278	CH ₃	1,2280	0,5771	0,3295
InH	2,8388	0,8641	0,253	NH ₃	1,3987	0,5533	0,3325
SiH ₂	1,7210	0,7977	0,297	PH ₃	1,8520	0,6754	0,3238
AsH ₂	2,0827	0,8523	0,2945	SbH ₃	2,2770	0,8051	0,3185

Выбор численных значений этих параметров осуществлялся методом последовательных приближений и состоял в расчетах при различных сочетаниях их численных значений интегральных модельных параметров Z^Y , d и $\operatorname{tg} \alpha$, а также зарядов реагентов для молекулярных гидридов разной стехиометрии с последующим анализом влияния этих параметров (как раздельным, так и в комплексе) на основные свойства соединений.

На основе анализа данных изменения параметров межатомного взаимодействия водорода с другими элементами в гидридах типа ЭН, ЭН₂ и ЭН₃ при изменении $R_{\text{иН}}^0$ от 0,06 до 0,16 нм и $\operatorname{tg} \alpha_{\text{Н}}$ от 0,06 до 0,5 было выбрано следующее сочетание подгоночных параметров: $R_{\text{иН}}^0 = 0,08$ нм и $\operatorname{tg} \alpha_{\text{Н}} = 0,4$. Используя эти параметры, из уравнения (1) получили значения $R_{\text{иН}}^{0+} = 0,0318$ нм, $R_{\text{иН}}^{0-} = 0,201$ нм.

Приведенные в работе [10] наиболее вероятные значения для ковалентного, атомного и ионного радиусов водорода, определенные другими методами, составляют 0,032; 0,0779 и 0,208 нм соответственно, т. е. полученные по уравнению (1) значения $R_{\text{иН}}^{0+}$ и $R_{\text{иН}}^{0-}$ находятся в диапазоне общепринятых.

В табл. 1 в качестве примера приведены результаты расчетов модельных параметров структуры молекулярных соединений водорода разной стехиометрии. Последующий анализ показал, что основные свойства молекул каждой из изоструктурных групп функционально связаны ($r > 0,9$) с сочета-

нием модельных параметров. Так, например, для гидридов типа ЭН₂ эти связи реализуются в виде уравнений:

$$d_{\text{экс}} = 7,26 - 0,024d + Z^Y - 22,1 \operatorname{tg} \alpha; \quad (2)$$

$$\omega_e = 450,3d + 554,6Z^Y + 110000 \operatorname{tg} \alpha - 31745; \quad (3)$$

$$\Delta H = 747,3 - 209d + 670,8Z^Y - 2802 \operatorname{tg} \alpha, \quad (4)$$

где $d_{\text{экс}}$ — межатомное расстояние Э—Н в молекулах, 10^{-1} нм; ω_e — частота колебаний, см^{-1} ; ΔH — энталпия образования, ккал/моль. Аналогичные по форме и уровню точности описательные модели получены при анализе молекул типа ЭН и ЭН₃ [11].

Вместе с тем, следует признать справедливым тезис [8, 9, 12, 13], что объяснение на численном уровне закономерностей и результатов взаимодействия водорода с другими элементами при образовании простых соединений (типа рассмотренных выше гидридов) является лишь первым необходимым этапом в изучении всего комплекса вопросов, связанных с межатомным взаимодействием элементов друг с другом.

Как следует из анализа табл. 2, эффективные заряды как водорода, так и взаимодействующих с ним элементов при данном методе их определения находятся в диапазоне приемлемых (с точки зрения классических представлений теории химических связей) численных значений.

Анализ систематизированных в работе [14] данных об энталпиях образования многочисленной группы гидридов интерметаллидов, получаемых при взаимодействии лантана и циркония с элементами группы железа (Mn, Fe, Co, Ni) и их аналогами (Ru, Rh, Pd), подтвердил работоспособность развитой в работе [15] методики выражения термодинамических свойств сплавов как функции модельных параметров их электронной структуры:

$$\Delta H (\text{ккал/моль}) = 1253,8 - 316,6d - 276,3Z^Y - 73,1\Delta d + 325,8\Delta Z^Y \quad (r = 0,97). \quad (5)$$

При этом сорбционная емкость этих материалов по отношению к водороду описывается [16] уравнением

$$H/AB = 26,52d - 0,553Z^Y + 42,35 \operatorname{tg} \alpha - 81,98, \quad (6)$$

где H/AB — число атомов водорода на формульную единицу интерметаллида.

С аналогичных позиций рассмотрим другие экспериментальные данные о растворимости водорода при разных давлениях P в сплавах циркония. Эта растворимость, обозначенная как X , связана с сос-

Таблица 2. Расчетные значения эффективных зарядов ионов водорода в молекулах

Молекула	$Z_{\text{э}}$, е	$Z_{\text{иН}}$, е	Молекула	$Z_{\text{э}}$, е	$Z_{\text{иН}}$, е
LiH	0,220	-0,483	NaH	0,286	-0,580
BeH	-0,075	-0,229	MgH	0,051	-0,396
BH	-0,355	0,010	AlH	-0,103	-0,274
CH	-1,100	0,690	SiH	-0,720	0,276
NH	-0,895	0,495	PH	-0,603	0,164
OH	-0,726	0,330	SH	-0,486	0,052
FH	-0,482	0,092	ClH	-0,296	-0,130
NH ₃	-1,300	0,285	SH ₂	-0,644	-0,003
H ₂ O	-0,923	0,225	PH ₃	-0,922	0,045
AlH ₂	-0,108	-0,270	SeH ₂	-0,552	-0,080
GeH ₂	-0,865	-0,104	NH ₂	-1,150	0,364
SiH ₃	-0,720	-0,276	BH ₃	-0,458	-0,060
AsH ₃	-0,816	-0,030	SbH ₃	-0,672	-0,130



Таблица 3. Растворимость водорода в некоторых сплавах циркония

Соединение $Zr_mB_nH_x$	Содержание водорода	P , МПа	Модельные параметры структуры фаз (без водорода)			Расчетные значения X в $Zr_mB_nH_x$
			$d \cdot 10^{-1}$, нм	Z^Y , е	$\operatorname{tg} \alpha$	
ZrV ₂	5,40	0,1	3,233	1,935	0,0747	4,80
ZrMn ₂	3,60	0,8	3,188	1,834	0,0793	3,87
ZrMn ₂	3,90	1,0	3,188	1,834	0,0793	3,83
ZrMn _{2,4}	3,60	2,0	3,168	1,791	0,0796	3,72
ZrMn _{3,2}	4,00	3,0	3,138	1,717	0,0801	3,71
ZrFe ₂	0,16	6,1	3,123	1,760	0,0883	0,44
Zr ₃ Fe ₂	6,40	6,0	3,350	1,763	0,0775	5,47
ZrCo	3,00	0,1	3,240	1,785	0,0855	3,35
Zr ₃ Co	6,80	0,1	3,370	1,716	0,0798	6,68
ZrNi _{2,5}	1,90	2,5	3,126	1,511	0,0983	0,73
ZrNi	2,80	0,1	3,236	1,705	0,0910	2,55
Zr _{0,36} Ni _{0,64}	0,58	2,5	3,167	1,602	0,0958	1,01

тавом сплавов, закодированным в терминах модельных параметров (табл. 3), уравнением

$$X = 8,595 - 0,206P + 9,858d - 8,44Z^Y - 258,5 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,94). \quad (7)$$

Используя определенные $R_{\text{и}}^0$ и $\operatorname{tg} \alpha$ и физико-химическую модель металлических расплавов, исследовали влияние модельных параметров межатомного взаимодействия на растворимость водорода в различных металлических расплавах.

Так, приведенные в работе [17] представительные данные о растворимости водорода в расплавах Fe-Al, Fe-B, Fe-Ge, Fe-Ta, Fe-Sn и Fe-Zr при различных концентрациях второго компонента и температурах связаны с интегральными параметрами межатомного взаимодействия d , Z^Y и $\operatorname{tg} \alpha$ и температурой растворения (выборка составляет 228 расплавов) уравнением

$$[\text{H}] \cdot 10^4 \text{ (мас. \%)} = 61,81 + 32,54d - 24,99Z^Y - 165,27 \operatorname{tg} \alpha + 0,0247T \quad (r = 0,967). \quad (8)$$

Интегральные параметры структуры, используемые в этом уравнении, рассчитывались с учетом со-

держания водорода. Следует отметить, что для каждой из систем в отдельности корреляция растворимости водорода с параметрами межатомного взаимодействия более высокая — $r > 0,98$. Результаты сопоставления рассчитанных по уравнению (8) и экспериментальных значений растворимости водорода в упомянутых расплавах железа представлены на рис. 1.

Изучена связь растворимости водорода в расплавах железа с углеродом [18], ванадием [19], титаном [20], кобальтом [21], хромом, молибденом и никелем [22] с различным содержанием второго компонента с интегральными параметрами межатомного взаимодействия, рассчитанными без учета содержания растворенного водорода. Корреляция растворимости с интегральными параметрами на выборке из 79 расплавов получена в виде уравнения

$$[\text{H}] \text{ (см}^3/\text{100 г Me)} = 215,028 + 10,814d + 2,427Z^Y - 2678,68 \operatorname{tg} \alpha + 0,0122T \quad (r = 0,92). \quad (9)$$

В графическом виде эта зависимость представлена на рис. 2.

Для каждой из рассмотренных в отдельности систем Fe-Me коэффициент корреляции в уравнении регрессии, аналогичном (9), находится на уровне $> 0,96$. Таким образом, состав расплава (матрицы), представленный посредством свертки в виде сочетания интегральных параметров физико-хими-

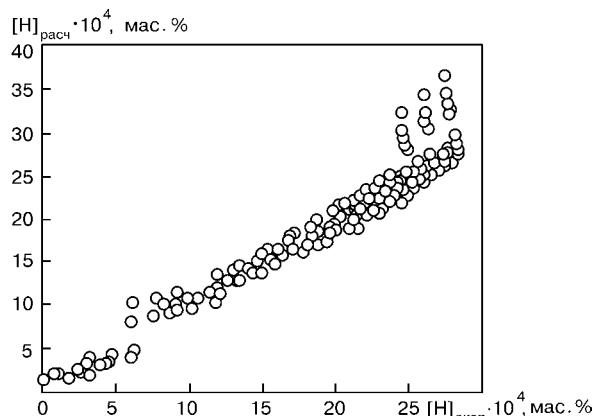


Рис. 1. Соотношение экспериментальных и рассчитанных по уравнению (8) значений растворимости водорода в расплавах железа с алюминием, бором, германием, tantalом, оловом и цирконием

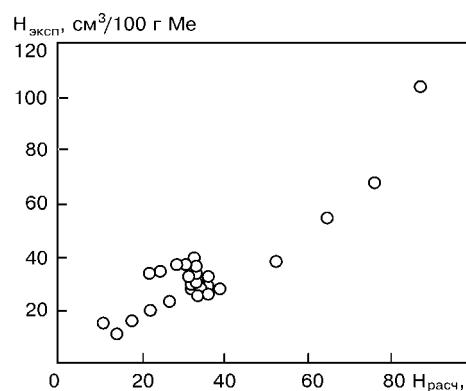


Рис. 2. Соотношение экспериментальных и рассчитанных по уравнению (9) значений растворимости водорода в расплавах железа



Таблица 4. Растворимость водорода в некоторых расплавах на основе железа и их интегральные параметры

Система	Ме, мас. %	$d \cdot 10^{-1}$, нм	Z^Y , е	$\operatorname{tg} \alpha$	T , °C	H , $\text{см}^3 / 100 \text{ г Me}$	$H_{\text{расч}}$, $\text{см}^3 / 100 \text{ г Me}$
Fe-C	1,0	2,6709	1,2066	0,0893	1550	23,38	26,55
	2,0	2,5517	1,2657	0,0906	1550	20,0	21,92
	3,0	2,4573	1,3149	0,0918	1550	16,0	17,80
	4,0	2,3802	1,3557	0,0929	1550	11,08	14,12
	5,0	2,3156	1,3892	0,0939	1550	15,08	10,83
Fe-V	1,4	2,8334	1,1763	0,0878	1560	28,2	32,37
	3,15	2,8403	1,2249	0,0876	1560	29,1	33,10
	4,3	2,8444	1,2557	0,0874	1560	29,5	33,76
	8,0	2,8563	1,3493	0,0869	1560	31,2	35,45
	9,3	2,8600	1,3801	0,0867	1560	32,1	36,10
Fe-Ti	0,42	2,8314	1,1475	0,0880	1605	30,0	32,29
	1,14	2,8379	1,1668	0,0880	1605	32,9	32,41
	1,47	2,8409	1,1756	0,0879	1605	34,2	32,73
	1,79	2,8437	1,1840	0,0879	1605	37,2	32,78
	2,1	2,8463	1,1920	0,0879	1605	39,9	32,83
Fe-Cr	10,0	2,8267	1,4284	0,0857	1600	28,0	39,02
	30,0	2,8289	1,8265	0,0811	1600	38,0	52,34
	50,0	2,8342	1,9927	0,0766	1600	55,0	64,85
	70,0	2,8432	1,9460	0,0723	1600	68,0	76,35
	90,0	2,8592	1,7039	0,0681	1600	104,0	87,19
Fe-Mo	1,0	2,8304	1,1572	0,0878	1590	29,0	32,66
	3,0	2,8362	1,1994	0,0874	1590	28,0	33,90
	5,0	2,8417	1,2414	0,0870	1590	27,0	35,13
	6,0	2,8444	1,2624	0,0868	1590	26,5	35,74
Fe-Ni	1,0	2,8274	1,1534	0,0882	1590	33,0	31,55
	3,0	2,8274	1,1872	0,0886	1590	37,0	30,56
	8,0	2,8276	1,2653	0,0895	1590	37,0	28,34
	16,0	2,8281	1,3713	0,0911	1590	35,0	24,31
	21,5	2,8285	1,4303	0,0921	1590	34,0	21,78

ческой модели (табл. 4), определяет его абсорбционную способность по отношению к водороду. Это дает возможность описать растворимость водорода в рассмотренных системах на основе железа [18–22] одним уравнением (9).

Растворимость водорода в каждой из групп расплавов 3d-металлов с кремнием в системах Fe-Si-H, Mn-Si-H, Co-Si-H, Ni-Si-H и Cr-Si-H, а также в системах Ni-Al-H, Ni-Co-H, Ni-Au-H, Ni-Fe-H, Ni-Cr-H [23, 24] (табл. 5) связана с составом расплавов уравнением типа

$$[H] \cdot 10^2 \text{ (ат. \%)} = a_0 + a_1 T + a_2 d + a_3 Z^Y + a_4 \operatorname{tg} \alpha \quad (10)$$

с коэффициентом корреляции $> 0,96$.

Общая зависимость растворимости водорода в упомянутых выше расплавах 3d-металлов с кремнием описывается уравнением

$$[H] \cdot 10^2 \text{ (ат. \%)} = -2,174 + 0,024T - 9,915d - 17,252Z^Y - 293,185 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,88), \quad (11)$$

а в расплавах на основе никеля уравнением

$$[H] \cdot 10^2 \text{ (ат. \%)} = 79,647 + 0,025T - 32,674d - 5,846Z^Y + 3,647 \operatorname{tg} \alpha \quad (r = 0,85). \quad (12)$$

Полученные результаты можно рассматривать как еще одно подтверждение работоспособности используемой физико-химической модели структуры

расплавов и продуктов их затвердевания. Очевидно, что именно это обстоятельство, а не только выбор параметров R_{ii}^0 и $\operatorname{tg} \alpha_i$ примесных атомов обеспечивает высокую точность аппроксимации опытных данных. С другой стороны, расчеты для систем металл–примесь как для квазигомогенных фаз являются весьма грубым приближением. На результаты таких расчетов в перспективе, безусловно, окажет существенное влияние выбор схемы взаимного размещения атомов примесной, легирующей и матричной подсистем. Однако пока надежд на получение такой достоверной информации нет, значения Z_i примесей по сути являются виртуальными образами состояния их электронного облака в идеальных растворах замещения. Тем не менее, такой подход весьма эффективен (особенно на фоне обычного постулирования зарядов компонентов в соответствии с представлениями теории валентности и ионной модели химической связи). Расчетные интегральные и парциальные характеристики межатомного взаимодействия могут эффективно использоваться в качестве параметров свертки информации о составе многокомпонентных систем [25], что не реализуемо в рамках других численных методических подходов к решению подобных задач.

В частности, как показано в работе [26], предлагаемая методология была использована для анализа и полуэмпирического обобщения информации



Таблица 5. Параметры межатомного взаимодействия в некоторых расплавах 3d-металлов и растворимость в них водорода

Состав	Ме, ат. %	[H]·10 ² , ат. %	T, °C	d·10 ⁻¹ , нм	Z ^Y , е	tg α
Mn-Si-H	10,0	11,70	1445	2,7918	1,4151	0,0833
	25,0	7,30	1445	2,6532	1,6228	0,0845
	36,9	4,30	1445	2,5730	1,7137	0,0855
	50,0	2,60	1445	2,4964	1,7378	0,0866
	60,0	2,40	1445	2,4391	1,7026	0,0875
	80,0	3,30	1445	2,3053	1,4929	0,0893
	90,0	4,80	1445	2,2143	1,3183	0,0903
Fe-Ni-H	10,3	14,13	1600	2,8255	1,3043	0,0905
	20,6	14,06	1600	2,8265	1,4289	0,0926
	34,8	14,26	1600	2,8232	1,5201	0,0954
	45,8	15,55	1600	2,8299	1,5494	0,0976
	59,4	17,16	1600	2,8328	1,5056	0,1004
	69,7	18,52	1600	2,8359	1,4216	0,1025
	83,9	20,84	1600	2,8423	1,2340	0,1054
	92,3	23,03	1600	2,8483	1,0837	0,1072

о термодинамических характеристиках процесса раскисления металлов. Не дублируя фрагменты этой статьи, дополнительно отметим следующее.

Обычно предполагается, что с большинством металлов кислород образует растворы внедрения. Поэтому при проведении расчетов, результаты которых приведены в табл. 6, предполагалось, что ионы кислорода располагаются в позициях внедрения на расстояниях $a/2$ от ионов металлов в структурах соответствующих расплавов.

В результате анализа для приведенных растворителей можно предложить несколько вариантов уравнения для оценки энергии Гиббса при 1873 °C:

$$\begin{aligned} -\Delta G_{1873}^o = & 456,39 + 42,18Z_{\text{Me}} + \\ & + 94,80Z_{\text{O}} - 106,04\rho l_{\text{Me}}, \end{aligned} \quad (13)$$

где Z_{Me} и Z_{O} — заряды ионов металла и кислорода; ρl_{Me} — зарядовая плотность на поверхности иона Ме (рассчитывается по методике [5, 27]).

Сложность решения упомянутой задачи предопределена, в первую очередь, значительными расхождениями в количественных оценках одних и тех

же параметров в работах разных авторов. Так, например, оценки теплоты растворения кислорода в металлах по данным разных работ более или менее совпадают только для растворов хрома, молибдена и вольфрама. В других случаях расхождения слишком велики для того, чтобы можно было говорить о наличии предпосылок для определения достоверных численных значений ΔH . Тем не менее, анализ систематизированных Куликовым И. С. [28] данных представляет определенный интерес с точки зрения проверки различных гипотез о наиболее вероятных позициях ионов кислорода в структуре металлических расплавов.

Конечно, обработка дискуссионной информации не решает до конца проблему оценки ее достоверности, тем не менее, сопоставление левой и правой части (табл. 6) в виде уравнения (13) создает базу для ее последующего решения.

Важно при этом рассматривать подобные зависимости не как нечто индивидуальное, изолированное, а в общем контексте проблемы использования интегральных и парциальных параметров взаимодействия для решения разнообразных задач физи-

Таблица 6. Термодинамические и металлохимические характеристики растворов кислорода в расплавах металлов

Растворитель	$-\Delta H_{(\text{O})}$, ккал/моль	$-\Delta G_{1873}^o$, ккал/моль	Характеристики связи Ме-O				
	по данным работы [29]	$-\Delta G_{\text{расч.}}$, ккал/моль	Z_{Me} , е	Z_{O} , е	Δe , е	ρl_{Me}	
Ca	123,9	114,3	102,7	1,832	-1,565	0,367	2,690
Ba	130,0	95,3	109,1	1,866	-1,433	0,433	2,762
Y	131,8	110,7	113,1	1,741	-0,162	1,578	3,821
Ti	128,9	100,0	89,9	1,619	0,770	2,388	4,834
Zr	136,6	103,3	97,1	1,532	0,803	2,336	4,760
Hf	135,7	90,1	94,5	1,498	1,016	2,514	4,964
V	104,5	60,27	70,8	1,492	1,418	2,910	5,550
Nb	95,7	70,08	70,2	1,341	1,660	3,0	5,713
Ta	94,7	66,5	63,7	1,265	1,792	3,057	5,864
Cr	71,2	48,4	44,3	1,340	2,035	2,275	6,298
Mo	60,0	40,0	37,4	1,145	2,317	3,462	6,540
W	47,3	28,6	34,9	1,096	2,368	3,464	6,590

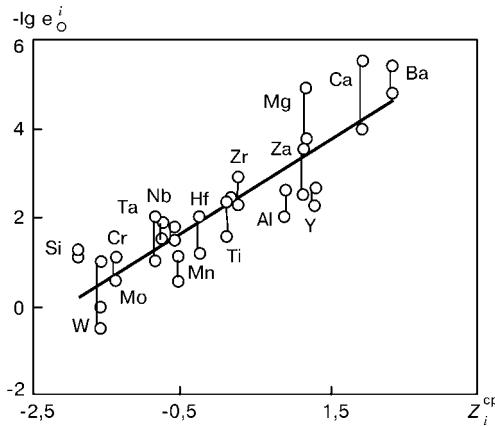


Рис. 3. Зависимость параметров взаимодействия раскислителей с кислородом от их зарядового состояния в расплавах железа

ческого материаловедения. Поскольку теория металлических процессов давно уже оперирует такими параметрами для вычисления коэффициентов активности, сопоставление соответствующей термодинамической информации с независимыми расчетными данными представляет несомненный интерес.

Сопоставление этих данных с приведенными в литературе [29–31] $\lg e_O^i$ позволило установить [26], что между ними проявляются четкие корреляции (рис. 3). Эти корреляции, учитывающие диапазон разброса значений e_O^i по разным данным, дают возможность рассматривать проблему оценки достоверности подобной информации на принципиально новой основе. На базе подобных корреляций методом итераций получено уравнение

$$\lg e_O^i = 2,1Z_i^{cp} - 115,7Z_O^{cp} - 3,14\Delta e_{i-O} - 192,3, \quad (14)$$

выражающее параметры взаимодействия раскислителей с кислородом как функцию среднего заряда каждого из реагентов (раскислителя — Z_i^{cp} , кислорода — Z_O^{cp}) и интегральной характеристики гипотетической парной связи между ними (Δe_{i-O}) в разбавленном растворе на основе железа. Коэффициент корреляции между рассчитанными по уравнению (14) и наиболее вероятными (по нашему мнению) численными значениями $\lg e_O^i$ равен 0,97. Эти результаты подтверждают перспективность использования параметров физико-химической модели металлических расплавов для описания протекающих в них процессов межатомного взаимодействия с участием кислорода.

Сформулируем основные выводы из результатов проделанной работы, которые позволяют, на наш взгляд, определить место этих результатов в сложившейся системе взглядов на проблему взаимодействия газов с расплавами.

1. При теоретическом рассмотрении процесса растворения газа в жидкости обычно выделяются последовательные стадии (с весьма условными границами между ними [32–35]), при анализе роли каждой из которых оперируют, как правило, информацией о структурном и химическом состояниях расплава.

Мы разделяем точку зрения исследователей, которые каждый в отдельности процесс с участием газов — растворение, адсорбцию, диффузию, химическое взаимодействие — представляют как различные промежуточные стадии одного общего процесса — взаимодействия с образованием нового вещества. Для конкретизации этой идеи в работе [13] развиты оригинальные представления о роли направленности межатомного взаимодействия в формировании структуры и свойств молекулярных и кристаллических соединений.

Роль каждой из этих стадий в конкретных процессах может интерпретироваться по-разному, равно как и определение лимитирующего звена процесса взаимодействия с участием компонентов газовой фазы. Ранее в работах [27, 36] отмечалось, что расщепление единого физико-химического процесса (а именно таким нам видится взаимодействие расплавов с газами) на составные части весьма наглядно и удобно для качественной интерпретации его сути, однако оно же может стать непреодолимым барьером при попытках описать конечные результаты процесса на численном уровне.

2. Принципиально важным в развиваемой методологии физико-химического моделирования процессов, протекающих в металлических и ионных солевых расплавах при растворении в них газов, является отказ от постулирования зарядового состояния любых компонентов фаз, участвующих в этих процессах. Все параметры межатомного взаимодействия, использованные в вышеупомянутом исследовании, рассчитывались как переменные величины, зависящие от состава среды, в которой протекает взаимодействие. Вследствие этого расчетные значения Z атомов примесей (табл. 3, 5, 7, 12 в работе [37]) существенно отличаются от принятых в литературе по данному вопросу при трактовке их зарядового состояния в соответствии с ионной моделью химической связи и теорией валентности.

Эти отличия являются следствием концептуально разных подходов к проблеме описания межатомного взаимодействия. О назревшей необходимости пересмотра сложившихся представлений в этой области, помимо результатов данной работы, свидетельствуют, в частности, результаты зарубежных исследователей [38], согласно которым заряд Z^* для углерода, азота и кислорода в разных металлах составляет:

Металлы	Примеси		
	C	N	O
Cd	– (3,7–1,4)	– (2,6–6,4)	– (3,2–1,2)
Hf	– (1,9–1,2)	– (2,7–1,9)	– (1,5–1,6)
V	+ 2,2	+ 1,7	+ 1,2
Nb	+ 5,6	+ 1,7	+ 1,0
Ta	+ (4,0–2,6)	+ 3,4	+ (1,9–0,5)
α -Fe	+ (3,7–1,4)	+ 4,3	–



3. Результаты проведенных исследований показали, что использование разработанной физико-химической модели структуры расплавов позволяет на численном уровне реализовать общий тезис: растворимость газа, как и любой примеси, зависит от химической природы растворителя и растворяемых веществ. Любые промежуточные стадии процесса растворения органично связаны с информацией о параметрах структурного и химического состояния реагентов. Для выявления и описания этой связи предлагается рассматривать взаимодействие атомов по разработанной методике, общей для любого сочетания компонентов, независимо от среды, в которой реализуется это взаимодействие.

1. Галактинова Н. А. Водород в металлах. — М.: Металлургия, 1967. — 303 с.
2. Гельд П. В., Рябов Р. А. Водород в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1974. — 272 с.
3. Водород в металлах. В 2 т. / Под ред. Г. Алефельда и И. Фелькля. — М.: Мир, 1981. — Т. 1. — 476 с.; Т. 2. — 430 с.
4. Шаповалов В. И. Влияние водорода на структуру и свойства железоуглеродистых сплавов. — М.: Металлургия, 1982. — 230 с.
5. Приходько Э. В. Методика определения параметров направленного межатомного взаимодействия в молекулярных и кристаллических соединениях // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — № 11. — С. 54–62.
6. Приходько Э. В., Петров А. Ф. Роль направленного межатомного взаимодействия в формировании микронеоднородного строения металлических расплавов // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1995. — № 12. — С. 5–12.
7. Приходько Э. В., Петров А. Ф. Физико-химические критерии для оценки степени микронеоднородности металлических расплавов // Металлофизика и новейшие технологии. — 1998. — № 7. — С. 64–74.
8. Prihodko E. V., Petrov A. F. Physico-chemical criteria for description of the composition effect on salt melt structure and properties // Functional Materials. — 2000. — N 1. — P. 108–113.
9. Приходько Э. В., Белькова А. И. Физико-химические критерии для оценки влияния микронеоднородности структуры оксидных расплавов на их свойства // Теория и практика металлургии. — 1998. — № 3. — С. 25–28.
10. Куликов И. С. Изотопы и свойства элементов: Справочник. — М.: Металлургия, 1990. — 120 с.
11. Приходько Э. В., Мороз В. Ф., Кукса О. В. Методика моделирования межатомного взаимодействия в водорододержащих соединениях и сплавах // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. — Киев: Наук. думка, 2002. — Вып. 5. — С. 199–207.
12. Ивановский А. А., Медведева Н. И., Медведева Ю. Е. Первопринципные исследования стабильности и электронных свойств боридов металлов // Металлофизика и новейшие технологии. — 1999. — № 12. — С. 19–33.
13. Prihodko E. V., Moroz V. F. The role of the atomic interaction directionality in formation of structures and properties of compounds // Functional Materials. — 2000. — 2, N 4. — P. 867–892.
14. Колачев Б. А., Шомин Р. Е., Ильин А. А. Сплавы-накопители водорода. — М.: Металлургия, 1975. — 384 с.
15. Приходько Э. В. О взаимосвязи термодинамических свойств соединений с параметрами электронного строения // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1991. — № 2. — С. 1–4.
16. Кукса О. В., Приходько Э. В. Влияние межатомного взаимодействия в интерметаллидах на их сорбционную способность по отношению к водороду // Доповіді НАНУ. — 2000. — № 7. — С. 96–100.
17. Бан Я. Ш., Фува Т. Растворимость водорода в сплавах на основе железа // Физико-химические основы металлургических процессов. — М.: Наука, 1973. — С. 225–235.
18. Курочкин К. Т., Нижельский П. Е., Умрихин П. В. Влияние углерода на растворимость водорода в жидким железоуглеродистых сплавах // Изв. АН СССР. Отделение технических наук. — 1957. — № 2. — С. 19–26.
19. Якушев А. М., Явойский В. И. Влияние ванадия на растворимость водорода в жидким железе // Изв. вузов. Черная металлургия. — 1962. — № 1. — С. 52–56.
20. Морозов А. Н., Данилович Ю. А. О влиянии давления на растворимость водорода в жидким сплавах железа с титаном // Изв. АН СССР. Металлы. — 1968. — № 6. — С. 220–222.
21. Абрамычева Л. Е., Костина Т. К. Растворимость водорода в жидким сплавах железа с кобальтом и никелем // Физико-химические исследования металлургических процессов. — 1975. — Вып. 3. — С. 55–59.
22. Курочкин К. Т., Явойский В. И., Гельд П. В. Растворимость водорода в жидким сплавах железа // Сталь. — 1952. — № 1. — С. 7–13.
23. Гельд П. В., Петрушевский М. С. Влияние ближнего порядка на растворимость водорода в жидким металлических сплавах // Физико-химические основы металлургических процессов. — М.: Наука, 1973. — С. 253–266.
24. Расчет растворимости водорода в жидким сплавах хрома, никеля и кобальта с кремнием // М. С. Петрушевский, П. В. Гельд, Б. А. Баум, Т. К. Костина // Изв. АН СССР. Металлы. — 1971. — № 5. — С. 28–33.
25. Приходько Э. В., Мороз В. Ф. Физико-химические критерии для «свертки» информации о составе расплавов и соединений металлов // Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов. — М.: Академ-книга, 2002. — С. 275–285.
26. Приходько Э. В. Физико-химическая модель процесса раскисления металлов. Сообщение 1 // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 2. — С. 52–62; Сообщение 2 // Там же. — 1998. — № 3. — С. 46–56.
27. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем. — М.: Металлургия, 1995. — 320 с.
28. Куликов И. С. Термодинамика оксидов. — М.: Металлургия, 1986. — 344 с.
29. Куликов И. С. Раскисление металлов. — М.: Металлургия. — 1975. — 504 с.
30. Эллиот Д. Ф., Глейзер М., Рамакришина В. Термохимия сталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1969. — 252 с.
31. Балковой Ю. А., Алеев Р. А., Баканов В. Г. Параметры взаимодействия первого порядка в расплавах на основе железа. — М.: Черметинформация, 1984. — 42 с.
32. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. — М.: Металлургия, 1966. — Ч. II. — 703 с.
33. Аверин В. В., Ревякин А. В. Азот в металлах. — М.: Металлургия, 1976. — 233 с.
34. Лузгин В. П., Явойский В. И. Газы в стали и качество металла. — М.: Металлургия, 1983. — 300 с.
35. Григорян В. Ф., Белянчиков Л. Н., Стомахин А. Я. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. — М.: Металлургия, 1982. — 272 с.
36. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования сталей и сплавов. — Киев: Наук. думка, 1995. — 286 с.
37. Приходько Э. В., Мороз В. Ф. О влиянии межатомного взаимодействия в расплавах на растворимость в них газов и углерода. Часть I. Методология исследования. Растворимость углерода и азота // Современная электрометаллургия. — 2004. — № 2. — С. 35–45.
38. Фромм Е., Гебхардт Е. Газы и углерод в металлах. — М.: Металлургия, 1980. — 712 с.

Ин-т черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН

Украины, Днепропетровск

Поступила 15.10.2003



ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ

УДК 669.001.4:669.017.113;669.788

О ВОЗМОЖНОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ ГАЗАРОВ МЕТОДАМИ ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИИ

В. В. Карпов

Проведены эксперименты, подтверждающие возможность использования электродугового плавления для получения композиционных материалов — газаров — из тугоплавких металлов. Определено влияние параметров процесса на стабильность дуги и формирование структуры газаров.

Experiments have been carried out that confirm the feasibility of use of electric arc melting for producing composite materials such as gas-reinforced refractory metals (gasars). Effect of process parameters on arc stability and formation of structure of gasars was determined.

Ключевые слова: электродуговой переплав; газоэвтектическое превращение; газар; газовая фаза; водород

Более двадцати лет назад при изучении систем металл–водород было обнаружено и затем изучено газоэвтектическое превращение [1–3]. Суть его в том, что, если расплав металла предварительно насыщен водородом до газоэвтектической концентрации, то при его кристаллизации жидкость распадается на кристаллическую и газообразную фазы. При этом в ходе кристаллизации могут формироваться геометрически упорядоченные структуры, подобные эвтектическим колониям, где одна из образующихся фаз — газообразная (водород). В результате получается литая металлическая матрица, пронизанная порами. Пузыри растут одновременно с кристалла-

ми металла, не отрываясь от фронта кристаллизации, образуя сотовую структуру, подобную эвтектической. Такую структуру металла называли газаритом, а материал — газаром (от «газом армированный металл»).

Суть технологического процесса заключается в том, что заданный материал (металл, керамика) расплавляют в атмосфере водорода при определенном давлении (давление насыщения P_h). В течение некоторого промежутка времени расплав насыщается водородом до необходимой концентрации, после чего его заливают в кристаллизатор, расположенный в автоклаве. В зависимости от того, какую структуру и пористость необходимо получить, в автоклаве устанавливают соответствующее давление (давление кристаллизации P_k).

Традиционные методы плавления (газовый нагрев, печи сопротивления, индукционный нагрев) металлов с высокой температурой плавления (хром, молибден, вольфрам и другие) не всегда дают возможность получить достаточно перегретый расплав для насыщения его водородом. Это объясняется многими причинами: от высокой химической активности металла до отсутствия огнеупоров, способных выдержать требуемую температуру. Присутствие газообразного водорода в объеме печи, ввиду его аномально высокой теплопроводности, еще больше усложняет задачу плавления металла. Наряду с этим целый ряд металлов при повышенных температурах образуют с ним химические соединения — гидриды, которые радикально отличаются от металла по всему комплексу физико-механических и химических свойств. Все перечисленное значительно сужает выбор методов металлургии для получения газаров из тугоплавких металлов и их сплавов.

Анализ существующих методов показывает, что наиболее приемлемым, на наш взгляд, является способ электродугового переплава с расходуемым электролитом.

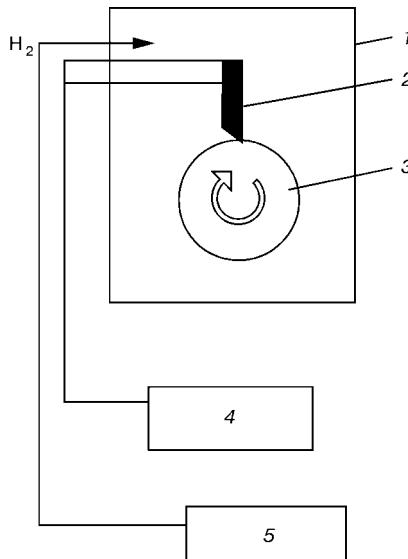


Рис. 1. Схема опытной установки: 1 — автоклав; 2 — электрод; 3 — образец; 4 — блок питания; 5 — система управления газовой фазой

© В. В. КАРПОВ, 2004



тродом. При использовании чистых компонентов (Ме и водород) не происходит загрязнения металла и процесс близок к газоэвтектическому. Основное отличие этого способа от традиционного — высокие скорости нагрева, плавления и кристаллизации металла. Важно определить, успеет ли насытиться металл водородом до необходимой концентрации за короткий промежуток времени. Оценочные расчеты говорят о высокой

степени ионизации газа в электрической дуге, что делает процесс насыщения металла водородом достаточно быстрым. Сложность может заключаться в гибкости регулирования содержания водорода в металле из-за скоротечности и неравновесности процесса.

Для экспериментальной проверки высказанных предположений была сконструирована и изготовлена опытная установка (рис. 1). В герметичном автоклаве можно было создавать газовую среду водорода с давлением до 1 МПа или вакуум до 10^{-3} мм рт. ст. с помощью системы контроля газовой фазы. Для упрощения схемы эксперимента в качестве материала электрода использовали вольфрам.

В этих экспериментах не стояла задача получения слитка газара. Необходимо было проверить принципиальную возможность этого метода. Образец в виде диска врацали внутри автоклава, а электрод из материала образца подводили радиально. С помощью осциллятора и блока питания зажигалась электрическая дуга, и на поверхности образца расплавлялся участок металла.

Было установлено, что при введении в автоклав водорода стабильность горения дуги резко ухудшалась. Однако удалось определить давление водорода, при котором дуга была стабильна, а содержание водорода достаточным для формирования структуры газара.

Учитывая малую мощность опытной установки, мы не могли расплавить большой объем металла и ограничились плавлением участка на поверхности монолитного образца (рис. 2). На приведенных снимках хорошо видно, что нестабильное горение дуги приводит к разрыву участков плавления (рис. 2, а). На больших токах происходит интенсивное плавление образца и дуга разрывается из-за увеличившегося зазора образец–электрод. Нам удалось получить стабильную дугу и достаточно однородный расплавленный слой на поверхности образца (рис. 2, б).

Шлифы участков образца в зоне горения дуги показывают возможность формирования структуры газара (рис. 3). Высокая скорость кристаллизации вследствие вращения образца привела к формированию в верхней зоне кристаллизующегося металла крупных пузырей. Эти пузыри практически исчезали при снижении скорости вращения, что приво-

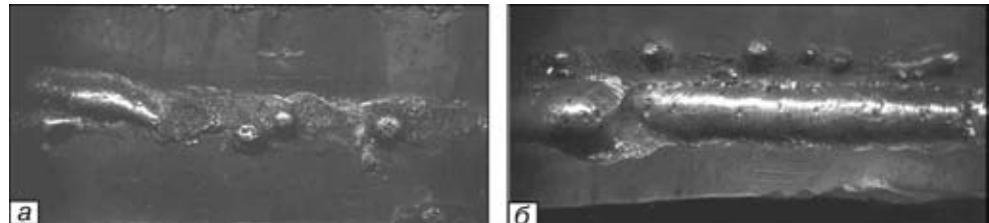


Рис. 2. Вид участка образца, расплавленного нестабильной (а) и стабильной (б) дугой в среде водорода

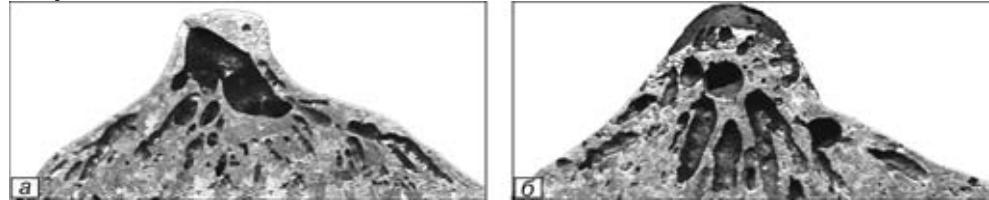


Рис. 3. Микроструктура зоны плавления медного образца при быстром (а) и медленном (б) вращении заготовки

дило к большему прогреву металла и снижению скорости кристаллизации. В нашем эксперименте замедление вращения образца приводило к слиянию жидкого металла с поверхности образца и нарушению стабильности процесса. При использовании сканирующего движения дуги по поверхности плоского образца этот недостаток отсутствует и мы можем получить достаточно однородный пористый поверхностный слой.

Анализ полученных структур и экспериментальных параметров показывает, что даже при низком давлении водорода благодаря ионизирующему воздействию дуги и ее высокой температуре возможно получение структуры газара. Однако высокие скорости протекания процесса делают его нестабильным, что отражается на структуре получаемого газара. Тем не менее, эти эксперименты доказывают возможность получения газаров из самых тугоплавких металлов и требуют своего продолжения. Вероятнее всего, этот метод найдет практическое применение в случае необходимости получения пористого слоя на поверхности заготовки или изделия.

В результате проведенных исследований подтверждена принципиальная возможность получения структуры газара при плавлении металла с помощью электрической дуги. Отмечено, что с ростом давления водорода стабильность горения дуги быстро снижается. Малого давления водорода и короткого времени пребывания металла в жидком состоянии достаточно для его насыщения водородом до концентраций, необходимых для формирования структуры газара.

1. Шаповалов В. И. Водород как легирующий элемент // МИТОМ. — 1985. — № 8. — С. 13–17.
2. Shapovalov V. Method for manufacturing porous articles. Patent 5181549 USA. Publ. 1993.
3. Shapovalov V. Formation of ordered gas-solid structures via gas eutectic reaction // Proc. of Int. conf., Dnepropetrovsk, Ukraine, 12–14 June, 2000. — P. 90–103.

Национальная metallurgical academy of Ukraine,
Dnepropetrovsk
Поступила 05.05.2004



ЗАВИСИМОСТЬ КОНТАКТНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО СОПРОТИВЛЕНИЯ ТЕРМОАНТРАЦИТА ОТ ТЕМПЕРАТУРЫ И ДАВЛЕНИЯ

В. И. Лакомский, В. А. Лебедев

Рассмотрены составляющие контактного электрического сопротивления термоантрацита. Показано, как велико влияние адсорбированной влаги на контактное сопротивление дробленого термоантрацита. Получена зависимость электрического сопротивления контакта термоантрацита от давления.

Constituents of contact electric resistance of thermoanthracite are studied. It is shown how great effect of adsorbed moisture can be exerted on contact resistance of a crushed thermoanthracite. Dependence of electric resistance of contact of thermoanthracite on pressure was obtained.

Ключевые слова: термоантрацит; контактное, поверхностное и переходное электрическое сопротивление; нагрев и давление; электроконтактные свойства

Контактное сопротивление R_k , которое испытывает электрический ток, переходя из одного куска термоантрацита в другой, складывается из двух независимых друг от друга сопротивлений: поверхностного R_n и переходного сопротивления или, как его иначе называют, сопротивления стягивания R_c . Рассмотрим поочередно эти сопротивления.

Поверхностное сопротивление вызвано образованием в результате адсорбции на контактных поверхностях термоантрацита весьма тонких пленок кислорода и влаги при пребывании термоантрацита на воздухе. Хемосорбированный кислород удерживается на поверхности термоантрацита мощными силами химической связи между атомами кислорода и поверхностными атомами углерода, а влага — слабыми ван-дер-ваальсовыми силами, причем, пленка влаги состоит из нескольких молекулярных слоев H_2O [1]. Эти пленки оказывают существенное сопротивление проходящему через контакт электрическому току, особенно при комнатной температуре.

Надо сказать, что термоантрацит вообще является прекрасным адсорбентом. Недаром в последнее время он нашел применение на ликеро-водочных заводах как альтернатива широко известному адсорбенту — древесному углю — для глубокой очистки воды и этилового спирта [2].

Как известно, адсорбированную на угле влагу можно в значительной мере удалить путем слабого нагрева последнего. При этом процесс десорбции влаги будет активно развиваться в условиях атмос-

ферного давления даже при 50...100 °C. Медленно нагревая дробленый антрацит, можно удалить почти всю физически сорбированную влагу. При быстром нагреве до 500...600 °C часть влаги может проагировать с углем, окислив его доmonoоксида (CO) и углекислого газа (CO_2).

Для оценки влияния адсорбированной влаги на контактное сопротивление термоантрацита нами были выполнены следующие опыты. Произвольно выбранные мелкие кусочки угля, близкие по размерам, помещали в кварцевую трубку таким образом, чтобы они образовали единую цепочку. При вертикальном положении трубы верхний и нижний кусочки угля этой цепочки контактировали с медными электродами, торцы которых во избежание окисления меди при температурах опыта покрывали слоем никеля. Указанную кварцевую трубку устанавливали в специально изготовленную электронечь.

Сопротивление цепочки угольных зерен измеряли при различных температурах вплоть до 150 °C и различном давлении на всю цепочку зерен термоантрацита. При достаточном количестве зерен угля электрическое сопротивление многих межзеренных контактов настолько велико, что сопротивлением перехода термоантрацит–никель и сопротивлением массы зерен мы пренебрегли.

Эксперименты показали (рисунок), что уже при нагреве до 50 °C контактное сопротивление термоантрацита снизилось в 1,86 раза по сравнению с сопротивлением при комнатной температуре, а при дальнейшем нагреве до 150 °C, разумеется, с выдержкой для стабилизации температурного поля в печи и малых контактных давлениях P — в 4,3 раза.

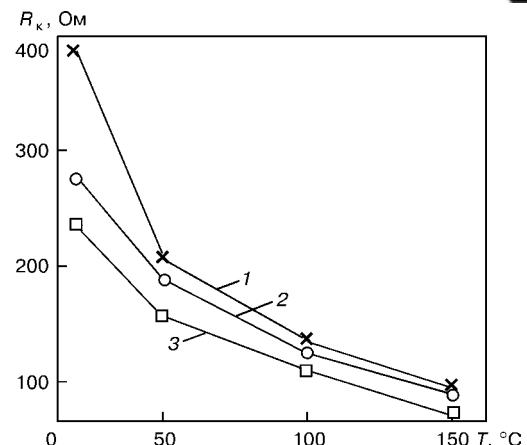
С повышением температуры, как известно [3], снижается и удельное электрическое сопротивление термоантрацита. При этом в общем падении сопротивления всей цепочки зерен термоантрацита доля массы угля, как показывают расчеты, незначительна и составляет 1 % при 50 °C и 4 % при 150 °C.

При изучении влияния температурного фактора на контактное сопротивление термоантрацита, проведенном совместно немецкими и норвежскими исследователями [4], установлено, что значение R_k термоантрацита устойчиво снижается при нагреве последнего, но только до 950 °C. Надо полагать, что за время нагрева угля до этой температуры поверхность термоантрацита полностью очищается не только от влаги, но и от кислорода.

Контактное сопротивление термоантрацита, вызванное адсорбционными пленками, снижается и при увеличении силы прижатия друг к другу двух кусков угля. Если контактное давление увеличить в 2,3 или 3,6 раза, то при комнатной температуре R_k снизится в 1,39 и 1,61 раза соответственно. С повышением температуры до 150 °C при таком же изменении силы прижатия сопротивление снизится соответственно только в 1,06 и 1,38 раза (рисунок). Сравнив влияние температуры и давления на контактное сопротивление, можно заметить, что действию температуры превалирует над действием давления.

Эти данные подтверждают предположение о том, что незначительное повышение температуры и контактного давления приводит к увеличению проводимости контакта именно потому, что при этом разрушаются слои физически адсорбированной влаги, связанный слабыми ван-дер-ваальсовыми силами с поверхностью угля. В этом случае достаточно небольшого контактного давления, чтобы изменить сопротивление контакта. Если бы влага удерживалась на поверхности силами хемосорбции, то ни столь слабый нагрев угля, ни повышение контактного давления вплоть до раздавливания термоантрацита никогда не привело бы к существенному изменению контактного сопротивления.

Вторая составляющая контактного сопротивления — переходное сопротивление R_c . В отличие от поверхностного сопротивления оно наблюдается всегда, даже при идеально чистой контактной поверхности или при высоких температурах, когда поверхностное сопротивление пренебрежимо мало, а то и вовсе отсутствует. R_c обусловлено существованием на контактных поверхностях любого твердого тела микронеровностей. В этих условиях реальная контактная поверхность двух зерен угля представляет собой сумму точек соприкосновения их микронеровностей. При пересекании электрического тока с одного куска термоантрацита в другой по этим точкам реального контакта силовые линии тока вынуждены сжиматься в одном куске угля до плотности тока 10^7 A/cm^2 и расширяться в другом, на что затрачивается определенная работа, эквивалентная R_c . Последнее, согласно Р. Хольму [5], равно $\rho_0/2a$, где ρ_0 — внутреннее удельное сопротивление термоантрацита, a — радиус приведенного



Зависимость контактного сопротивления термоантрацита от температуры при $P = 0,336$ (1), $0,765$ (2) и $1,195$ (3) кг т. н. a -пятна, представляющего собой сумму реальных мест (точек) перехода тока. Согласно формальной логике, чем сильнее прижаты друг к другу два контактирующих твердых тела, тем в результате деформации твердого тела будет больше площадь их соприкосновения. Теоретические и многочисленные экспериментальные исследования показали, что, в общем плане, зависимость R_c от контактного давления определяется формулой $R_c = DP^{-n}$, где D и n — коэффициенты, зависящие от вида контактного материала, P — контактное давление, кг. Наши исследования показали, что для термоантрацита $D = 251 \pm 6$, а $n = 0,36$. С целью сравнения из работы [6] взяты те же коэффициенты для различных контактных материалов. Так, например, в случае контакта алюминия с алюминием $D = 8,2 \cdot 10^{-4}$, $n = 0,7$, меди с медью $D = 2,4 \cdot 10^{-4}$, $n = 0,7$, для контактов алюминия с медью $D = 3,0 \cdot 10^{-4}$, $n = 0,7$.

Вообще говоря, зависимость $R_k = f(P)$ есть характеристика каждого прижимного контакта, указывающая на его качество. Чем ниже значение D , тем выше проводимость рассматриваемого контакта, а чем большее значение n , тем эффективней действие силы стягивания элементов прижимного контакта на его проводимость.

Сравнение параметров электрических контактов, приведенное выше, показывает, что термоантрацит как контактный материал не идет ни в какое сравнение с контактами известных шинных материалов. Электрический контакт между зернами термоантрацита, контактная поверхность которых не подвергалась механической обработке, характеризуется как весьма плохой. Улучшить этот контакт путем повышения контактного давления можно только в весьма ограниченных пределах, поскольку термоантрацит по сравнению с металлами материал весьма хрупкий. Его прочность при сжатии (по данным работы [7]) составляет от 10 до 20 МПа, а более характерная для контактных явлений величина — микротвердость — составляет 23,8...28,4 ГПа. Разумеется, материал с такими параметрами прочности нельзя подвергать значительным усилиям при сжатии контактирующей пары во избежание его хрупкого разрушения. Поэтому следует признать, что основным средством понижения контактного

сопротивления термоантрацита, так же как и его внутреннего удельного электрического сопротивления [3], является нагрев угля.

Плохие электроконтактные свойства термоантрацита используются во благо в созданных более четверти века тому назад шахтных электропечах для отжига антрацита. В этих печах термоантрацит служит активным электрическим сопротивлением и нагрев угольной шихты осуществляется за счет теплоты, выделяемой в электроконтактах термоантрацита [8].

Если в свете высказанных положений об электроконтактных свойствах термоантрацита рассмотреть поведение угля в шахтной электропечи-кальцинаторе в части его контактного сопротивления, то можно прийти к выводу, что снижение последнего следует ожидать на колошнике печи, где антрацитовое сырье нагревается горячими колошниковыми газами, выходящими из печи. В этом месте шахты печи при нагреве антрацита падает не только внутреннее удельное электросопротивление угля, которое, кстати говоря, убывает очень быстро, по экспоненте, но и контактное сопротивление в результате понижения значения R_p вследствие удаления адсорбированной влаги. Когда при нагреве антрацита горячими газами сухой перегонки угля его

R_p снизится практически до нуля, R_k будет определяться только значением R_c , а оно, как видно из сказанного выше, слабо зависит от контактного давления и, следовательно, будет изменяться незначительно по мере опускания угля по направлению от верхнего к нижнему электроду печи.

1. Есин О. А., Гельд П. В. Физическая химия пирометаллургических процессов. — Свердловск: Металлургиздат, 1962. — Ч. 1. — 671 с.
2. Махорин К. Е. Использование активированных углей в водоподготовке // Химия и технология воды. — 1998. — № 1. — С. 53–57.
3. Быковец В. В., Лакомский В. И. Удельное электрическое сопротивление термоантрацита // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
4. Sorlie M., Oye H. Cathodes in aluminium electrolysis. — Dusseldorf: Aluminium, 1998. — 320 р.
5. Хольм Р. Электрические контакты. — М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1961. — 464 с.
6. Зайковский А. С., Усов В. В. Металлы и сплавы в электротехнике. — М.-Л.: Госэнергоиздат, 1949. — 568 с.
7. Фиалков А. С. Углерод, межслоевые соединения и композиты на его основе. — М.: Аспект пресс, 1997. — 718 с.
8. Лакомский В. И., Быковец В. В. К вопросу о контактном нагреве термоантрацита в электрокальцинаторе // Цветные металлы. — 2004. — № 1. — С. 52–54.

Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 23.01.2004

УДК 669.187.004.18

ВОЛЬТ-АМПЕРНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ТЕРМОАНТРАЦИТОВЫХ КОНТАКТОВ

В. И. Лакомский

Впервые получены вольт-амперные характеристики контактов между зернами термоантрацита в условиях импульсного и стационарного электропитания последних. Показано, что в изотермических условиях измерений ВАХ термоантрацитовых контактов прямолинейна и проходит через начало координат.

Volt-ampere characteristics of contacts between grains of thermoanthracite under the conditions of pulsed and stationary electric supply of the latter were obtained for the first time. It is shown that VAC of thermoanthracite contacts in the isothermal conditions of measurements is straight-linear and passes through the beginning of coordinates.

Ключевые слова: термоантрацит; электрический контакт; электронагрев; вольт-амперная характеристика контакта; влияние давления на контактное сопротивление

В электрических шахтных печах для производства термоантрацита загруженная масса угля вначале нагревается путем конвективного нагрева отходящими из печи газами сухой перегонки угля. При нагреве угля его электропроводность экспоненциально растет. Затем, когда электропроводность угля достигнет определенного значения, а слой угля опустится в зону действия электрического поля печи, зерна угля становятся элементами электрической

цепи внутри печи и электрический ток по этим элементарным проводникам перетекает с одного электрода печи в другой.

В дальнейшем нагрев угля осуществляется путем электроконтактного нагрева тех зерен угля, которые участвуют в переносе электрических зарядов с одного электрода печи на другой, и путем передачи теплоты от центральной зоны шахты, нагретой электрическим током, к ее периферии [1]. Другими словами, высокотемпературный электроотжиг антрацита в печах-кальцинаторах осуществляется за счет джоулева тепла, выделяющегося в электрических контактах угля.



Для анализа процессов выделения тепловой энергии в электрических контактах термоантрацит–термоантрацит, кроме прочих контактных характеристик и электрических свойств самого термоантрацита [2–4], необходимо знать вольт–амперные характеристики (ВАХ) указанных контактов.

Прежде чем заняться определением ВАХ контактов, оценим, в каком диапазоне тока и напряжения работают элементарные термоантрацитовые контакты в угольной шахте промышленного электрокалцинатора ИЭТ-10-УХЛ-4. Несмотря на то, что оценка будет выполнена грубо, без учета неравномерности распределения плотности тока по поперечному сечению шахты электрокалцинатора, она даст возможность представить себе порядок значений искомых величин.

Итак, указанный выше кальцинатор при отжиге «сырого» антрацита обычно работает на токах 12...15 кА. Падение напряжения между электродами печи, отстоящими друг от друга на расстоянии 2 м, не превышает 60 В. Внутренний диаметр шахты кальцинатора по футеровке составляет 1950 мм. Фракционный состав угольной шихты поддерживается на уровне 8...25 мм.

Теперь, определив средний арифметический диаметр зерна угольной шихты и рассчитав площадь поперечного сечения шахты печи, можно найти статистическое количество зерен, расположенных в одном слое указанного сечения печи. Оно составляет 10955 штук. Приняв, что каждое зерно термоантрацита имеет один точечный контакт с соседним зерном в направлении прохождения электрического тока от электрода к электрому, можно, зная общий ток печи, оценить значение тока, приходящееся на элементарный контакт. Оно составляет от $12000/10955 \approx 1,1$ до $15000/10955 \approx 1,4$ А. Для оценки падения электрического напряжения на каждом элементарном контакте подобным образом найдем, что искомое значение составляет $\approx 0,5$ В.

Действительно, в результате неравномерного распределения плотности тока по поперечному сечению шахты электрокалцинатора в центральной зоне печи через элементарные контакты термоантрацита будут проходить токи, большие, чем расчетные, а в периферийных зонах — меньшие. Так же изменятся и значения контактных электронапряжений. Разумеется, чем большее механическое воздействие на контакт оказывают вышележащие слои угля, тем ниже будет контактное напряжение и выше значение тока.

Подобным путем найдем также, что на уровне нижнего торца верхнего электрода печи каждый элементарный контакт между зернами термоантрацита при передаче электрической энергии находится под давлением вышележащих слоев угля ≈ 135 г, а на уровне верхнего торца нижнего электрода — 680 г.

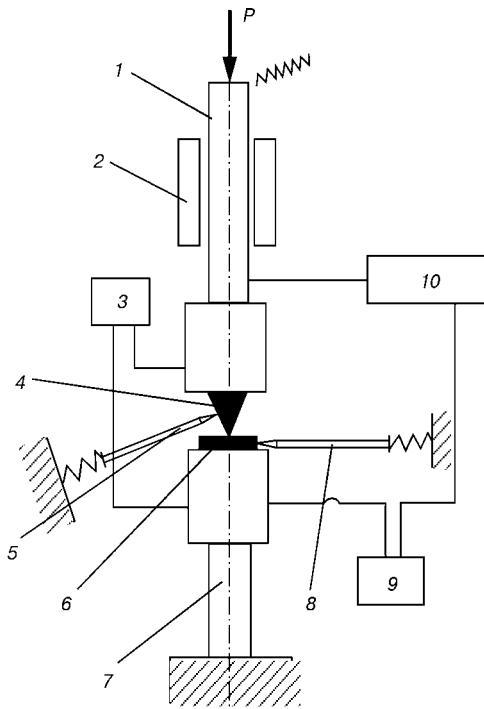


Рис. 1. Схема установки для определения ВАХ электрических контактов (обозначения см. в тексте)

Таким образом, электрический диапазон, в котором следует изучать ВАХ термоантрацитовых контактов, очевидно, будет лежать в диапазоне от десятых долей до нескольких вольт, а ток — в пределах от нескольких до полусотняка ампер.

Насколько нам удалось установить при анализе доступной литературы, ВАХ контактов между зернами термоантрацита, к сожалению, ранее не изучались. Известна только одна работа ученых Шахтинского филиала Новочеркасского политехнического института [5], в которой исследовалась ВАХ самого антрацита как материала. Те же исследователи [6] изучили ВАХ электрического контакта антрацит–никель (подчеркнем, антрацита, а не термоантрацита). Они установили, что в изотермических условиях при импульсном, чтобы избежать нагрева контакта за время его испытания, питании антрацитового образца ВАХ антрацита имеет линейный характер. Если же испытания выполнять в условиях непрерывного режима электропитания, когда прохождение тока приводит к нагреву антрацита, его ВАХ с ростом тока искривляется в сторону оси тока. Авторы работ [5, 6] отметили, что падение напряжения на контактах антрацит–металл приводит к весьма значительному изменению электрического напряжения на исследуемых образцах. К сожалению, в этих работах нет ни слова о ВАХ термоантрацита и его контактов. Тем не менее, эти работы полезны нам, т. к. позволяют a priori утверждать, что при изотермических условиях исследования на значительно больших токах термоантрацитовые контакты имеют прямолинейные ВАХ, поскольку электропроводность термоантрацита на несколько порядков выше, чем сырья, из которого его получают.

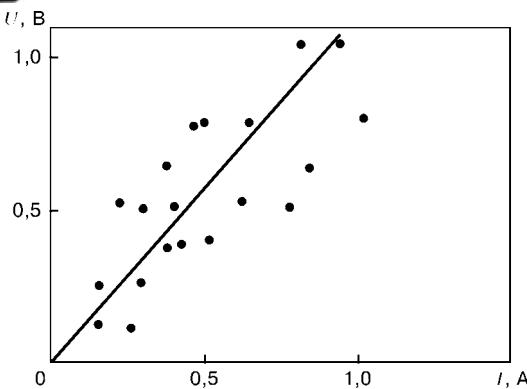


Рис. 2. Типичная ВАХ термоантрацитового контакта при комнатной температуре и нагрузке 110 г

В настоящей работе ВАХ снимали на простой установке, схема которой представлена на рис. 1. На листе электроизоляционного материала 250×200 мм толщиной 5 мм, заделанного в жесткую металлическую рамку, укрепляли два медных штока 7 (верхний) и 7(нижний), причем, нижний шток крепили к листу неподвижно, а верхний перемещался в сальнике 2 по вертикальной оси. Оба медных штока имели в головной части глухое отверстие, в которое на углеродной пасте МУП вклеивали по одному зерну термоантрацита. В верхний шток вклеивали зерно 4 конической формы, в нижний — плоское зерно 6. После вклейивания шток с зерном термоантрацита повергался низкотемпературному коксование. Электрическое сопротивление перехода медный шток—зерно термоантрацита в результате этого оказалось меньше 1 Ом. Падение напряжения на контактах между зернами термоантрацита измеряли с помощью подпружиненных потенциометрических щупов 5 и 8.

Установка работала следующим образом: на замкнутый контакт между образцами термоантрацита подавали электрическую нагрузку от специального источника тока 10. Изменения значений напряжения и тока на изучаемом контакте фиксировали соответственно приборы 3 и 9, причем, показания падения напряжения на зернах термоантрацита через аналого-цифровой преобразователь поступали в компьютер для дальнейшей обработки. На этой же установке определяли ВАХ контакта при различных механических нагрузках, изменяемых с помощью массы Р.

Уже первые опыты показали, что как и в случае монолитного антрацита [5], ВАХ единичного термоантрацитового контакта при пульсирующем ре-

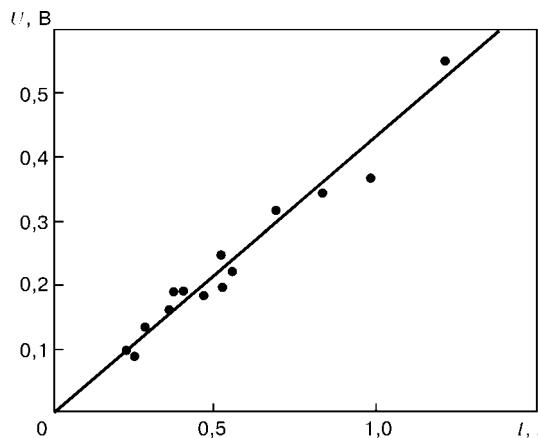


Рис. 4. ВАХ термоантрацитового контакта при нагрузке 110 г после предварительной нагрузки 540 г

жиме подачи тока на контакт представляет собой прямую линию, проходящую через начало декартовых координат. Типичная ВАХ термоантрацитового контакта при механической нагрузке 110 г и комнатной температуре, показана на рис. 2. В этом случае сопротивление «свежесобранного» контакта составляет 1,16 Ом. С увеличением механической нагрузки, как и следовало ожидать, вид ВАХ не изменяется, а контактное сопротивление снижается. Так, при давлении 540 г и той же температуре сопротивление понизилось до 0,46 Ом (рис. 3). Если снять повышенную механическую нагрузку и вернуться к прежней (110 г), практически сохранится то значение контактного сопротивления, которое наблюдалось в условиях 540 г. Это хорошо видно на рис. 4. Здесь расчетное контактное сопротивление составляет 0,44 Ом.

Анализ представленных рисунков показывает, что, во-первых, при испытании такого хрупкого материала, как термоантрацит, совершенно исключается явление гистерезиса $R_{\text{кон}}$, и, во-вторых, повышенная нагрузка на контакт термоантрацитовых частиц уплотняет контактные поверхности, делает контакт более совершенным, о чем свидетельствует намного лучшая воспроизводимость отдельных измерений, выполненных после предварительного нагружения (ср. рис. 2 и 4).

Отмеченное явление, на наш взгляд, полезно для практики электронагрева дробленого термоантрацита перед приготовлением смеси шихты подовых блоков алюминиевых электролизеров. Достаточно слой дробленого термоантрацита в электроподогревателе прикатать с усилием, чтобы слой угля стал плотнее, а, главное, чтобы его нагрев электрическим током был равномерным по всей толщине слоя.

При статическом режиме питания контакта его ВАХ искривляется в сторону оси тока. Искривление ВАХ, как известно, связано с джоулевым нагревом контактного материала вблизи α - пятна контакта [4], поэтому степень искривления определяется температурной зависимостью удельного электросопротивления. Так как сопротивление термоантрацита зависит от температуры линейно [5], то рассматриваемая ВАХ искривляется менее интенсивно, чем ВАХ антрацита, для которого та же зависимость имеет экспоненциальный характер.

Рассмотрим теперь в общем плане ВАХ электрических контактов тех материалов, которые обла-

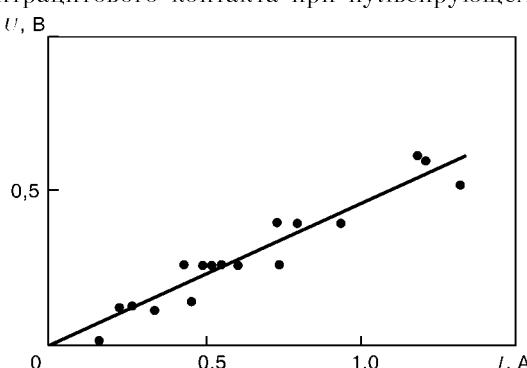


Рис. 3. ВАХ термоантрацитового контакта при комнатной температуре и нагрузке 540 г



дают положительным и отрицательным температурным коэффициентом удельного сопротивления β . Гипотетическое поведение различных ВАХ представлено на рис. 5. Здесь позицией 1 отмечена ВАХ контакта при импульсном режиме его питания, когда за весьма короткое время протекания тока через контакт материал последнего не успевает нагреваться. Разумеется, в этом случае ВАХ будет представлена прямой линией, проходящей через начало координат. Если же электрическое питание контакта осуществляется в статическом режиме, что чаще всего наблюдается на практике, то с ростом тока ВАХ контакта будет искривляться: для контактного материала с положительным значением β (это относится к металлам и практически ко всем металлическим сплавам) — в сторону оси напряжений (позиция 2), а для материала, обладающего отрицательным β (что относится к термоантрациту), — в сторону оси токов (позиция 3).

Поскольку термоантрацит характеризуется отрицательным значением температурного коэффициента удельного электрического сопротивления $-(3 \dots 4) \cdot 10^{-4} \text{ } \text{Т}^{-1}$ [3], то с ростом тока при нагреве материала контакта будет понижаться его контактное сопротивление и, следовательно, меньше будет падение напряжения на контакте. Чем выше ток, проходящий через контакт, тем выше температура нагрева контактного материала и ниже падение напряжения. Так как электрическая мощность, рассеиваемая на контакте, зависит от I^2 , рост температуры контактного материала непременно будет опережать рост тока, проходящего через контакт. Очевидно, что бесконечно так продолжаться не может даже в условиях контролируемой восстановительной атмосферы. Для металлических контактов повышение температуры в конечном счете приводит к оплавлению контактных поверхностей и разрушению контакта. Для термоантрацитового контакта, несмотря на весьма высокую температуру плавления угля, также должен наступить момент вырождения. Возможно, это связано с сублимацией углерода. На

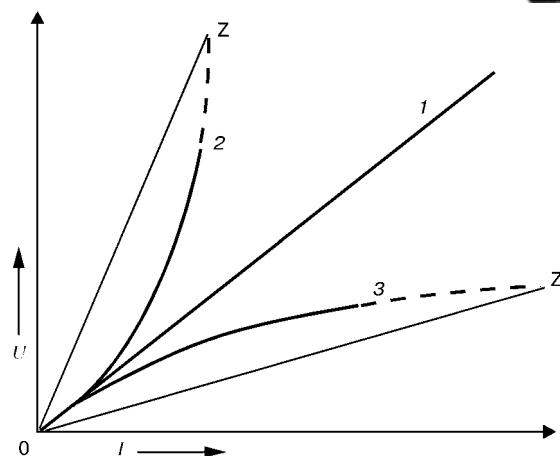


Рис. 5. ВАХ электрических контактов проводников при импульсном (1) и статическом режиме питания с отрицательным (2) и положительным (3) температурным коэффициентом удельного сопротивления β

рис. 5 разрушение контакта показано тонкой прямой линией, обращенной в нуль.

- Лакомский В. И., Быковец В. В. К вопросу о контактном нагреве термоантрацита в электрокальцинаторе // Цветные металлы. — 2004. — № 1. — С. 52–54.
- Лакомский В. И. Математическая модель расчета удельного электрического сопротивления зернистого термоантрацита в зависимости от его фракционного состава // Пробл. спец. электрометаллургии. — 2003. — № 3. — С. 48–51.
- Быковец В. В., Лакомский В. И. Удельное электросопротивление термоантрацита // Там же. — 2003. — № 4. — С. 49–51.
- Лакомский В. И., Быковец В. В., Кириленко В. П. Удельное электросопротивление термоантрацита в тонком слое // Там же. — 2004. — № 1. — С. 47–49.
- Окорочков А. И., Павлинов А. Б., Посыльный В. Я. О нелинейности вольт-амперных характеристик антрацитов // Химия твердого топлива. — 1980. — № 3. — С. 52–54.
- Окорочков А. И., Павлинов А. Б., Посыльный В. Я. Свойства контактов металл-антрацит при большой плотности тока // Там же. — 1983. — № 4. — С. 103–105.

Ин-т электросварки им Е. О. Патона НАН Украины, Киев
Поступила 09.03.2004

Международный симпозиум по обработке жидких металлов и литью

США, Нью-Мехико, г. Санта-Фе

18–21 сентября 2005 г.

Организатор

Американское общество по материалам (ASM International)

Тематика

- Первичная и вторичная обработка расплавов, включая ЭШП, ЭЛП, ВДП, ВИП и др.
- Измерение физических свойств жидких металлов
- Измерение физических свойств жидких металлов в контролируемой атмосфере, измерение тепловых потоков и изменений химсостава в процессах
- Рафинирование, испарение и реакции газов с металлами
- Литье, затвердевание жидких металлов в слитки и фасонное литье
- Моделирование металлургических процессов, включая тепломассоперенос
- Реакции керамики, шлака и тугоплавких материалов с жидким металлом
- Теоретические основы реакций, включающие жидкие металлы в производственных процессах
- Прямая формовка деталей из жидкого металла

Тел.: (44) 207 594 6801. Факс: (44) 440 338 4634. E-mail: beth.abruzzino@asminternational.org



ИНФОРМАЦИЯ

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ВЫСОКОАЗОТИСТЫМ СТАЛЯМ HNS-2004

19–22 сентября 2004 г. в г. Остенде (Бельгия) состоялась очередная Международная конференция по высокоазотистым сталям HNS-2004.

Конференция была организована Королевским технологическим институтом при содействии компаний OCAS и SIDMAR крупного металлургического концерна Arcelor Group. Конференция проходила в Thermae Palace Hotel.

Предыдущие конференции серии HNS, отчеты о которых регулярно публиковались [1–4], состоялись в Лилле (Франция, 1988 г.), Аахене (ФРГ, 1990 г.), Киеве (Украина, 1993 г.), Киото (Япония, 1996 г.), Хельсинки–Стокгольме (Финляндия–Швеция, 1998 г.), Ченнаи (Индия, 2002 г.), Шаффхаузене (Швейцария, 2003 г.).

Во время работы конференции было заслушано 89 пленарных доклада по 7-ми секциям: I. Явления на атомном уровне; II. Термодинамика, кинетика и фазовые превращения; III. Явления на мезоуровне и микроструктура; IV. Сплавы и технологии; V. Применение; VI. Коррозия; VII. Сварка. 4 доклада были присланы с опозданием и не вошли в труды конференции, но будут включены в компакт-диск, который предполагается разослать участникам конференции. Доклады были представлены учеными Германии (12, в т. ч. совместные), Бельгии, Украины, Финляндии, Франции (по 7), Польши и Японии (6), Швеции (5), Бразилии и Болгарии (4), Нидерландов, Китая и России (3), США и Австрии (2), Чехии, Швейцарии, Египта, Италии, Испании, Южной Кореи (по 1).

Из статей, опубликованных в приложении к журналу Steel Grips (2004, № 4, 694 с.) материалах конференции, особый интерес вызвали следующие.

Ш. Бекар (Лилльский университет) представила обзорную лекцию «Анализ на атомном уровне взаимодействий углерода и азота в сталях», Х. Шитоглы (Иллинойский университет) — «Поведение монокристаллов из азотсодержащей стали Гадфильса при деформации сжатием».

Термодинамическим исследованиям железоазотистых сплавов был посвящен доклад А.-Дж. Боттгера и С. Шанга (Делфтский технологический университет).

В докладе «Влияние водорода, углерода и азота на структуру и свойства аустенитной стали» В. Г. Гаврилюк и Б. Д. Шанина (Институт металлофизики и Институт полупроводников НАН Украины) сделали анализ широкого спектра исследований о влиянии этих элементов на концентрацию свободных электронов в аустенитных сталях и пространственно-

распределение свободных электронов в различных направлениях.

Исследованиям сверхтонких взаимодействий в ϵ -FeN_{1-x} с применением эффекта Мессбауэра был посвящен еще один доклад С. Шанга и А.-Дж. Боттгера (Делфтский технологический университет).

Атомно-абсорбционные исследования спиноидальных декомпозиций в дуплексных сталях были темой доклада Дж.-О. Нильсона (Материаловедческий исследовательский центр компании Sandvik), А. Шарика (Геттингенский институт физики материалов), А. Грегори (Институт сварки, Кембридж).

Тема доклада Н. Ван Канегем (Гентский университет) — легированные азотом FeMnSiCrNi сплавы с эффектом памяти формы.

Доклад «Влияние азота и углерода на механизм мартенситно-аустенитного превращения стали AISI 301 и ее способность к горячей формовке» представили Х. Ханниен, Ю. Рому, Я. Ягодзинский (Хельсинкский технологический университет, лаборатория инженерии материалов).

А. Связин (Московский институт стали и сплавов) в докладе «Диффузия азота и углерода в жидком железе» подробно остановился на особенностях термодинамики абсорбции азота и углерода жидким металлом, кристаллизации высокоазотистых сталей.

А. Аль Мазузи (Бельгийский исследовательский центр реакторных материалов) остановился на проблеме влияния азота на механические свойства ферритно-мартенситных сталей после нейтронного облучения.

Влиянию нитридов хрома на ударную вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокоазотистых нержавеющих сталей, не содержащих никель, уделил особое внимание в своем докладе Ю. Кикuti (Осакский университет).

Х. Донг, Дж. Ши, Ю.-Л. Гу, Ф. Ронг, В.-Дж. Хью, М.-О. Шпайдель (Пекинский Центральный институт сталей и сплавов, Швейцарская академия материаловедения) представили доклад «Баллистические свойства легированных азотом стальных пластин и их антитеррористическое применение».

Е. Сивка (Ченстоховская политехника) в ряде докладов сосредоточил внимание на проблемах структурообразования железоазотистых сплавов и высокоазотистых сталей в процессе кристаллизации и термообработки.

А.-П. Чипчин (Отделение металлургии и материалов университета Сан-Паулу) развивает тему высокотемпературного поверхностного газового



азотирования высокоаустенитных сталей и его влияния на свойства этого класса нержавеющих сталей.

А. Балицкий (ФМИ НАН Украины) представил доклад «Коррозионная стойкость высокоазотистых хромомарганцевых сталей и их сварных соединений».

Влияние условий термообработки на деформационные механизмы в гарячекатанных дуплексных нержавеющих стальах рассмотрели Г. Фаргас, М. Англана, А. Матео (Каталанский политехнический университет).

Поведению сталей типа Р900 в условиях динамических испытаний уделили внимание Дж. Фокт (Лилльский университет) и Э. Лах (Французско-немецкий исследовательский институт в Сан-Луисе).

Доклад Х. Огава и Т. Нагаэ (Колледж промышленных технологий, Амагасаки) посвящен механическим свойствам высокоазотистых нанокристаллических нержавеющих сталей, полученных горячим прессованием в плазменном потоке.

Доклады А. Фишера (Университет Эссен-Дуйсбурга) посвящены проблемам циклической деформируемости аустенитных Сr–Mn–Mo высокоазотистых сталей в состояниях после термообработки и холодного деформирования, а также их трибологическим и биомедицинским характеристикам. Влиянию температуры и скорости деформации на механические свойства и формуемость марганец- и азотсодержащих аустенитных нержавеющих сталей посвятили доклады А. Френ, Э. Ратте, В. Блек (Аахен), Х. Бернс и Ф. Шмальт (Рурский университет, Бохум).

Особенностям поведения азота во время электроплакового переплава сталей AISI M41 уделили

внимание М. А. Азза, Т. Маттар, Х. Халфа (металлургический факультет Каирского университета).

Обзорная лекция С. Герцмана (Шведский институт металловедения) посвящена сварке высоколегированных азотом нержавеющих сталей и аспектам азотного баланса.

М. Динер (Цюрихская политехника) остановился на проблемах коррозионной усталости высокоазотистых аустенитных нержавеющих сталей.

А.-Н. Ласень и Д. Олсон (Колорадский минералогический колледж) представили новую методику неразрушающего контроля содержания азота в сварных соединениях высокоазотистых сталей с помощью эффекта Зеебека.

Г. Саллер (Исследовательский центр компании Bohler Edelstahl) рассмотрела совместное влияние углерода и азота на коррозионные и механические свойства Cr–Mn сталей.

По решению конференции следующая конференция состоится в Китае в 2006 г.

1. Балицкий О. І. Третя міжнародна конференція «Високоазотні стали HNS-93» // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 1994. — № 1. — С. 145.
2. Саенко В. Я., Помарин Ю. М., Чернец А. В. 5-я міжнародна конференція по високоазотистим сталям HNS-98 // Пробл. спец. електрометаллургии. — 1998. — № 3. — С. 76–82.
3. Саенко В. Я., Помарин Ю. М. 6-я міжнародна конференція по високоазотистим сталям HNS-2002 // Современная электрометаллургия. — 2003. — № 4. — С. 54.
4. Балицкий А. И. 7-я международная конференция по высокоазотистым сталям HNS-2003 // Там же. — 2004. — № 1. — С. 55.

А. И. Балицкий

НА КАВКАЗЕ ПОЯВИЛСЯ ПИК ПАТОНА

В августе этого года научно-спортивная экспедиция Федерации альпинизма и скалолазания Украины и Национальной академии наук Украины обследовала горный район, который прилегает с востока к Эльбрусу.

Много скально-ледовых вершин окружают Эльбрус и составляют его корону. Безымянный пик высотой 3930 м является узловым в хребте, разделяющем ледники Чат и Ирик, которые стекают с восточного склона Эльбруса. Участники экспедиции проложили на этот пик три маршрута: по восточному и южному гребням, а также по северному ребру. Первовосхождения были сделаны 14–15 августа 2004 г.

Как сообщили в пресс-службе Федерации альпинизма и скалолазания Украины, по праву, которое имеют первопроходцы, безымянный пик 3930 назван «Пик Патона» в честь Бориса Евгеньевича Патона, Президента Национальной академии наук Украины. На вершинных скалах установлен памятный знак.

В составе экспедиции, которая первой поднялась на пик, были Валентин Симоненко — президент Федерации альпинизма и скалолазания Украины, руководитель Счетной палаты Украины, Владимир Шумихин — заслуженный деятель науки и техники Украины, Мстислав Горбенко — заслуженный тренер Украины, заслуженный мастер спорта, Владимир Лебеденко — заслуженный врач Украины и другие участники экспедиции.





К 75-ЛЕТИЮ АКАДЕМИКА Н. П. ЛЯКИШЕВА



5 октября 2004 г. исполнилось 75 лет со дня рождения и 50 лет научной деятельности видного ученого-металлурга, академика Николая Павловича Лякишева. Жизненный путь юбиляра — это постоянный настойчивый труд. После окончания в 1954 г. Московского института стали и сплавов Н. П. Лякишев по распределению был направлен на работу в Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии СССР, в котором он проработал более 30 лет и прошел путь от младшего научного сотрудника до директора института.

В 1981 г. Лякишев Н. П. избирается членом-корреспондентом АН СССР, в 1987 г. — академиком АН СССР. В период с 1987 г. до мая 2004 г. академик Лякишев Н. П. возглавлял институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН. В настоящее время он является научным руководителем этого же института.

Н. П. Лякишеву принадлежат глубокие исследования в области металлотермических процессов, которые успешно реализованы в промышленном производстве различных ферросплавов. Им внесен существенный вклад в разработку и промышленное внедрение экономнолегированных трубных сталей для магистральных газопроводов высокого давления, в том числе эксплуатируемых в районах Крайнего Севера.

Н. П. Лякишев — один из инициаторов внедрения на предприятиях черной металлургии бывшего Советского Союза нового прогрессивного метода прямого получения железа из окатышей. В течение многих лет он успешно руководил программой по внедрению и освоению этого процесса на Старо-Оскольском электрометаллургическом заводе.

С именем Лякишева связаны и успехи в разработке и внедрении оборудования и методов промышленного получения сплавов с аморфной и микрокристаллической структурой, производство которых широко освоено в промышленном масштабе.

Можно сказать, что большинство работ, выполненных им лично и под его руководством, имели и имеют важное значение для развития и прогресса металлургической промышленности, а также всей экономики СССР и стран СНГ.

В период руководства Центральным научно-исследовательским институтом черной металлургии им. И. П. Бардина и академическим институтом им. А. А. Байкова Н. П. Лякишев проявил себя талантливым специалистом и исследователем, обладающим глубокими теоретическими знаниями и широкой эрудицией.

Ряд фундаментальных работ, посвященных проблемным вопросам технологии феррохрома и силикохрома, работы по получению хромистых ферросплавов обобщены в научных статьях и монографиях.

Результаты его исследований опубликованы в монографиях «Ниобий в черной металлургии», «Алюминотермия», «Ниобий в сталях и сплавах», «Металлургия хрома», научно-технических журналах (более 220 публикаций) и представлены в докладах на многочисленных международных и отечественных конференциях и симпозиумах. Н. П. Лякишев — автор более 100 изобретений и патентов.

Академик РАН Лякишев является членом Президиума Российской академии наук, иностранным членом Национальной академии наук Украины и Китайской академии наук, он избран почетным доктором Национальной металлургической академии Украины.

Научные достижения Н. П. Лякишева отмечены Ленинской и Государственными премиями СССР, премией им. Е. О. Патона, премией Правительства Российской Федерации, рядом правительственные наград.

Особенно приятно, что за выдающийся вклад в укрепление сотрудничества ученых Украины и России академик Лякишев в октябре 2004 г. награжден почетной грамотой Кабинета Министров Украины.

Свое 75-летие Николай Павлович Лякишев встречает полный жизненных сил, энергии и творческих планов.

От всей души поздравляем юбиляра, желаем ему здоровья, долголетия и всего наилучшего!

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



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ»

С 13 по 17 сентября 2004 г. в пос. Кацивели (Крым) на базе Дома творчества ученых состоялась Вторая международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». Организаторы конференции: ИЭС им. Е. О. Патона и Международная ассоциация «Сварка». Информационную поддержку конференции оказали журналы «Автоматическая сварка», «The Paton Welding Journal», «Buletyn Spawalnictwa». Сопредседатели Программного комитета конференции – академики И. К. Походня и В. И. Махненко.

В работе конференции приняло участие более 60-ти ученых и специалистов из Украины, России, Беларуси, Германии, Польши, Канады и Японии, представляющие такие ведущие центры в области математического моделирования явлений, протекающих при сварке, как ИЭС им. Е. О. Патона, Институт сварки и соединений (г. Аахен, Германия), Московский энергетический институт, Объединенный институт проблем информатики НАН Беларуси, ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей» (С.-Петербург, РФ), Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт сварки и защитных покрытий (Минск, Беларусь), Институт сварочных технологий (Университет г. Хемница, Германия) и другие организации. Работа конференции была организована в виде сессий пленарных и стеновых докладов.

Большой интерес у участников конференции вызвали доклады, подготовленные известными специалистами в области математического моделирования. В обзорном докладе Махненко В. И. «*Успехи математического моделирования и информационных технологий в сварке и родственных процессах*» подчеркнуто, что непрерывное развитие вычислительной техники является мощным стимулом для создания с помощью математического моделирования и информационных технологий эффективных средств для значительного снижения объемов дорогостоящих экспериментов при исследованиях и, главное, разработке рациональных технологических процессов сварки, наплавки, нанесения покрытий, получения слитков спецэлектрометаллургии. Отмечая значительную роль коммерческих пакетов компьютерных программ типа SYSWELD, ANSYS и других при решении конкретных задач, автор доклада указал, что традиционное направление создания оригинального проблемно-ориентированного математического обеспечения для решения актуальных задач в области сварки и родственных технологий еще достаточно широко используется на практике, для чего имеется целый ряд объективных обстоятельств. В этой связи для коллективов специалистов, имеющих достаточно широкий опыт в математическом моделировании и численном решении соответствующих задач (тепломассоперенос, химический состав, микроструктура и свойства, напряжения и деформации, риск образования горячих и холодных трещин), достаточно привлекательным является путь синтезирования рабочих программ из более или менее готовых моделирующих блоков и информационных баз. Такой путь для решения конкретных технологических задач не представляет существенных трудностей, причем, он значительно дешевле аренды на соответствующий срок коммерческого пакета. Аналогично могут быть синтезированы рабочие программы для решения задач, связанных с прочностью сварных узлов (соединений) при различных условиях нагружения (статика, усталость) с учетом дефектов, агрессивности сред, высоких температур.

В докладе Е. А. Асиша, В. Ф. Демченко, А. Б. Лесного, С. П. Заболотина «*Компьютерное моделирование*



гидродинамики и тепломассообмена при выращивании монокристалла кремния методом электронно-лучевой быстригельной зонной плавки для отработки параметров режима плавки при проведении космических экспериментов предложена осесимметричная модель конвекции расплава, а также связанные с ней модели тепловых и массообменных процессов. Модель гидродинамических процессов базируется на полной системе уравнений гидродинамики вязкой несжимаемой жидкости с учетом взаимодействия термогравитационной и термокапиллярной конвекции. Модель тепловых процессов описывает совместный кондуктивно-конвективный перенос энергии при изменяющихся в зависимости от температуры теплофизических свойствах материала с учетом выделения скрытой теплоты на фронте кристаллизации (плавления) и радиационного теплообмена поверхности образца со стенками камеры (теплового экрана).

В докладе Ю. С. Борисова, А. С. Зацерковного, И. В. Кривицун «*Численный анализ процессов теплообмена дуговой плазмы с мелкодисперсными металлическими частицами*» предложен оригинальный подход для анализа теплового воздействия дуговой плазмы на частицы дисперсного материала с учетом их испарения в условиях плазменного напыления и порошковой наплавки.

В докладе У. Дилтая, В. Павлыка, О. Мокрова, И. Дикшева «*Математическое и компьютерное моделирование процесса многопроходной дуговой сварки высококуглеродистых сталей металлическим электродом в защитных газах с предварительным нагревом*» модель однопроходной сварки в среде защитных газов (модель приведена на предыдущей конференции ММИТWRP-2002) расширена на многопроходную сварку толстых пластин.

Сквозная компьютерная технология проектирования, инженерного анализа и подготовки производства несущих сварных конструкций рассмотрена в докладе В. И. Дьяченко, С. В. Медведева, О. П. Чижка «*Суперкомпьютерное конструктивно-технологическое проектирование сварных конструкций*».

Доклад Ю. В. Каширского «*Информационный банк по машиностроительным материалам*» посвящен банку данных, содержащему сведения о более чем 2 тыс. отечественных материалах, среди которых свыше 100 чугунов и 300 сплавов (жаропрочные, жаростойкие и коррозионностойкие, на никелевой основе, титановые, магниевые и медные). В данных отражено состояние прибли-



зительно по 300 параметрам. Параллельно введена информация по 22 тыс. иностранным маркам. В подсистеме «Сварка» для каждого материала даны сведения о способах сварки, склонности к образованию трещин, необходимости подогрева. Кроме того, разработаны программы, позволяющие определить эти характеристики по химическому составу. Имеется возможность определять взаимосвариваемость материалов.

Доклад В. А. Швецовой, Б. З. Марголина, В. И. Смирнова, А. И. Минкина «Основные подходы к оценке и учету свойств антикоррозионной наплавки при расчете хрупкой прочности корпусов атомных реакторов» описывает разработку процедур оценки и учета свойств наплавки при расчете хрупкой прочности корпуса атомного реактора и создании базы расчетных характеристик антикоррозионной наплавки для прочностных расчетов корпуса реактора с учетом свойств наплавки.

В докладе А. Бокоты, В. Пекарской «Напряженное состояние сварных соединений, выполненных лазерной сваркой с подогревом» представлены математическая модель и расчетный метод оценки деформаций и напряжений при лазерной сварке расщепленным лучом с подогревом. Первый луч меньшей мощности выполняет функцию подогрева, второй луч большей мощности — сварки.

В докладе Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розинки, Н. И. Пивторак «Расчетный алгоритм оценки допустимых размеров непровара в сварных соединениях, работающих при сложном спектре циклических нагрузок» рассмотрен численный алгоритм оценки допустимых непроваров в соответствующих сварных соединениях рам ветроэнергетических установок при сложном спектре циклических нагрузок (усилий и моментов) на базе $2 \cdot 10^8$ циклов.

Во время конференции были проведены компьютерные демонстрации программного обеспечения, которые вызвали большой интерес участников.

Организаторы конференции планируют к концу 2004 г. издать сборник трудов конференции, с которым можно будет ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона. Сборник трудов конференции можно заказать в Международной ассоциации «Сварка», тел.: (38044) 261-54-03, 269-26-23, e-mail: journal@paton.kiev.ua.

Следующая третья Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» (MMITWRP-2006) состоится в 2006 г. (дата и место проведения уточняются, следите за объявлениями в журнале «Автоматическая сварка»).

А. Т. Зельниченко

ПАМЯТИ В. М. ШИФРИНА



14 октября 2004 г. на 70-м году жизни скончался видный ученый, ведущий специалист в области электроплавки стали, доктор технических наук, профессор, Лауреат Государственной премии Украины Шифрин Владимир Моисеевич.

В. М. Шифрин родился 13 мая 1935 г. в г. Днепропетровске. После окончания с золотой медалью средней школы в 1953 г. он поступил в Днепропетровский металлургический институт, который окончил с отличием в 1958 г. по специальности «Электрометаллургия стали и ферросплавов», в период с 1958 по 1970 гг. работал на Днепропетровском заводе металлургического оборудования, пройдя путь от мастера до начальника сталелитейного цеха.

В 1970 г. Владимир Моисеевич был приглашен в Днепропетровский металлургический институт, за время работы в котором стал видным ученым, высококвалифицированным специалистом в области электроплавки стали. Он принимал непосредственное участие и руководил выполнением комплексных исследований физико-химических процессов и технологий выплавки коррозионностойких сталей. Много сил и энергии он уделял проблемам разливки и кристаллизации металла. Эти работы сыграли важнейшую роль в создании научных основ, разработке и внедрении ресурсосберегающей технологии электроплавки коррозионностойкой стали.

Владимир Моисеевич Шифрин в 1976 г. защитил кандидатскую, в 1989 г. докторскую диссертации, посвященные проблемным вопросам получения коррозионностойких сталей. В 1979 г. он стал доцентом, а в 1990 г. профессором кафедры электрометаллургии Национальной металлургической академии Украины. С сентября 2002 г. до последних дней своей жизни он работал профессором кафедры физико-химических основ технологии металлов Национального технического университета Украины «Киевский политехнический институт». Много сил В. М. Шифрин отдал подготовке научных и научно-педагогических кадров высшей квалификации.

Результаты многограновых теоретических и технологических разработок В. М. Шифрина внедрены в производство, обобщены в более чем 170-ти научных работах, 20-ти учебных и методических пособиях, 11-ти авторских свидетельствах и патентах Украины. В 2000 г. Шифрин В. М. удостоен звания лауреата Государственной премии Украины за созданный в соавторстве учебник «Теория металлургических процессов».

Пройдя путь от молодого специалиста до крупного ученого и высококлассного педагога, Владимир Моисеевич неизменно пользовался заслуженным авторитетом и уважением профессорско-преподавательского состава и студентов, специалистов многих предприятий, научно-исследовательских институтов и вузов Украины и стран СНГ.

В последние годы свой колоссальный опыт и огромные знания он отдавал также техническому перевооружению металлургического комбината «Запорожсталь», Кременчугского сталелитейного завода, Волгоградского металлургического завода «Красный Октябрь». Высокие человеческие качества в сочетании с глубоким пониманием тенденций развития современной черной металлургии позволили ему привлечь к этой работе многочисленные коллективы ученых и инженеров, заразить их энтузиазмом созидания нового.

Тяжелая болезнь преждевременно оборвала жизнь Человека, труд Ученого. Светлая память о Владимире Моисеевиче Шифрине, навсегда сохранится в сердцах всех, кто его знал.

Национальная металлургическая академия Украины
Национальный технический университет Украины «КПИ»
Редакция журнала



УВАЖАЕМЫЕ СПЕЦИАЛИСТЫ!

Приглашаем принять участие в крупных событиях 2005 г. (научный туризм)

Международная выставка «SCHWEISSEN & SCHNEIDEN»

(Эссен, Германия, 12–17 сентября),

«Мир металлообработки — EMO 2005» (Ганновер, Германия, 14–21 сентября)

Крупнейшими событиями в области машиностроения и сварки в 2005 г. станут Международная выставка «Сварка и резка» («SCHWEISSEN & SCHNEIDEN», Эссен, 12–17 сентября), на которой будут представлены мировые достижения в области сварки и родственных процессов, резки, поверхностной обработки, а также контроля качества и испытания материалов, и Международная выставка «Мир металлообработки — EMO 2005» (Ганновер, 14–21 сентября), на которой будут продемонстрированы мировые достижения в области станкостроения, обработка металлов и других материалов, современное оборудование, роботы, инструменты.

ЦНИИТМАШ (г. Москва) совместно с РСНТО организует в рамках проведения научно-технического семинара «Новые технологические процессы в машиностроении» недорогую поездку с посещением выставок в Эссене и Ганновере. 10-дневная поездка, организуемая ЦНИИТМАШ, включает железнодорожный и автобусный переход по маршруту Москва–Брест–Кельн (Эссен)–Ганновер–Берлин–Москва с возможностью 3-дневной работы на сварочной выставке в Эссене и 2-дневной работы на выставке «EMO» в Ганновере, а также культурные программы (экскурсии в Кельне, Ганновере, Берлине, однодневные поездки в Амстердам и тур «Рейнская романтика»). РСНТО организовывает на выставке в Эссене коллективный стенд.

Программа научно-технического семинара «Новые технологические процессы в машиностроении» включает обсуждение проблем машиностроения: новые материалы, технология и оборудование для выплавки стали, литейное производство, горячая и холодная обработка металла, сварка и родственные процессы, неразрушающие методы контроля, прочность и эксплуатация материалов и конструкций, экология и безопасность. Работа семинара будет проходить в ЦНИИТМАШ и во время переходов автобусом международного класса, в котором созданы необходимые условия для работы семинара, в т. ч. для выступлений и просмотров видеофильмов, а также сообщений участников о собственных разработках и рекламы выпускаемой продукции. Участникам будут переданы материалы о последних разработках ЦНИИТМАШ.

Ориентировочная стоимость участия в работе семинара и поездке — 550 евро, включая все переезды, проживание в отеле, визу и медстраховку, экскурсии.

Программа поездки в Эссен (9–18 сентября 2005 г.)

- 09.09. Работа семинара в ЦНИИТМАШ. Выезд из Москвы
- 10.09. Размещение в автобусе. Пересечение границы. Переезд через Польшу. Отель
- 11.09. Пересечение Германии и прибытие в Кельн. Размещение в отеле
- 12.09. Поездка в Эссен и работа на выставке. Свободное время (для желающих)
- 13.09. Работа на выставке в Эссене или однодневная поездка в Амстердам
- 14.09. Работа на выставке или однодневная экскурсия «Рейнская романтика»
- 15.09. Выезд в Ганновер и работа на выставке «EMO». Ознакомительная экскурсия по Ганноверу
- 16.09. Продолжение работы на выставке. Переезд в Берлин. Отель в Польше
- 17.09. Пересечение Польши. Прибытие в Брест. Выезд в Москву

Конгресс Международного института сварки (Прага, Чехия, 8–17 июля 2005 г.)

Поездка в Прагу с возможностью участия в работе Конгресса Международного института сварки. Ж/д + автобус: Krakow–Прага (6 дн.) — Варшава и большая экскурсионная программа. Ориентировочная стоимость — 450 евро.

Выставка и конференция по неразрушающему контролю (Лондон, Великобритания, 9–16 апреля 2005 г.)

В рамках научно-технического семинара по неразрушающему контролю в машиностроении и энергетике имеется возможность посещения проходящей в Лондоне 12–14 апреля выставки и конференции по неразрушающему контролю (Materials Testing 2005). Ориентировочная стоимость — 650 евро, включая авиаперелет, трансфер, отель (**).

Предусматривается также организация посещений международных выставок по энергетике, охране окружающей среды и технологиям обработки воды (Абу Даби, ОАЭ, 30 января – 2 февраля 2005 г.) и по управлению предприятиями и бизнес-технологии (Милан, Италия, 7–14 мая 2005 г.).

По всем вопросам обращаться к Рымкевич А. И.

Тел./факс: (095) 275-85-33, м/т 8-903-168-47-81, E-mail: rimai@umal.ru

ФГУП ЦНИИТМАШ (ГНЦ РФ по технологии машиностроения)

115088, Москва, Ж-88, Шарикоподшипниковская, 4.



Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
70 лет на передовых рубежах технического прогресса Торжества, посвященные юбилею ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины	3 4	Тригуб Н. П., Жук Г. В., Ахонин С. В.	1
ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ		Электронно-лучевая плавка жаропрочных сплавов с промежуточной емкостью	1
Биктагиров Ф. К., Крикент И. В. Особенности теплообмена между шлаком и металлом в условиях электрошлакового обогрева	4	Тригуб Н. П., Жук Г. В., Ахонин С. В., Березос В. А.	2
Еремин Е. Н., Жеребцов С. Н. Центробежное электрошлаковое литье фланцевых заготовок с применением инокулирующего модифицирования	3	Электронно-лучевая технология получения трубных заготовок из сплава на основе циркония	2
Компан Я. Ю., Протоковилов И. В., Монсеев В. Н. Высокопрочные и жаропрочные титановые сплавы с интерметаллидами технологии МЭП	2	Хомутский С. В., Козловец О. Н., Ищенко В. В.	2
Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я. О перспективах производства биметалла с применением электрошлакового процесса	4	Получение слитков меди высокого качества из отходов промышленности с помощью электронно-лучевого переплава с промежуточной емкостью	2
Патон Б. Е., Медовар Л. Б., Саенко В. Я., Цыкуленко А. К. О некоторых "старых-новых" задачах ЭШП	3	Шаламберидзе О. П., Хаханашвили К. Г., Ломая Т. П., Демчишин А. В. Субструктурные особенности электронно-лучевых вакуумных конденсаторов тугоплавких	1
Патон Б. Е., Чепурной А. Д., Саенко В. Я., Медовар Л. Б., Литвиненко А. В. Перспективы применения электрошлаковых технологий в производстве сосудов высокого давления	1	ПЛАЗМЕННО-ДУГОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ	
Попов В. С., Билоник И. М., Бережный С. П., Капустян А. Е. Улучшение структуры и свойств литых инструментальных сталей при электрошлаковой выплавке с инокуляторами	2	Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А., Мельник Г. А., Приходько М. С., Ждановский А. А., Жиров Д. М. Инженерная методика расчета основных энергетических параметров плазменных ковшей-печей	3
Троянский А. А., Рябцев А. Д., Галян Н. Н. Применение электрошлаковой технологии для получения алюминидов железа	3	Жадкевич М. Л., Шаповалов В. А., Тэлин В. В., Теслевич С. М., Константинов В. С., Торхов Г. Ф., Буриашев В. Р. Исследование состава газовой фазы при плазменно-дуговой плавке титана из прессованной заготовки	4
Троянский А. А., Рябцев А. Д., Мастепан В. Ю., Самборский М. В. Использование гармонического анализа электрических параметров для контроля и управления процессом ЭШП	1	Шаповалов В. А., Никитенко Ю. А., Буриашев В. Р. Применение донного слива при плазменно-дуговой гарнисажной плавке	4
ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПРОЦЕССЫ		ВАКУУМНО-ДУГОВОЙ ПЕРЕПЛАВ	
Антонов С. Н., Ревенок В. П., Журавлев А. В., Антильева Н. В., Копылова Н. Е., Петров В. Д. Калинюк А. Н., Козловец О. Н. Изготовление титановых труб из металла, выплавленного методом ЭЛПЕ	4	Панов А. Н. Определение перспективных направлений разработки конструкций большегрузных печей для изготовления крупногабаритных титановых отливок	4
Гаврилок О. Я., Несынов В. И., Комаров Н. С., Руденко Ю. В., Лебедев Б. Б., Подольцев А. Д. Регулятор анодного тока электронно-лучевых пушек с подогреваемым катодом	3	ВАКУУМНО-ИНДУКЦИОННАЯ ПЛАВКА	
Жук Г. В., Калинюк А. Н., Тригуб Н. П. Производство титановых слитков-слябов методом электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью	3	Жадкевич М. Л., Шейко И. В., Теслевич С. М., Шаповалов В. А., Константинов В. С., Степаненко В. В. Исследование состава газовой атмосферы при индукционной плавке в секционном кристаллизаторе губчатого титана	3
Мовчан Б. А., Яковчук К. Ю. Электронно-лучевые установки для испарения и осаждения неорганических материалов и покрытий	2	Сойфер В. М. Некоторые особенности безопасности индукционных печей	2
Могильникова Т. Т., Нероденко Л. М., Мовчан Б. А. Микроскопический предел упругости осажденного из паровой фазы трехслойного материала системы Fe-Cu	1	Шейко И. В., Григоренко Г. М. Индукционный нагрев. Возможности и перспективы применения в процессах специальной электрометаллургии. Часть 3. Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе (ИПСК)	2
Наконечный Н. Ф., Федоров В. Н., Щекин-Кротов В. А. Температура металла на скате расходуемой заготовки при ЭЛПЕ сплавов титана	2	ОБЩИЕ ВОПРОСЫ МЕТАЛЛУРГИИ	
Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Жук Г. В., Ахонин С. В., Березос В. А. Получение полых титановых слитков методом ЭЛПЕ	3	Булык И. И., Панасюк В. В., Тростячин А. М., Григоренко Г. М., Костин В. А., Таранова Т. Г., Григоренко С. Г. Рентгеновские и металлографические исследования фазовых превращений в ходе SOLID-ГДДР в ферромагнитном сплаве системы дидим-железо-бор	3
Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Пикулин А. Н. Электронно-лучевое оплавление слитков циркония	4	Григоренко Г. М., Помарин Ю. М., Лакомский В. В., Орловский В. Ю. Особенности механизма поглощения азота высокореакционными металлами	1
		Приходько Э. В., Мороз В. Ф. О влиянии межатомного взаимодействия в расплавах на растворимость в них газов и углерода. Часть I. Методология исследования. Растворимость углерода и азота	2
		Приходько Э. В., Мороз В. Ф. О влиянии межатомного взаимодействия в расплавах на растворимость в них газов и углерода. Часть II. Растворимость водорода и кислорода. Общие выводы	4



Автор и название статьи	№ журнала	Автор и название статьи	№ журнала
Рудой А. П., Жученко Л. П., Мельник В. Х., Портнов А. П. Влияние меди на свойства высокочистого хрома и его сплавов с лантаном	1	Лакомский В. И., Лебедев В. А. Зависимость контактного электросопротивления термоантрацита от температуры и давления	4
ЭЛЕКТРОМЕТАЛЛУРГИЯ СТАЛИ И ФЕРРОСПЛАВОВ		Теслевич С. М., Тэлин В. В., Петрунько А. Н., Шварцман Л. Я., Яценко А. П. Проблемы надежности аппарата магнитермического получения губчатого титана повышенной цикловой производительности	2
Гасик М. И. Сталь Гадфильда: современное состояние технологии и материаловедения крестовин железнодорожных стрелочных переводов	1	ИНФОРМАЦИЯ	
Карпов В. В. О возможности получения газаров методами электрометаллургии	4	Балицкий А. И. Международная конференция по высокоазотистым сталиам HNS-2004	4
Костяков В. Н., Найдек В. Л., Полетаев Е. Б., Григоренко Г. М., Быстров Ю. А., Медведь С. Н. Особенности восстановления металлов углеродом из оксидных материалов при жидкофазной восстановительной плавке	3	Балицкий А. И. 7-я Международная конференция по высокоазотистым сталиам HNS-2003	1
Сойфер В. М. Сертификация дуговых сталеплавильных печей переменного и постоянного тока	1	Диссертации на соискание ученой степени	1, 2
Чепурной А. Д., Разинкин Б. И., Церцек А. Б., Ковалев А. Г., Леонтьев А. А. Исследование дегазации стали при электродуговой плавке и циркуляционном вакуумировании	3	Жадкевич А. М. В. П. Ижевский — у истоков электрометаллургии	1
ЭНЕРГОРЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ		Календарь конференций и выставок в 2004 г.	1
Быковец В. В., Лакомский В. И., Кириленко В. П. Удельное электрическое сопротивление кускового термоантрацита в тонком слое	1	К 60-летию А. Д. Чепурного	1
Лакомский В. И. Вольт-амперная характеристика термоантрацитовых контактов	4	К 75-летию академика Н. П. Лякишева	4
Лакомский В. И. Контактная теплопроводность дробленого термоантрацита	2	К 75-летию Михаила Ивановича Гасика	3
Лакомский В. А., Григоренко Г. М. Особенности нагрева термоантрацита в электрическом поле переменного тока	3	В. С. Куцаку — 60	1
		Международные выставки металлургической промышленности в 2004 г.	2
		На Кавказе появился пик Патона	4
		Новые книги	3
		Памяти В. М. Шифрина	4
		Памяти Леонида Александровича Позняка	2
		Памяти Л. М. Ступака	3
		Памяти О. П. Бондаренко	3
		Юбилей Международного центра электронно-лучевых технологий Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ	3

УКАЗАТЕЛЬ АВТОРОВ

Антипьева Н. В., №4
Антонов С. Н., №4
Ахонин С. В., №1, 2, 3, 4
Балицкий А. И., №1, 4
Биктагиров Ф. К., №4
Билоник И. М., №2
Бережный С. П., №2
Березос В. А., №2, 3
Булык И. И., №3
Бурнашев В. Р., №4(2)
Быковец В. В., №1
Быстров Ю. А., №3
Гаврилюк О. Я., №3
Гасик М. И., №1
Григоренко Г. М., №1, 2, 3(3)
Григоренко С. Г., №3
Демчишин А. В., №1
Еремин Е. Н., №3
Жадкевич А. М., №1
Жадкевич М. Л., №3 (2), 4
Ждановский А. А., №3
Жеребцов С. Н., №3
Жиров Д. М., №3
Жук Г. В., №1, 2, 3(2)
Журавлев А. В., №4
Жученко Л. П., №1

Ищенко В. В., №2
Калинок А. Н., №1, 2, 3
Капустян А. Е., №2
Карпов В. В., №4
Кириленко В. П., №1
Ковалев А. Г., №3
Козловец О. Н., №2, 4
Комаров Н. С., №3
Компан Я. Ю., №2
Копылова Н. Е., №4
Костин В. А., №3
Костяков В. Н., №3
Крикент И. В., №4
Лакомский В. В., №1
Лакомский В. И., №1, 2, 3, 4 (2)
Лебедев Б. Б., №3
Лебедев В. А., №4
Леонтьев А. А., №3
Литвиценко А. В., №1
Ломая Т. П., №1
Мастепан В. Ю., №4
Медведь С. Н., №3
Медовар Л. Б., №1, 3, 4
Мельник В. Х., №1
Мельник Г. А., №3
Мовчан Б. А., №1, 2

Могильникова Т. Т., №1
Моисеев В. Н., №2
Мороз В. Ф., №2, 4
Найдек В. Л., №3
Наконечный Н. Ф., №2
Нероденко Л. М., №1
Несынов В. И., №3
Никитенко Ю. А., №4
Орловский В. Ю., №1
Панасюк В. В., №3
Панов А. Н., №4
Патон Б. Е., №1, 3 (2), 4
Петров В. Д., №4
Подольцев А. Д., №3
Полетаев Е. Б., №3
Помарин Ю. М., №1
Попов В. С., №2
Портнов А. П., №1
Приходько М. С., №3
Притоковилов И. В., №2
Разинкин Б. И., №3
Ревенок В. П., №4
Руденко Ю. В., №3
Рудой А. П., №1
Рябцев А. Д., №3, 4
Саенко В. Я., №1, 3, 4

Самборский М. В., №4
Сойфер В. М., №1, 2
Степаненко В. В., №3
Таранова Т. Г., №3
Теслевич С. М., №2, 3, 4
Торхов Г. Ф., №4
Тригуб Н. П., №1, 2, 3(2), 4
Тростянчин А. М., №3
Троянский А. А., №3, 4
Тэлин В. В., №2, 4
Федоров В. Н., №2
Хаханашвили К. Г., №1
Хомутский С. В., №2
Церцек А. Б., №3
Чепурной А. Д., №1, 4
Шаламберидзе О. П., №1
Шаповалов В. А., №3(2), 4 (2)
Шварцман Л. Я., №2
Шейко И. В., №2, 3
Щекин-Кротов В. А., №2
Яковчук К. Ю., №2
Яценко А. П., №2